

TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN

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

## **In-situ-Legierungsbestimmung beim Laserstrahlschweißen**

**Sonja Huber**

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

Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Veit Stefan Senner

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Friedrich Zäh
2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt,  
Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Die Dissertation wurde am 03.09.2013 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 22.01.2014 angenommen.



## Geleitwort der Herausgeber

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

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

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

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

*Gunther Reinhart*

*Michael F. Zäh*



# Vorwort

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

Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael F. Zäh und Herrn Prof. Dr.-Ing. Gunther Reinhart, den Leitern dieses Instituts, gilt mein besonderer Dank für die wohlwollende Förderung und Unterstützung meiner Arbeit. Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt, dem Leiter des Lehrstuhls für Photonische Technologien der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg und dem Geschäftsführer des Bayerischen Laserzentrums, möchte ich mich für die Übernahme des Korreferats, die fachlichen Gespräche und die aufmerksame Durchsicht meiner Arbeit bedanken. Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. DiplSpL Veit Senner, dem Leiter des Extraordinariats Sportgeräte und Sportmaterialien am Lehrstuhl für Ergonomie der Technischen Universität München, bedanke ich mich herzlich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Darüber hinaus bedanke ich mich bei den Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern sowie allen Studierenden des *iwb*, die mich bei der Erstellung meiner Arbeit unterstützt haben. Dabei möchte ich besonders meinen früheren Diplomanden und späteren Kollegen Herrn Johannes Glaschröder hervorheben, dessen Arbeiten und dessen fachkundige Anmerkungen einen maßgeblichen Beitrag zu meiner Arbeit leisteten. Mein Dank geht ebenfalls an die Kolleginnen und Kollegen des Sonderforschungsbereichs Transregio 10 – Integration von Umformen, Trennen und Fügen für die flexible Fertigung leichter Tragwerkstrukturen, gefördert durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG). Für die kritische Durchsicht meiner Arbeit möchte ich mich insbesondere bei Herrn Dr.-Ing. Florian Schwarz und bei Frau Sabine Lazarski bedanken. Des Weiteren wurde ich im Rahmen der technischen Umsetzung meiner Forschungsarbeiten von den Firmen RHEINFELDEN ALLOYS GmbH & Co. KG und Siemens AG freundlich unterstützt.

Diese Arbeit konnte nur durch die Unterstützung meiner Mutter Laura Huber und meiner Schwester Susanne Huber entstehen. Meine Mutter hat mir meine akademische Ausbildung und dadurch den Weg zur Promotion ermöglicht. Nicht zuletzt und im besonderen Maße danke ich meinem Partner Mathey Wiesbeck dafür, dass er mit mir gemeinsam die sehr schönen und teils schwierigen Abschnitte der Promotionszeit durchlebt hat und mir stets mit professionellem, fachlichem und sehr liebevollem Rat zur Seite stand.

München, im Februar 2014

*Sonja Huber*



---

# Inhaltsverzeichnis

|   |           |
|---|-----------|
| <b>Inhaltsverzeichnis .....</b>   | <b>I</b>  |
| <b>Abkürzungsverzeichnis .....</b>  | <b>V</b>  |
| <b>Formelzeichenverzeichnis .....</b>   | <b>IX</b> |
| Formelzeichen für die wissenschaftliche Arbeit.....   | IX        |
| Große lateinische Buchstaben .....  | IX        |
| Kleine lateinische Buchstaben .....   | XIII      |
| Griechische Buchstaben .....  | XVII      |
| Tief- und hochgestellte Zeichen.....  | XIX       |
| Formelzeichen für die Bewertung der industriellen Anwendbarkeit.....                                  | XXIII     |
| Große lateinische Buchstaben .....  | XXIII     |
| Kleine lateinische Buchstaben .....   | XXIV      |
| Tiefgestellte Zeichen .....   | XXV       |
| <b>1 Einleitung.....</b>  | <b>1</b>  |
| 1.1 Ausgangssituation und Motivation.....   | 1         |
| 1.1.1 Technologisch innovative Produkte .....   | 1         |
| 1.1.2 Einfluss des Laserstrahlschweißprozesses auf das Produkt .....                                  | 2         |
| 1.1.3 Prozessstabilität im Labor- und im Produktionsbetrieb .....                                     | 4         |
| 1.2 Zielsetzung.....  | 5         |
| 1.3 Vorgehensweise zur Verfahrensentwicklung .....  | 6         |
| 1.3.1 Vergleich der laserinduzierten Plasmaspektroskopie (LIPS) mit dem<br>Laserstrahlschweißen ..... | 6         |
| 1.3.2 Prinzip der In-situ-Legierungsbestimmung.....   | 8         |
| 1.3.3 Aufbau der Arbeit.....  | 11        |

|          |   |           |
|----------|---|-----------|
| <b>2</b> | <b>Stand der Erkenntnisse.....</b>  | <b>13</b> |
| 2.1      | Allgemeines.....  | 13        |
| 2.2      | Stand der Forschung.....  | 15        |
| 2.2.1    | Lasertiefschweißprozess .....   | 15        |
| 2.2.2    | Prozesserfassung und Indikatoren.....   | 18        |
| 2.3      | Stand der Technik.....  | 20        |
| 2.3.1    | Kommerziell erhältliche Systeme .....   | 20        |
| 2.3.2    | Patentrecherche .....   | 22        |
| 2.4      | Defizite bekannter Ansätze und Systeme.....                                     | 24        |
| 2.5      | Handlungsfelder und Vorgehensweise.....   | 25        |
| <b>3</b> | <b>Physikalische Voraussetzungen für die In-situ-Legierungsbestimmung .....</b> | <b>27</b> |
| 3.1      | Allgemeines.....  | 27        |
| 3.2      | Charakteristische Elementlinienstrahlung.....                                   | 28        |
| 3.2.1    | Prozessstrahlung .....  | 28        |
| 3.2.2    | Metалldampfspektren .....   | 30        |
| 3.2.3    | Anregungsprozess im Metалldampf.....  | 46        |
| 3.2.4    | Charakterisierung des angeregten Metалldampfs.....                              | 63        |
| 3.3      | Prozessstrahlungsbereiche beim Lasertiefschweißprozess .....                    | 64        |
| 3.3.1    | Prozessstrahlung aus der Metалldampfwolke.....                                  | 64        |
| 3.3.2    | Strahlungsaktiver Bereich der Dampfkapillare.....                               | 69        |
| 3.4      | Zwischenfazit .....   | 76        |
| <b>4</b> | <b>Qualifizierung der Metалldampfspektren zur In-situ-Legierungsbestimmung</b>  | <b>77</b> |
| 4.1      | Allgemeines.....  | 77        |
| 4.2      | Qualitative In-situ-Analyse .....   | 77        |



---

|          |   |            |
|----------|---|------------|
| 4.2.1    | Identifizierung der Legierungselemente.....                                   | 77         |
| 4.2.2    | Elementlinien zur Gehaltsbestimmung.....                                      | 81         |
| 4.3      | Quantitative In-situ-Analyse.....   | 85         |
| 4.3.1    | Berücksichtigung von Störeinflüssen aus dem Schweißprozess.....               | 85         |
| 4.3.2    | Einfluss eines Elementanteils auf die Linienintensität.....                   | 88         |
| 4.3.3    | Zusammenhang zwischen dem Elementanteil und dem<br>Intensitätsverhältnis..... | 90         |
| 4.4      | Zwischenfazit.....  | 96         |
| <b>5</b> | <b>Umsetzung der In-situ-Legierungsbestimmung.....</b>                        | <b>99</b>  |
| 5.1      | Allgemeines.....  | 99         |
| 5.2      | Schweißen von heißbrissanfälligen Aluminiumlegierungen.....                   | 99         |
| 5.2.1    | Bifokal-Hybrid-Laserstrahlschweißen.....                                      | 99         |
| 5.2.2    | Materialzusammensetzung und Heißbrissneigung.....                             | 103        |
| 5.2.3    | Heißbrissneigung der Legierung EN AW-6060.....                                | 107        |
| 5.3      | In-situ-Legierungsbestimmung beim Schweißen von Aluminium.....                | 112        |
| 5.3.1    | Empfindlichkeit der Anteilsbestimmung.....                                    | 112        |
| 5.3.2    | Stabilität des Verfahrens im Schweißverlauf.....                              | 114        |
| 5.4      | Zwischenfazit.....  | 117        |
| <b>6</b> | <b>Bewertung der industriellen Anwendbarkeit.....</b>                         | <b>119</b> |
| 6.1      | Allgemeines.....  | 119        |
| 6.2      | Fallbeispiel.....   | 119        |
| 6.2.1    | Anwender aus der Luft- und Raumfahrt.....                                     | 119        |
| 6.2.2    | Nutzeneffekte durch die In-situ-Legierungsbestimmung.....                     | 120        |
| 6.2.3    | Berechnung der Anschaffungs- und Implementierungskosten.....                  | 123        |

|          |   |            |
|----------|---|------------|
| 6.2.4    | Zielkostenrechnung beim Systemlieferanten .....             | 124        |
| 6.3      | Zwischenfazit: möglicher Produktpreis .....                 | 126        |
| <b>7</b> | <b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>                   | <b>129</b> |
| <b>8</b> | <b>Literaturverzeichnis.....</b>                            | <b>133</b> |
| <b>9</b> | <b>Anhang .....</b>   | <b>147</b> |
| 9.1      | Verzeichnis betreuter Studienarbeiten .....                 | 147        |
| 9.2      | Genannte Firmen und Verbände .....                          | 148        |
| 9.3      | Begriffe und Erläuterungen.....                             | 149        |
| 9.4      | Verwendete Laserquellen.....                                | 152        |
| 9.5      | Zusammenhang zwischen Temperatur und Energie im Plasma..... | 153        |
| 9.6      | Herleitung der Elektronen-Energie-Dichte-Verteilung.....    | 153        |
| 9.7      | Verwendete Elementlinien.....                               | 158        |

---

## Abkürzungsverzeichnis

|        |   |
|--------|---|
| BHLS   | Bifokal-Hybrid-Laserstrahlschweißen   |
| BOK    | Bearbeitungsoptik   |
| bzw.   | beziehungsweise   |
| ca.    | circa   |
| CCD    | ladungsgekoppeltes Bauelement (engl. <i>charge coupled device</i> )                   |
| d. h.  | das heißt   |
| DFG    | Deutsche Forschungsgemeinschaft e. V.   |
| DGL    | Differentialgleichung   |
| DIN    | Deutsches Institut für Normung e V.   |
| DVS    | Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V.                         |
| e. V.  | eingetragener Verein  |
| EDX    | Energiedispersive Röntgenanalyse (engl. <i>energy dispersive X-ray spectroscopy</i> ) |
| EL     | Element   |
| engl.  | englisch  |
| et al. | et alii   |
| ff.    | folgende  |
| ggf.   | gegebenenfalls  |
| HLDL   | Hochleistungsdiodenlaser  |
| Hrsg.  | Herausgeber   |
| i.-O.  | in Ordnung  |
| ISBN   | internationale Standardbuchnummer   |
| ISI    | Fraunhofer-Institut für System- und Innovationsforschung                              |

|               |   |
|---------------|---|
| <i>iwb</i>    | Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften der Technischen Universität München |
| <i>konst.</i> | konstant  |
| lat.          | lateinisch  |
| LIPS          | laserinduzierte Plasmaspektroskopie   |
| LPA           | Laser-Pulver-Auftragsschweißen  |
| LTG           | lokales thermisches Gleichgewicht   |
| LWM           | Werkzeug zur Online-Prozessüberwachung (engl. <i>laser welding monitor</i> )                  |
| MSA           | Mess-System-Analyse   |
| MSG           | Metall-Schutzgas-Schweißprozess   |
| n.-i.-O.      | nicht in Ordnung  |
| Nd:YAG        | Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat   |
| NIR           | Nah-Infrarot  |
| NIST          | engl. National Institute of Standards and Technology  |
| OES           | optische Emissionsspektroskopie   |
| S.            | Seite   |
| SFB           | Sonderforschungsbereich   |
| sog.          | sogenannt   |
| SPQ           | Strahlparameterquotient   |
| SPS           | speicherprogrammierbare Steuerung   |
| TR10          | Transregio 10   |
| TUM           | Technische Universität München  |
| usw.          | und so weiter   |
| UV            | ultraviolett  |
| Verf.         | Verfasser   |

---

|       |                                  |
|-------|----------------------------------|
| vgl.  | vergleiche                       |
| VIS   | sichtbar (engl. <i>visible</i> ) |
| WEZ   | Wärmeeinflusszone                |
| z. B. | zum Beispiel                     |
| z. T. | zum Teil                         |



---

# Formelzeichenverzeichnis

## Formelzeichen für die wissenschaftliche Arbeit

### Große lateinische Buchstaben

| Größe         | Einheit                                    | Bezeichnung  |
|---------------|--|--|
| $A$           | %  | Absorptionsgrad  |
| $A_{86}$      | mm   | Brennfleckfläche, in der 86 % der Laserleistung enthalten sind                     |
| $A_{Al}$      | %  | Absorptionsgrad von Aluminium  |
| $A_{BF}$      | cm <sup>2</sup>                            | Brennfleckfläche   |
| $A_{DK}$      | %  | Absorptionsgrad der Dampfkapillare   |
| $A_{DKO}$     | m <sup>2</sup> /s                          | Diffusionskoeffizient  |
| $A_{DT}$      | mm <sup>2</sup>                            | Querschnittsfläche des Drahtes   |
| $A_{EL}$      | 1/s  | Einsteinkoeffizient einer Elementlinie (Elektronenübergänge pro Zeiteinheit)       |
| $A_{EL_1}$    | 1/s  | Einsteinkoeffizient der ersten Elementlinie (Elektronenübergänge pro Zeiteinheit)  |
| $A_{EL_2}$    | 1/s  | Einsteinkoeffizient der zweiten Elementlinie (Elektronenübergänge pro Zeiteinheit) |
| $A_{kj}$      | 1/s  | Einsteinkoeffizient für eine bestimmte Elementlinie                                |
| $A_{SN}$      | mm <sup>2</sup>                            | Querschnittsfläche der Schweißnaht   |
| $A_{SO}$      | %  | Absorptionsgrad der Schmelzbadoberfläche   |
| $A_{SR}$      | $\frac{eV^2 \cdot s^2}{\sqrt{\epsilon^3}}$ | Konstante für die Strahlungsrekombination  |
| $A_{ST}$      | $\frac{eV \cdot C}{\sqrt{kg \cdot m^5}}$   | Konstante für die Stoßrekombination  |
| $B(\epsilon)$ |  | Hilfsfunktion  |

|               |                                   |  |
|---------------|-----------------------------------|--|
| $C(\epsilon)$ |                                   | Hilfsfunktion  |
| $C_D$         | cps, Hz                           | Zählrate im Dunkeln  |
| $C_{D\_KB}$   | cps, Hz                           | Zählrate im Dunkeln beim Kalibrierungsprozess  |
| $C_{KB}$      | cps, Hz                           | Zählrate im Kalibrierungsprozess   |
| $C_S$         | cps, Hz                           | Zählrate im Schweißprozess   |
| $E_{Al(i)}$   | eV                                | erste Anregungsenergie für Aluminiumatome  |
| $E_{EL\_1}$   | eV                                | angeregtes Energieniveau der ersten Elementlinie   |
| $E_{EL\_2}$   | eV                                | angeregtes Energieniveau der zweiten Elementlinie  |
| $E_j$         | eV                                | $j$ -tes Energieniveau (Endenergielevel)   |
| $E_k$         | eV                                | $k$ -tes Energieniveau (Ausgangsenergielevel)  |
| $E_{kj}$      | eV                                | Energielücke zwischen $k$ -tem und $j$ -tem Energieniveau  |
| $E_{kj\_max}$ | eV                                | maximale Energielücke eines Atoms  |
| $E_{kj\_min}$ | eV                                | minimaler Energieübertrag zur Anregung eines Atoms   |
| $E_{PH}$      | eV                                | Photonenenergie  |
| $F_T$         | $\mu\text{W}/\text{cm}^2/$<br>cps | Transferfunktion   |
| $I^*_{EL\_1}$ | $\mu\text{W}/\text{cm}^2$         | Intensität der ersten Elementlinie (Spektrum 2)  |
| $I^*_{EL\_2}$ | $\mu\text{W}/\text{cm}^2$         | Intensität der zweiten Elementlinie (Spektrum 2)   |
| $I_{86}$      | $\text{W}/\text{cm}^2$            | mittlere Leistungsdichte   |
| $I_{EL}$      | $\mu\text{W}/\text{cm}^2$         | Intensität einer Elementlinie  |
| $I_{EL\_1}$   | $\mu\text{W}/\text{cm}^2$         | Intensität der ersten Elementlinie (Spektrum 1)  |
| $I_{EL\_2}$   | $\mu\text{W}/\text{cm}^2$         | Intensität der zweiten Elementlinie (Spektrum 1)   |
| $I_{EL(i)}$   | $\mu\text{W}$                     | Intensität der charakteristischen Linie für das Element EL mit der Anregungs-/Ionisationsstufe $i$ |
| $I_{Fe\_3}$   | $\mu\text{W}/\text{cm}^2$         | Intensität der dritten betrachteten Eisenlinie   |



---

|             |                              |   |
|-------------|------------------------------|---|
| $I_{GS}(r)$ | $\text{W/cm}^2$              | Intensitätsanteil innerhalb eines Radius $r$ , ausgehend von der Strahlachse für einen Gaußstrahl |
| $I_{KB}$    | $\mu\text{W/cm}^2$           | Intensität des Standards zur Kalibrierung   |
| $I_{kont}$  | $\mu\text{W/cm}^2$           | Intensität der kontinuierlichen Wärmestrahlung  |
| $I_L$       | $\text{W/cm}^2$              | Intensität des Laserstrahls auf der Werkstückoberfläche   |
| $I_{Mg\_2}$ | $\mu\text{W/cm}^2$           | Intensität der zweiten betrachteten Magnesiumlinie  |
| $I_{Mg\_3}$ | $\mu\text{W/cm}^2$           | Intensität der dritten betrachteten Magnesiumlinie  |
| $I_{SM}$    | $\mu\text{W/cm}^2/\text{nm}$ | spektrale Intensität oder auch spektrale Bestrahlungsstärke                                       |
| $I_{SW}$    | $\text{W/cm}^2$              | Intensitätsschwelle   |
| $J$         | eV                           | Ionisationsenergie  |
| $J_{Al}$    | eV                           | Ionisationsenergie von Aluminium  |
| $J_{Fe}$    | eV                           | Ionisationsenergie von Eisen  |
| $K_I$       |                              | Hilfskonstante  |
| $M$         | kg                           | Atommasse   |
| $N_0$       | $1/\text{m}^3$               | gesamte Dichte der Atome eines Elements   |
| $N_e$       | $1/\text{m}^3$               | gesamte Elektronendichte  |
| $N_I$       | $1/\text{m}^3$               | Dichte aller einfach ionisierten Atome eines Elements   |
| $N_k$       | $1/\text{m}^3$               | Dichte aller Atome eines Elements mit dem angeregten Energieniveau $E_k$                          |
| $P_{CO2}$   | kW                           | Ausgangsleistung des CO <sub>2</sub> -Lasers  |
| $P_{DK}$    | W                            | Leistungsanteil zur Dampfkapillarenerzeugung  |
| $P_{HLDL}$  | kW                           | Ausgangsleistung des Hochleistungsdiodenlasers  |
| $P_L$       | kW                           | Ausgangsleistung des Lasers   |
| $P_{SO}$    | W                            | Leistungsanteil auf der Schmelzbadoberfläche  |
| $P_{YAG}$   | kW                           | Ausgangsleistung des Nd:YAG-Lasers  |

|              |                 |   |
|--------------|-----------------|---|
| $Q$          | 1/(J·s)         | Elektronenstrom                                     |
| $Q_I$        | 1/(J·s)         | Elektronenquelle durch Ionisation                   |
| $Q_{RK}$     | 1/(J·s)         | Elektronensenke durch Rekombination                 |
| $Q_{TE}$     | 1/(J·s)         | Elektronenquelle durch Thermoemission               |
| $Q_W$        | 1/(J·s)         | Elektronensenke an den Wänden der Dampfkapillare    |
| $R^2$        | -               | Bestimmtheitsmaß                                    |
| $S_1$        | %               | Zusammensetzung auf der Liquiduslinie               |
| $S_2$        | %               | Zusammensetzung auf der Liquiduslinie               |
| $S_3$        | %               | Zusammensetzung auf der Liquiduslinie               |
| $S_4$        | %               | Zusammensetzung auf der Liquiduslinie               |
| $S_{86}$     | kW/mm           | Strahlparameterquotient                             |
| $T$          | K               | Temperatur  |
| $T_e$        | K               | Elektronentemperatur                                |
| $T_{exc}$    | K               | Anregungstemperatur                                 |
| $T_G$        | K               | Gastemperatur                                       |
| $T_{krit}$   | K               | kritische Temperatur für die Thermoemission         |
| $T_P$        | K               | Plasmatemperatur                                    |
| $T_{TG}$     | %               | Transmissionsgrad                                   |
| $T_{VD\_Al}$ | K               | Verdampfungstemperatur von Aluminium                |
| $T_{VD\_Mg}$ | K               | Verdampfungstemperatur von Magnesium                |
| $U$          | V               | Spannung  |
| $V_{AM}$     | mm <sup>3</sup> | Volumen des Ausgangsmaterials                       |
| $V_{DT}$     | mm <sup>3</sup> | Drahtvolumen  |
| $V_{EL}$     | mm <sup>3</sup> | eingenommenes Volumen des Elements in der Legierung |
| $V_{LG}$     | mm <sup>3</sup> | Volumen der Legierung                               |

---

|             |                 |  |
|-------------|-----------------|--|
| $V_{SN}$    | mm <sup>3</sup> | Volumen der Schweißnaht  |
| $W(E_{kj})$ | -               | Wahrscheinlichkeit für die Überwindung der Energielücke zwischen dem $k$ -ten und dem $j$ -ten Energieniveau |

### **Kleine lateinische Buchstaben**

| <b>Größe</b>   | <b>Einheit</b> | <b>Bedeutung</b>  |
|----------------|----------------|---|
| $\vec{v}_{DF}$ | m/s            | Dampfaustrittsgeschwindigkeit   |
| $a$            | -              | Konstante und y-Achsenabschnitt                                       |
| $a_1$          | %              | Zusammensetzung auf der Soliduslinie (Gleichgewichtserstarrung)       |
| $a_1'$         | %              | Zusammensetzung auf der Soliduslinie (Nicht-Gleichgewichtserstarrung) |
| $a_2$          | %              | Zusammensetzung auf der Soliduslinie (Gleichgewichtserstarrung)       |
| $a_2'$         | %              | Zusammensetzung auf der Soliduslinie (Nicht-Gleichgewichtserstarrung) |
| $a_3$          | %              | Zusammensetzung auf der Soliduslinie (Gleichgewichtserstarrung)       |
| $a_3'$         | %              | Zusammensetzung auf der Soliduslinie (Nicht-Gleichgewichtserstarrung) |
| $a_4$          | %              | Zusammensetzung auf der Soliduslinie (Gleichgewichtserstarrung)       |
| $a_4'$         | %              | Zusammensetzung auf der Soliduslinie (Nicht-Gleichgewichtserstarrung) |
| $a_{BR}$       | mm             | Bohr'scher Atomradius   |
| $a_{PG}$       | mm             | Probendicke   |
| $a_R$          | -              | y-Achsenabschnitt einer Regressionsgeraden                            |
| $a_{SM}$       | cm             | Abstand zwischen Messkopf und Messstelle                              |

|                            |               |   |
|----------------------------|---------------|---|
| $a_{SN}$                   | %             | Anteil an der Nahtquerschnittsfläche                                      |
| $b$                        | -             | Geradensteigung   |
| $b_{HLDL}$                 | mm            | Breite des Diodenlaserbrennflecks   |
| $b_{PG}$                   | mm            | Probenbreite  |
| $b_R$                      | -             | Steigung der Regressionsgeraden   |
| $b_{SB}$                   | $\mu\text{m}$ | Schlitzblendenbreite  |
| $b_{SM}$                   | -             | Korrekturfaktor für das verwendete Spektrometer                           |
| $b_{SN}$                   | mm            | Schweißnahtbreite   |
| $b_{WZ}$                   | mm            | Breite der erweiterten Wechselwirkungszone                                |
| $c$                        | nm/s          | Lichtgeschwindigkeit; $c = 2,99 \cdot 10^{17} \frac{\text{nm}}{\text{s}}$ |
| $d_{86}$                   | mm            | Strahldurchmesser mit 86 % der Laserleistung                              |
| $d_{LK}$                   | $\mu\text{m}$ | Durchmesser des Lichtleitkabels (Spektrometer)                            |
| $\bar{e}_{\text{langsam}}$ | -             | Platzhalter für ein freies, niederenergetisches Elektron                  |
| $\bar{e}_{\text{schnell}}$ | -             | Platzhalter für ein freies, hochenergetisches Elektron                    |
| $f_T$                      | -             | Korrekturfaktor für verschiedene Integrationszeiten                       |
| $g_0$                      | -             | statistisches Gewicht für den Grundzustands                               |
| $g_{EL}$                   | -             | statistisches Gewicht für einen Übergang des Atoms EL                     |
| $g_{EL\_1}$                | -             | statistisches Gewicht für den ersten Übergang des Atoms EL                |
| $g_{EL\_2}$                | -             | statistisches Gewicht für den zweiten Übergang des Atoms EL               |
| $g_k$                      | -             | statistisches Gewicht des $k$ -ten Anregungszustands                      |
| $h$                        | eVs           | Planck'sches Wirkungsquantum; $h = 4,14 \cdot 10^{-15} \text{ eVs}$       |
| $h_{SN}$                   | mm            | Schweißnahttiefe  |
| $j(\epsilon)$              | 1/s           | Diffusionsstrom der Elektronen entlang der Energieachse                   |

---

|                       |                   |  |
|-----------------------|-------------------|--|
| $j_{SR}(\varepsilon)$ | 1/s               | Elektronenstrom aufgrund von Rekombinationen unter Aussendung von Strahlung                    |
| $j_T(\varepsilon)$    | 1/s               | Elektronenemissionsstrom aus den Kapillarwänden  |
| $k_B$                 | eV/K              | Boltzmannkonstante; $k_B = 8,617 \cdot 10^{-5}$ eV/K   |
| $k_{PF}$              | 1/cm <sup>2</sup> | Pixelfläche des CDD-Chips im Spektrometer zur Messung der Strahlleistung bei einer Wellenlänge |
| $l_{AA}$              | mm                | Arbeitsabstand   |
| $l_{AB}$              | mm                | Länge des aktiven Bereichs in der Dampfkapillare   |
| $l_{HLDL}$            | mm                | Länge des Diodenlaserbrennflecks   |
| $l_{PG}$              | mm                | Probenlänge  |
| $l_{SN}$              | mm                | Schweißnahtlänge   |
| $l_{WZ}$              | mm                | Länge der erweiterten Wechselwirkungszone  |
| $m$                   | kg                | Masse  |
| $m_e$                 | kg                | Masse eines Elektrons, $m_e = 9,109 \cdot 10^{-31}$ kg   |
| $m_{EL}$              | kg                | Masse des in der Legierung enthaltenen Elements EL   |
| $m_{LG}$              | kg                | Legierungsmasse  |
| $n(\varepsilon)$      | 1/eV              | Elektronen-Energie-Dichte-Verteilung   |
| $n^*(\varepsilon)$    | 1/eV              | Normierte Elektronen-Energie-Dichte-Verteilung   |
| $n_e$                 | -                 | gesamte Elektronenanzahl   |
| $n_{MS}$              | -                 | Anzahl der Metaldampfspektren  |
| $r$                   | μm                | Radius   |
| $r_{DK}$              | μm                | Radius der Dampfkapillare  |
| $r_{min}$             | μm                | minimaler Radius des Laserstrahls  |
| $r_{SM}$              | mm                | Messpunktradius  |
| $t$                   | s                 | Zeit   |
| $t_{IT}$              | ms                | Integrationszeit   |

|              |       |   |
|--------------|-------|---|
| $t_{IT\_KB}$ | ms    | Integrationszeit während der Kalibrierung                                   |
| $t_{IT\_S}$  | ms    | Integrationszeit beim Schweißen   |
| $t_S$        | s     | Dauer des Schweißvorgangs   |
| $v_{DF\_z}$  | m/s   | Dampfaustrittsgeschwindigkeit entlang der $z$ -Achse                        |
| $v_{DT}$     | m/min | Drahtzufuhrgeschwindigkeit  |
| $v_S$        | m/min | Schweißgeschwindigkeit  |
| $x$          | -     | Abszisse  |
| $x_{Al}$     | %     | Aluminiumanteil in einer Legierung  |
| $x_{AN}$     | %     | Anregungsgrad   |
| $x_{AV}$     | -     | Aspektverhältnis  |
| $x_{DF}$     | %     | Zusammensetzung des Metaldampfs   |
| $x_{LG}$     | %     | Summe aller Legierungselementanteile in der Legierung                       |
| $x_{LG\_DT}$ | %     | Drahtzusammensetzung  |
| $x_{Mg}$     | %     | Magnesiumanteil in der Legierung  |
| $x_{Mg\_DT}$ | %     | Magnesiumanteil im Draht  |
| $x_{MgAl}$   | -     | Intensitätsverhältnis der Elementlinien von Magnesium zu Aluminium          |
| $x_{MS}$     | -     | Verhältnis der verwertbaren Metaldampfspektren und der Spektrengesamtanzahl |
| $x_{Si\_DT}$ | %     | Siliziumanteil im Draht   |
| $y$          | -     | Ordinate  |
| $y_m$        | -     | Massenverhältnis  |
| $y_{MS}$     | -     | Intensitätsverhältnis   |
| $z$          | mm    | $z$ -Achse  |
| $z_{BF}$     | mm    | Brennfleckposition entlang der $z_{DK}$ -Koordinate                         |
| $z_{DK}$     | mm    | $z$ -Position in der Dampfkapillare   |

---

|          |    |                |
|----------|----|----------------|
| $z_{RL}$ | mm | Rayleigh-Länge |
|----------|----|----------------|

### Griechische Buchstaben

| Größe              | Einheit                   | Bezeichnung  |
|--------------------|---------------------------|--|
| $\alpha_A$         | 1/mm                      | Absorptionskoeffizient                                       |
| $\alpha_{AG}$      | $\text{m}^3/\text{s}$     | allgemeine Rekombinationsrate                                |
| $\alpha_{R\_G}$    | $\text{m}^3/\text{s}$     | gesamte Rekombinationsrate                                   |
| $\alpha_{SR}$      | $\text{m}^3/\text{s}$     | Strahlungsrekombinationsrate                                 |
| $\alpha_{ST}$      | $\text{m}^3/\text{s}$     | Stoßrekombinationsrate                                       |
| $\Delta A_{SN}$    | $\text{mm}^2$             | Änderung der Nahtquerschnittsfläche                          |
| $\Delta I_{Al\_1}$ | $\mu\text{W}/\text{cm}^2$ | Intensitätsschwankung der ersten betrachteten Aluminiumlinie |
| $\Delta I_{Mg}$    | $\mu\text{W}/\text{cm}^2$ | Intensitätsschwankung der betrachteten Magnesiumlinie        |
| $\delta_{la}$      | °                         | lateraler Anstellwinkel                                      |
| $\Delta l_{SN}$    | mm                        | Schweißnahtabschnitt   |
| $\Delta x_{Al}$    | %                         | Anteilschwankung von Aluminium                               |
| $\Delta x_{Mg}$    | %                         | Anteilschwankung von Magnesium                               |
| $\Delta z_{DK}$    | mm                        | Änderung der z-Position in der Dampfkapillare                |
| $\Delta \lambda$   | nm                        | Abweichung in der Wellenlänge                                |
| $\lambda_{Al\_2}$  | nm                        | zweite betrachtete Wellenlänge des angeregten Aluminiumatoms |
| $\lambda_{Al(I)}$  | nm                        | Wellenlänge eines angeregten Aluminiumatoms                  |
| $\lambda_{Ca(I)}$  | nm                        | Wellenlänge eines angeregten Calciumatoms                    |
| $\lambda_{EL\_1}$  | nm                        | erste betrachtete Wellenlänge eines angeregten Elements      |
| $\lambda_{EL\_2}$  | nm                        | zweite betrachtete Wellenlänge eines angeregten Elements     |
| $\lambda_{Fe\_1}$  | nm                        | erste betrachtete Wellenlänge des angeregten Eisens          |

|                    |                    |  |
|--------------------|--------------------|--|
| $\lambda_{Fe\_3}$  | nm                 | dritte betrachtete Wellenlänge des angeregten Eisens                                     |
| $\lambda_{Fe(I)}$  | nm                 | Wellenlänge eines angeregten Eisenatoms  |
| $\lambda_{Ga(I)}$  | nm                 | Wellenlänge eines angeregten Galliumatoms  |
| $\lambda_{kj}$     | nm                 | Wellenlänge des Photons beim Elektronübergang vom $k$ -ten zum $j$ -ten Energieniveau    |
| $\lambda_L$        | nm                 | Laserwellenlänge   |
| $\lambda_{Mg\_1}$  | nm                 | erste betrachtete Wellenlänge des angeregten Magnesiums                                  |
| $\lambda_{Mg\_2}$  | nm                 | zweite betrachtete Wellenlänge des angeregten Magnesiums                                 |
| $\lambda_{Mg\_3}$  | nm                 | dritte betrachtete Wellenlänge des angeregten Magnesiums                                 |
| $\lambda_{Mg(I)}$  | nm                 | Wellenlänge eines angeregten Magnesiumatoms  |
| $\lambda_{Mn(I)}$  | nm                 | Wellenlänge eines angeregten Manganatoms   |
| $\lambda_{O(II)}$  | nm                 | Wellenlänge eines ionisierten Sauerstoffatoms  |
| $\lambda_{RF}$     | nm                 | Wellenlänge der Referenzintensität   |
| $\lambda_{YAG}$    | nm                 | Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers  |
| $\lambda_{Zn(II)}$ | nm                 | Wellenlänge eines ionisierten Zinkatoms  |
| $\nu_{kj}$         | 1/s                | Frequenz des Photons beim Übergang des Elektrons vom $k$ -ten zum $j$ -ten Energieniveau |
| $\nu_L$            | 1/s                | Frequenz der Laserstrahlung  |
| $\nu_{ST}$         | 1/s                | Stoßfrequenz   |
| $\nu_{ST\_Al}$     | 1/s                | Stoßfrequenz im Aluminiumdampf   |
| $\nu_{ST\_Fe}$     | 1/s                | Stoßfrequenz im Eisendampf   |
| $\omega_L$         | 1/s                | Kreisfrequenz der Laserstrahlung   |
| $\rho$             | kg/dm <sup>3</sup> | Dichte   |
| $\rho_{DT}$        | kg/dm <sup>3</sup> | Dichte der Drahtlegierung  |
| $\rho_{EL}$        | kg/dm <sup>3</sup> | Dichte des Elements EL   |



---

|                 |                    |   |
|-----------------|--------------------|---|
| $\rho_{LG}$     | kg/dm <sup>3</sup> | Dichte der Legierung                              |
| $\rho_{SN}$     | kg/dm <sup>3</sup> | Dichte der Legierung in der Schweißnaht           |
| $\sigma_{AG}$   | m <sup>2</sup>     | Querschnitt allgemein                             |
| $\chi$          | Vol.-%             | Volumenanteil                                     |
| $\chi_{EL\_AM}$ | Vol.-%             | Volumenanteil des Elements EL im Ausgangsmaterial |
| $\chi_{EL\_DT}$ | Vol.-%             | Volumenanteil des Elements EL im Draht            |
| $\chi_{EL\_SN}$ | Vol.-%             | Volumenanteil des Elements EL in der Schweißnaht  |

### **Tief- und hochgestellte Zeichen**

| <b>Index (tief)</b> | <b>Bedeutung</b>                  |
|---------------------|-----------------------------------|
| <i>0</i>            | Grundzustand                      |
| <i>86</i>           | 86 % der Laserleistung            |
| <i>A</i>            | Absorption                        |
| <i>AA</i>           | Arbeitsabstand                    |
| <i>AB</i>           | aktiver Bereich                   |
| <i>AG</i>           | allgemein                         |
| <i>Al</i>           | Aluminium                         |
| <i>Al_1</i>         | erste betrachtete Aluminiumlinie  |
| <i>Al_2</i>         | zweite betrachtete Aluminiumlinie |
| <i>Al(I)</i>        | angeregtes Aluminiumatom          |
| <i>AM</i>           | Ausgangsmaterial                  |
| <i>AV</i>           | Aspektverhältnis                  |
| <i>BF</i>           | Brennfleck                        |
| <i>BR</i>           | Bohr                              |
| <i>Ca(I)</i>        | angeregtes Calciumatom            |

|                       |  |
|-----------------------|--|
| <i>CO<sub>2</sub></i> | CO <sub>2</sub> -Laser                               |
| <i>D</i>              | Dunkelwert   |
| <i>D_KB</i>           | Dunkelwert bei der Kalibrierung                      |
| <i>DF</i>             | Dampf  |
| <i>DF_z</i>           | Dampf entlang der z-Achse                            |
| <i>DK</i>             | Dampfkapillare                                       |
| <i>DKO</i>            | Diffusionskoeffizient                                |
| <i>DT</i>             | Draht  |
| <i>e</i>              | Elektron   |
| <i>EL</i>             | Element  |
| <i>EL_1</i>           | erste betrachtete Elementlinie                       |
| <i>EL_2</i>           | zweite betrachtete Elementlinie                      |
| <i>EL_AM</i>          | Element im Ausgangsmaterial                          |
| <i>EL_DT</i>          | Element im Draht                                     |
| <i>EL_SN</i>          | Element in der Schweißnaht                           |
| <i>EL(i)</i>          | <i>i</i> -te Anregung oder Ionisation eines Elements |
| <i>exc</i>            | angeregt (engl. <i>excited</i> )                     |
| <i>Fe</i>             | Eisen  |
| <i>Fe(I)</i>          | angeregtes Eisenatom                                 |
| <i>G</i>              | Gas  |
| <i>Ga(I)</i>          | angeregtes Galliumatom                               |
| <i>GS</i>             | Gaußstrahl   |
| <i>HLDL</i>           | Hochleistungsdiodenlaser                             |
| <i>I</i>              | Ion oder Ionisation                                  |
| <i>IT</i>             | Integration  |

---

|                |   |
|----------------|---|
| <i>IT_KB</i>   | Integrationszeit bei der Kalibrierung     |
| <i>IT_S</i>    | Integrationszeit beim Schweißprozess      |
| <i>j</i>       | Kennzeichen für höheres Energieniveau     |
| <i>k</i>       | Kennzeichen für niedrigeres Energieniveau |
| <i>KB</i>      | Kalibrierung                              |
| <i>kj_max</i>  | maximale Energielücke                     |
| <i>kj_min</i>  | minimale Energielücke                     |
| <i>kont</i>    | kontinuierlich                            |
| <i>krit</i>    | kritisch                                  |
| <i>L</i>       | Laser                                     |
| <i>la</i>      | lateral                                   |
| <i>langsam</i> | langsam                                   |
| <i>LG</i>      | Legierung                                 |
| <i>LK</i>      | Lichtleitkabel                            |
| <i>m</i>       | Masse                                     |
| <i>Mg_DT</i>   | Magnesium im Draht                        |
| <i>Mg(I)</i>   | angeregtes Magnesiumatom                  |
| <i>MgAl</i>    | Magnesium zu Aluminium                    |
| <i>min</i>     | minimal                                   |
| <i>Mn(I)</i>   | angeregtes Manganatom                     |
| <i>MS</i>      | Metaldampfspektrum                        |
| <i>O(II)</i>   | Sauerstoffion                             |
| <i>P</i>       | Plasma                                    |
| <i>PF</i>      | Pixelfläche                               |
| <i>PG</i>      | Probengeometrie                           |

|                     |                              |
|---------------------|------------------------------|
| <i>PH</i>           | Photon                       |
| <i>R</i>            | Regression                   |
| <i>RF</i>           | Referenz                     |
| <i>RK</i>           | Rekombination                |
| <i>RL</i>           | Rayleigh-Länge               |
| <i>S</i>            | Schweißen und Schweißprozess |
| <i>SB</i>           | Schlitzblende                |
| <i>schnell</i>      | schnell                      |
| <i>Si_DT</i>        | Silizium im Draht            |
| <i>SM</i>           | Spektrometer                 |
| <i>SN</i>           | Schweißnaht                  |
| <i>SO</i>           | Schmelzbadoberfläche         |
| <i>SR</i>           | Strahlungsrekombination      |
| <i>SW</i>           | Schwelle                     |
| <i>T</i>            | Transferfunktion             |
| <i>TE</i>           | Thermoemission               |
| <i>TG</i>           | Transmissionsgrad            |
| <i>VD_Al</i>        | Verdampfung von Aluminium    |
| <i>VD_Mg</i>        | Verdampfung von Magnesium    |
| <i>W</i>            | Wand                         |
| <i>YAG</i>          | Nd:YAG-Laser                 |
| <i>Zn(II)</i>       | Zinkion                      |
| <b>Index (hoch)</b> | <b>Bedeutung</b>             |
| 0                   | Zählvariable gleich 0        |
| <i>i</i>            | Zählvariable                 |

---

## Formelzeichen für die Bewertung der industriellen Anwendbarkeit

### Große lateinische Buchstaben

| Größe           | Einheit | Bezeichnung  |
|-----------------|---------|--|
| $IK_{AS\_ISLB}$ | €/a     | Anschaffungskosten, gerechnet pro Jahr   |
| $IK_E$          | €       | Entwicklungskosten   |
| $IK_{E\_S}$     | €       | Entwicklungskosten je System   |
| $IK_{EM}$       | €       | Investitionskosten für elektrische und mechanische Kleinteile  |
| $IK_{EZ}$       | €       | Investitionskosten für Recheneinheit   |
| $IK_{IB}$       | €       | Investitionskosten für Installationsbegleitung   |
| $IK_{IN}$       | €/a     | Investitionskosten für fachliche Betreuung pro Jahr  |
| $IK_{ISLB}$     | €/a     | Investitionskosten für die Beschaffung eines In-situ-Legierungsbestimmung-Systems gerechnet pro Jahr |
| $IK_M$          | €/a     | Investitionskosten für Material pro Jahr   |
| $IK_{MS}$       | €       | Investitionskosten für Maschinen   |
| $IK_{OZ}$       | €       | optisches Zubehör  |
| $IK_{PE}$       | €       | Personalkosten für die Entwicklung   |
| $IK_{SA}$       | €/a     | Investitionskosten für Maschinenaufwände pro Jahr  |
| $IK_{SM}$       | €       | Investitionskosten für das Spektrometer  |
| $IK_{ZU}$       | €       | Investitionskosten für Zukaufteile   |
| $K_{DT}$        | €/a     | Nutzeneffekte durch eingesparte Drahteinrichtversuche pro Jahr                                       |
| $K_H$           | €       | Herstellungskosten   |
| $K_{IK\_RP}$    | €/a     | Nutzeneffekte durch Instandhaltungskosten für den Rissprüfungsarbeitsplatz pro Jahr                  |
| $K_{ISLB\_1}$   | €/a     | Nutzeneffekte beim Anwender pro Jahr   |

|               |     |  |
|---------------|-----|--|
| $K_{ISLB\_2}$ | €/a | Gesamtkosten bei Einsatz des Systems pro Jahr              |
| $K_{M\_DT}$   | €/a | Nutzeneffekte durch Material für Einrichtversuche pro Jahr |
| $K_{M\_RP}$   | €/a | Nutzeneffekte durch Material für Rissprüfung pro Jahr      |
| $K_{RA}$      | €/a | Nutzeneffekte durch eingesparte Röntgenanalysen pro Jahr   |
| $K_{RP}$      | €/a | Nutzeneffekte durch eingesparte Rissprüfungen pro Jahr     |
| $P_{AI}$      | €   | Kosten aufgrund Materialwechsel                            |
| $P_{FA}$      | €   | Wert eines Flugzeug-Außenhaut-Bauteils                     |
| $P_{MT}$      | €   | Marktpreis für ein Prozessüberwachungssystem               |
| $P_Z$         | €   | Zielpreis für ein System                                   |
| $Y_{DB}$      | €   | Deckungsbeitrag  |

### Kleine lateinische Buchstaben

| Größe      | Einheit | Bezeichnung   |
|------------|---------|---|
| $b_{FA}$   | m       | Bauteilbreite   |
| $i$        | %       | kalkulatorischer Zinssatz                                 |
| $l_{FA}$   | m       | Bauteillänge  |
| $n_{DT}$   | 1/a     | Anzahl der Drahteinrichtversuche pro Jahr                 |
| $n_{FA}$   | 1/a     | Anzahl der Flugzeug-Außenhaut-Bauteile pro Jahr           |
| $n_{ISLB}$ | 1/a     | Anzahl der verkauften Prozessüberwachungssysteme pro Jahr |
| $n_{MW}$   | 1/a     | Materialwechsel pro Jahr                                  |
| $n_{RA}$   | 1/a     | Anzahl der Röntgenanalysen pro Jahr                       |
| $n_{MSA}$  | 1/a     | MSA-Messungen pro Jahr                                    |
| $S_{IN}$   | €/h     | Stundensatz eines Ingenieurs <sup>1</sup>                 |

---

<sup>1</sup> Aus Gründen der Lesbarkeit sind im Folgenden die männliche und die weibliche Sprachform nicht nebeneinander aufgeführt. Personenbezogene Aussagen, Amts-, Status-, Funktions- und Berufsbezeichnungen gelten stets für Frauen und für Männer.

---

|            |     |  |
|------------|-----|--|
| $s_{RA}$   | €/h | Stundensatz der Röntgenanlage                    |
| $s_{SA}$   | €/h | Stundensatz der Schweißanlage                    |
| $s_{TK}$   | €/h | Stundensatz für einen Techniker                  |
| $t_{AS}$   | h/d | Arbeitszeit pro Woche                            |
| $t_{AS}$   | h/d | Arbeitsstunden pro Tag                           |
| $t_{AT}$   | a   | Amortisationszeit                                |
| $t_{IN}$   | h   | Arbeitszeit eines Ingenieurs                     |
| $t_{MP}$   | a   | Dauer der Marktphase                             |
| $t_{RA}$   | h   | Zeit im Röntgengerät                             |
| $t_{RA}$   | h   | Zeit im Röntgengerät                             |
| $t_{TK}$   | h   | Arbeitszeit eines Technikers                     |
| $x_{ISLB}$ | -   | Anzahl der verkauften Prozessüberwachungssysteme |
| $x_{SA}$   | -   | Anzahl der Schweißanlagen                        |
| $y_{DB}$   | %   | Anteil des Deckungsbeitrags am Produktpreis      |

### Tiefgestellte Zeichen

| <b>Index</b> | <b>Bedeutung</b>                       |
|--------------|--|
| $Al$         | Aluminium                              |
| $AS$         | Arbeitszeit                            |
| $AS$         | Arbeitsstunden                         |
| $AT$         | Amortisation                           |
| $DB$         | Deckungsbeitrag                        |
| $E$          | Entwicklung                            |
| $E\_S$       | Entwicklung je System                  |
| $EM$         | elektrische und mechanische Kleinteile |

|             |                              |
|-------------|------------------------------|
| <i>EZ</i>   | Echtzeit                     |
| <i>FA</i>   | Flugzeugaußenhaut            |
| <i>H</i>    | Herstellung                  |
| <i>IB</i>   | Installationsbegleitung      |
| <i>IN</i>   | Ingenieur                    |
| <i>ISLB</i> | In-situ-Legierungsbestimmung |
| <i>MP</i>   | Marktphase                   |
| <i>MS</i>   | Maschine                     |
| <i>MSA</i>  | Mess-System-Analyse          |
| <i>MT</i>   | Markt                        |
| <i>MW</i>   | Materialwechsel              |
| <i>OZ</i>   | optisches Zubehör            |
| <i>PE</i>   | Personal                     |
| <i>RA</i>   | Röntgenanlage                |
| <i>SA</i>   | Schweißanlage                |
| <i>SM</i>   | Spektrometer                 |
| <i>TK</i>   | Techniker                    |
| <i>Z</i>    | Ziel                         |
| <i>ZU</i>   | Zukauf                       |



# 1 Einleitung

## 1.1 Ausgangssituation und Motivation

### 1.1.1 Technologisch innovative Produkte

Nach PORTER (1999) erlaubt die Strategie der Differenzierung einem Unternehmen seinen Produkten einen außergewöhnlich hohen Wert zu geben, durch den auf dem Markt ein hoher Preis erzielt werden kann. Dies wird durch technische Produktneuheiten und Produktmerkmale wie Qualität und innovative Funktionen erreicht. Eine Studie des Fraunhofer-Instituts für System- und Innovationsforschung (ISI) ergänzt die Aussage von PORTER (1999) über die Konkurrenzfähigkeit deutscher Unternehmen und deren Produkte um Aspekte der Produktion. Die Studie zeigt das Potential zur Differenzierung über technologisch führende Betriebsmittel und Methoden auf, die eine leistungsfähige Produktion von Produkten höchster Qualität gewährleisten können (SCHIRRMEISTER et al. 2003). Zusammen mit den von PORTER (1999) genannten Produkteigenschaften ergeben sich damit die Voraussetzungen, um technologisch innovative Produkte auf den Markt bringen zu können (Abbildung 1).

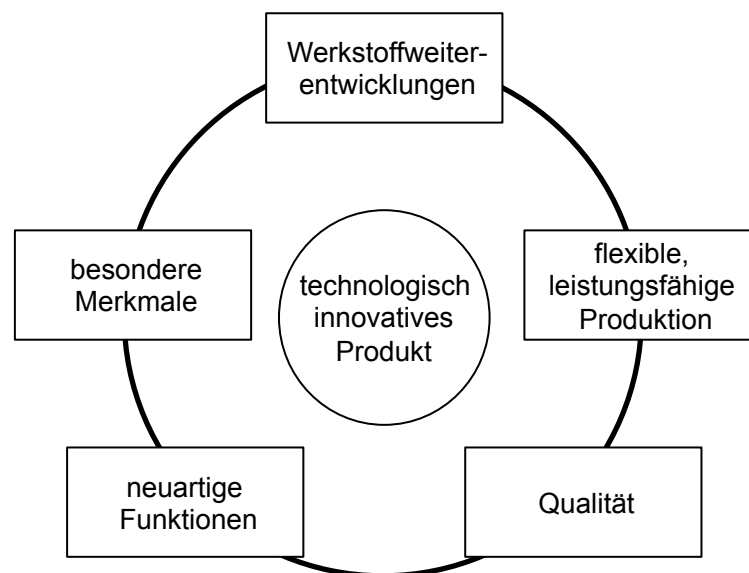


Abbildung 1: Einflüsse auf die Umsetzung eines technologisch innovativen Produkts

Technische Innovationen in einem Produkt hängen zu zwei Drittel von den verwendeten Materialien und deren Eigenschaften ab. Zentrale Themen in der produzierenden Industrie sind deshalb Werkstoffweiterentwicklungen und die Verarbeitung der neuen Werkstoffe (PRESSE- UND INFORMATIONSAMT DER BUNDESREGIERUNG 2008). Aufgrund der

Wichtigkeit dieser Thematik identifizierte die europäische Technologieplattform EUMAT (2006) folgende Schwerpunkte für die fortschrittliche Produktgestaltung:

- Entwicklung neuer Werkstoffgruppen,
- Umsetzung hybrider Materialsysteme und
- Weiter- und Neuentwicklung von Fertigungsverfahren.

Die in der Prozesskette einer Produktion weiterzuverarbeitenden neuen Werkstoffe sind hinsichtlich einer hohen Materialfestigkeit bei geringer Dichte und minimalen Materialkosten ausgelegt (PFEIFFER 2010). Der Schritt hin zum industriellen Einsatz eines Werkstoffs wird erst durch innovative oder an die Materialeigenschaften angepasste Fertigungsverfahren für dessen Weiterverarbeitung ermöglicht. Fertigungsverfahren, wie z. B. ein Schweißprozess, bestimmen die Umsetzbarkeit eines technologisch ausgereiften Produkts und dessen Qualität maßgeblich (JOVANOVIĆ 2006). Unterstützt wird diese Aussage durch die vom Deutschen Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V. herausgegebene Roadmap zu Forschungsfeldern im Bereich des Schweißens (GILLNER 2001). In dieser wird als wichtigster Fortschritt das Schweißen nicht-schweißgeeigneter und artungleicher Werkstoffe gesehen. Durch den Schweißprozess wird die Schweißnaht ein wesentliches Produktmerkmal, welches über die Haltbarkeit und die Festigkeiten des Produktes entscheidet. Die Leistungsfähigkeit des Schweißprozesses bestimmt die Nahtqualität und damit die Einsatzmöglichkeiten des Produktes. Die Nahtqualität kann durch die Erforschung der Wirkzusammenhänge zwischen Prozessvariablen und Qualitätskriterien der Schweißnaht gesteigert werden. Die in der Arbeit verwendeten Begriffe zum Schweißen entsprechen den Normen DIN 32532 (2009), DIN 8528-1 (1973) und DIN 1319 (1995). Die Beschreibung der Sachverhalte zum Laserstrahlschweißen erfolgt unter Berücksichtigung der Norm DIN 32532 (2009), welche die Begriffe für Prozesse und Geräte definiert.

### 1.1.2 Einfluss des Laserstrahlschweißprozesses auf das Produkt

Das Schweißverfahren mit dem am stärksten gewachsenen Einsatz in den vergangenen zehn Jahren ist nach RIEDEL (2004) das Laserstrahlschweißen. Die Gründe für den vermehrten Einsatz gegenüber konventionellen Schmelzschweißverfahren sind die geringere Wärmeeinbringung in die Werkstücke, die entstehenden schlanken Nähte, die gute Automatisierbarkeit und die höhere Prozessgeschwindigkeit. Trotz dieser prozessbedingten Vorteile hat die entstehende Schweißnaht einen bedeutenden und nicht immer positiven Einfluss auf die Leistungsfähigkeit des Produktes. Der Schweißprozess wirkt sich über die Werkstoffe und die Naht unmittelbar auf das Produkt aus.

Zu gewünschten Produkteigenschaften zählen neben besonderen Merkmalen (z. B. Masse, Design) auch die erweiterten Funktionsfähigkeiten, die durch einen belastungs-

gerechten Werkstoffeinsatz ermöglicht werden. Letztere müssen unter späteren Betriebsbedingungen erhalten bleiben. Nach FAHRENWALDT & SCHULER (2011) ist der Zusammenhang zwischen der Schweißeignung eines Werkstoffs und der fertigungstechnischen Bearbeitung mit einem Schweißprozess über die konstruktionsbedingte Schweißsicherheit gegeben. Das Schweißtechnische Dreieck beschreibt in der DIN 8528-1 (1973) die Schweißbarkeit einer Schweißaufgabe. Der Werkstoff und die Schweißsicherheit sind demzufolge über die Schweißeignung und die aus dem Schweißprozess resultierenden physikalischen Nahteigenschaften miteinander gekoppelt (Abbildung 2).

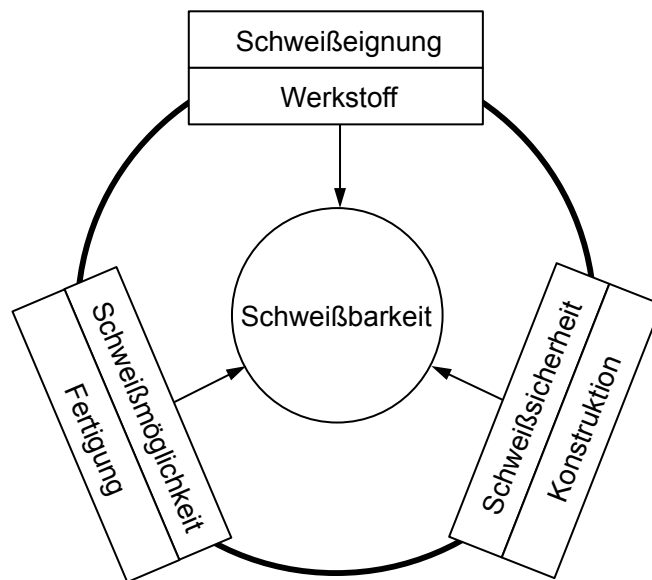


Abbildung 2: Schweißtechnisches Dreieck nach DIN 8528-1 (1973)

Dabei wirken sich die chemische Zusammensetzung und die metallurgischen Merkmale in einem hohem Maße auf diese aus (DILTHEY 2005). Die Elemente in der Naht bestimmen zusammen mit den beim Schweißen induzierten Spannungen das Verhalten des Schmelzbads, das sich ausbildende Gefüge und damit die späteren Nahteigenschaften (Abbildung 3). Die Legierungselemente der Fügepartner und Zusatzwerkstoffe beeinflussen die Belastbarkeit der Naht maßgeblich. Aus der Praxis sind für Stahl, Nickelbasislegierungen, Aluminiumlegierungen und Mischverbindungen Beispiele für den Zusammenhang zwischen den Elementen und der Belastbarkeit bekannt (WOLF 2006, ESKIN & KATGERMAN 2007). Werkstoffe oder Werkstoffkombinationen, die sich nur innerhalb eines sehr begrenzten Bereichs einzelner Elementanteile schweißen lassen, heißen deshalb auch *nicht-schweißgeeignete* Werkstoffe oder Werkstoffkombinationen. Aluminiumlegierungen neigen bspw. bei bestimmten Silizium- bzw. Magnesiumanteilen zur Ausbildung von Rissen (PUMPHREY & LYONS 1948), welche zu einer Verminderung der Festigkeitswerte führen. Bei Stahl ist dagegen bekannt, dass z. B. Aluminium-, Chrom-, Nickel- und Siliziumanteile sowohl die Zugfestigkeit als auch die

Härte der Naht steigern können (SCHAEFFLER 1949, BYSTRAM 1961). Geschweißte Mischverbindungen besitzen in der Fügezone intermetallische Phasen, deren Eigenschaften von den Elementen in der Schmelze abhängig sind. Die Zusammensetzung der intermetallischen Phasen wirkt sich auf die Beständigkeit und die Festigkeit der Verbindung aus.



Abbildung 3: Einfluss der Nahtzusammensetzung auf die physikalischen Eigenschaften

Die Verbindung erreicht dabei kaum die Festigkeit des schwächsten Fügepartnerwerkstoffs (MAI & SPOWAGE 2004). Anhand der genannten Beispiele zeigt sich, dass die Elementzusammensetzung des Schmelzbads die Schweißnahteigenschaften stark beeinflusst. Eine kontinuierliche Prozessüberwachung der Zusammensetzung ist somit der konsequente Schritt zur Führung des Schweißprozesses innerhalb seiner Prozessgrenzen.

### 1.1.3 Prozessstabilität im Labor- und im Produktionsbetrieb

Die verschiedenen Verfahrensweisen (Abbildung 4) der online arbeitenden Systeme zur Prozessfassung dienen sowohl dem besseren Prozessverständnis als auch der Prozessüberwachung/-regelung. Im letzteren Fall unterstützen sie die Qualitätssicherung von laserbasierten Fertigungsprozessen (WIESEMANN 2004). Beide Funktionsweisen (Überwachung und Regelung) können mit Hilfe ähnlicher Systeme realisiert werden und unterscheiden sich lediglich im Automatisierungs- und Detaillierungsgrad der Auswertung. Die Entwicklung eines Prozessüberwachungssystems für die Fertigung vollzieht sich meist evolutionär, beginnend bei einem Beobachtungssystem zur Untersuchung von physikalischen Prozessabläufen im Laborumfeld. Die komplexeste Weiterentwicklung ist ein Verfahren zur Prozessregelung, das aktiv in den laufenden Prozess eingreift.

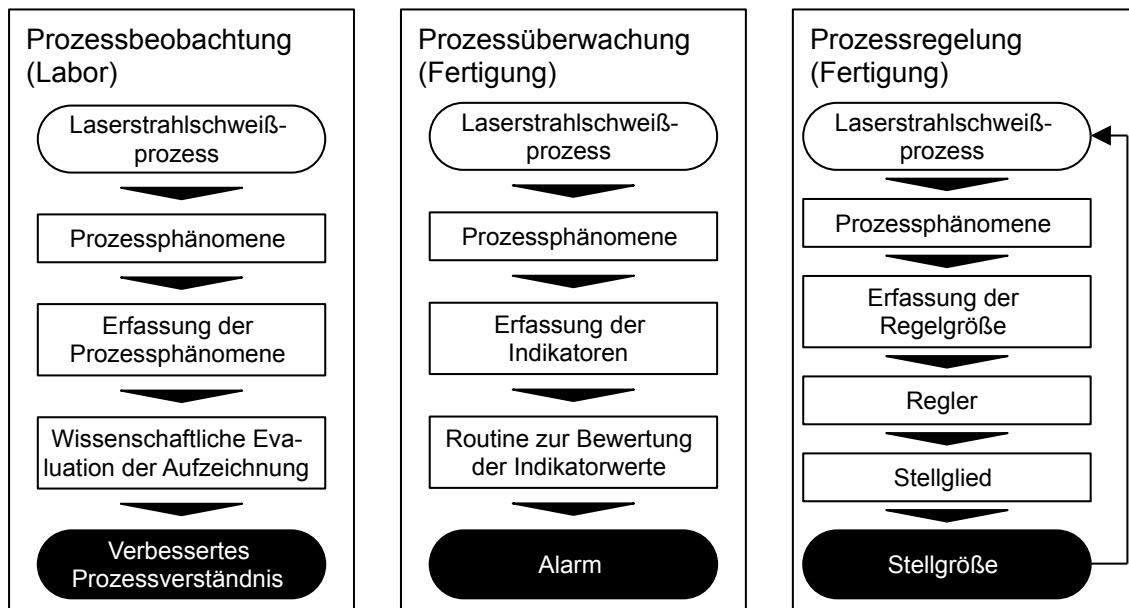


Abbildung 4: Zielsetzungen bei der online arbeitenden Prozessfassung nach WIESEMANN (2004)

Der unscharfen Definition des Begriffes Qualität folgend, bedarf sie der objektiven Bewertung durch quantifizierbare, messbare Merkmale, sog. Indikatoren. Ohne Messen und Prüfen sind Aussagen zur Qualität und damit auch deren Sicherung nicht umsetzbar (GROOVER 2008). Als Indikator wird dabei eine im Prozess messbare Größe verstanden, welche als statistisch verwertbares Anzeichen für einen eingetretenen Fehlerzustand dienen kann. Zum Beispiel können dies Größenverhältnisse, Strahlungsintensitäten oder auch akustische Signale sein.

## 1.2 Zielsetzung

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Erforschung der im Laserstrahlschweißprozess entstehenden Prozessstrahlung und die Entwicklung eines darauf basierenden Prozessüberwachungsverfahrens. Dieses soll das Schweißen von nicht-schmelzschweißgeeigneten Werkstoffen oder Werkstoffkombinationen innerhalb eines eng gefassten Prozessfensters ermöglichen. Hierfür sind geeignete Indikatoren, welche einen Zusammenhang zwischen der Prozessstrahlung und dem geschweißten Werkstoff nachweisen, zu ermitteln. Dies kann durch die qualitative und quantitative In-situ-Analyse (aus dem lat. *in-situ*: direkt vor Ort) der Metaldampfbzusammensetzung während des Laserstrahlschweißprozesses erreicht werden. Eine Online-Prozessüberwachung soll das Schweißergebnis auf die Zusammensetzung der Naht und damit ggf. verbundene Nahtfehler überprüfen. Das daraus resultierende Prozessüberwachungsverfahren wird als *In-situ-Legierungsbestimmung* bezeichnet. Bei Schweißprozessen mit marktüblichen Dioden-

und Festkörperlasern soll mit Hilfe der Prozessüberwachung die Nahtzusammensetzung erfasst und ausgewertet werden können. Anhand der Analyseergebnisse ist die Möglichkeit zu überprüfen, Rückschlüsse über die Eigenschaften im Nahtverlauf und elementanteilsbedingte Nahtfehler zu ziehen. Für eine spätere Prozessregelung sind zudem Aussagen über die Sensitivität und Stabilität zu ermitteln. Ein solches Verfahren erweitert den aktuellen Stand der Technik und soll in dieser Arbeit durch Methoden der optischen Emissionsspektrometrie (OES) umgesetzt werden. Zu den Verfahren der OES gehört die laserinduzierte Plasmaspektroskopie (LIPS), welche Analogien zum Laserstrahlschweißprozess besitzt und aus diesem Grund in dieser Arbeit näher wissenschaftlich betrachtet wird. Die Forschungsarbeiten werden an Schweißproblemstellungen, welche sich aus dem von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) finanzierten Sonderforschungsbereich Transregio 10 (SFB/TR10) – Integration von Umformen, Trennen und Fügen für die flexible Fertigung von leichten Tragwerkstrukturen – ergeben, verifiziert, d. h. es wird auf diese Weise der Nachweis bezüglich der zugrundeliegenden Theorie und der Funktion erbracht.

## **1.3 Vorgehensweise zur Verfahrensentwicklung**

### **1.3.1 Vergleich der laserinduzierten Plasmaspektroskopie (LIPS) mit dem Laserstrahlschweißen**

Um das Verfahren der In-situ-Legierungsbestimmung für das Laserstrahlschweißen entwickeln zu können, wurde neben den Methoden der LIPS eine ähnliche zum Teil auch baugleiche Systemtechnik wie für die LIPS eingesetzt. Die LIPS ist ein berührungsloses Verfahren zur chemischen Analyse von Stoffgemischen. Nach OHNESORGE (2008) ermöglicht sie eine schnelle und kostengünstige Bestimmung der chemischen Zusammensetzung des zu analysierenden Probenmaterials. Eine aufwendige Probenpräparation ist hierbei nicht notwendig. Die Nachweisempfindlichkeit ist hoch, bei vergleichsweise geringen apparativen und finanziellen Aufwänden gegenüber anderen chemischen Analyseverfahren. Die LIPS erlaubt mehrere Elemente im Stoffgemisch gleichzeitig nachzuweisen und deren Anteile zu bestimmen. Dieses Merkmal ist auch als Multi-Elementanalyse bekannt. Das Verfahren eignet sich zur Analyse fester, flüssiger und gasförmiger Stoffgemische. LIPS-Systeme gibt es in verschiedenen Ausführungen. Sie sind sowohl in Form aufwendiger, hochempfindlicher Laborsysteme als auch in Form von mobilen, tragbaren, weniger empfindlichen Geräten auf dem Markt erhältlich. Für die LIPS an Feststoffen wird ein gepulster, meist gütegeschalteter Festkörperlaser auf die zu untersuchende Probe fokussiert. Dabei wirkt auf das Material Strahlung in Form von Einfach- oder Mehrfachpulsen hoher Intensität. Der vom Feststoff absorbierte

Strahlungsanteil führt lokal zur Verdampfung einer kleinen Materialmenge, zur Ionisation und zur elektronischen Anregung der verdampften Atome und Ionen. Dieser Phasenzustand wird als Mikroplasma bezeichnet. Am Ende des Laserpulses setzen Abregungsprozesse im Plasma in Form von Elektronenübergängen ein. Während des Übergangs in den elektronischen Grundzustand emittieren die angeregten Atome und Ionen eine Linienstrahlung, welche charakteristisch für die enthaltenen Elemente im Plasma bzw. im abgetragenen und verdampften Materialvolumen ist. Die emittierte Strahlung aus dem Plasma wird über optische Elemente (z. B. optischer Messkopf und Lichtleitkabel) einem Spektrometer zugeführt. Dort wird sie spektral zerlegt und auf ein strahlungsempfindliches und wellenlängensensitives Element geleitet. Durch die Selektion der elementspezifischen Linienstrahlung und deren Intensität wird eine qualitative und quantitative Auswertung der Materialzusammensetzung möglich. Die wellenlängenabhängige Strahlungsintensität wird in einem bestimmten Spektralbereich oder an diskreten Punkten im Spektrum vermessen, digitalisiert und in einem Rechner ausgewertet. Ein laborübliches LIPS-System besteht aus einem hochauflösenden Spektrometer und einer Probenkammer, welche ggf. mit Argon als Inertgas gespült wird (Abbildung 5).

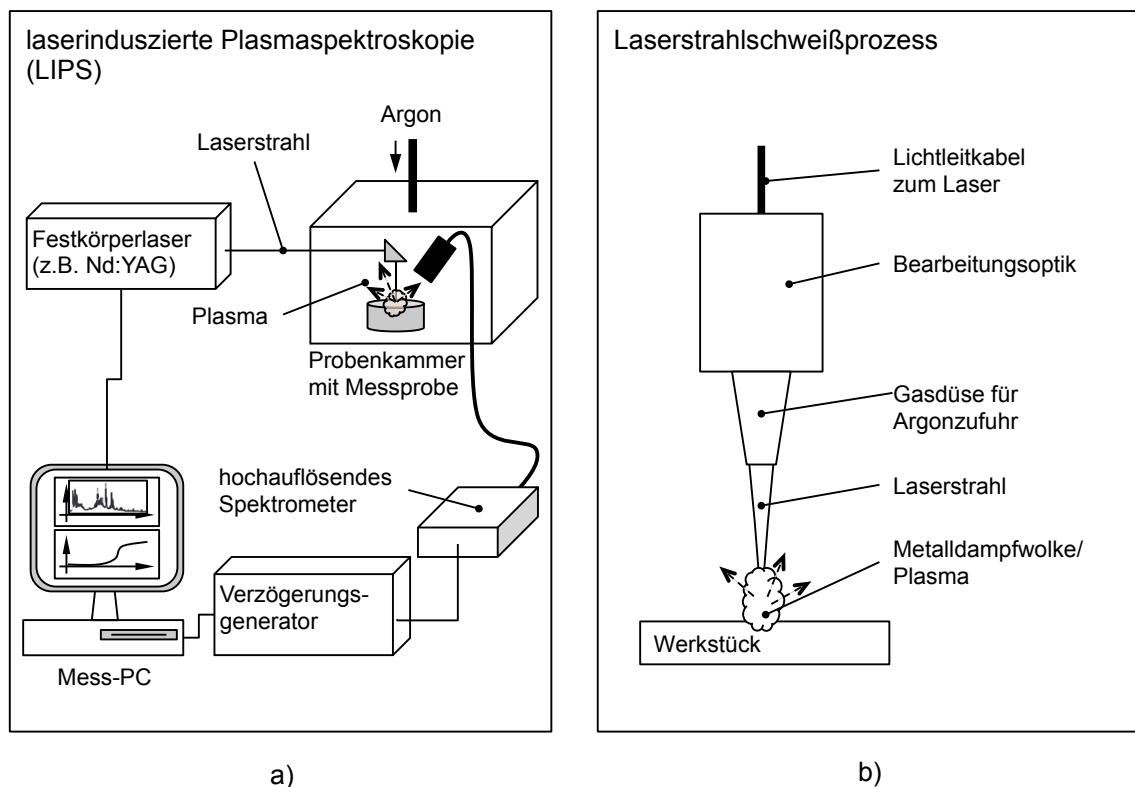


Abbildung 5: a) Laserinduzierte Plasmaspektroskopie in Form eines Laborsystems (nach CREMERS & RADZIEMSKI 2006); b) Laserstrahlschweißprozess;

Bei einem LIPS-System dient der Laser als Energiequelle, um das Probenmaterial lokal zu verdampfen. Aufgrund der hohen Strahlungsintensität eines gepulsten Lasersystems kommt es kaum zu einer Schmelzbadausbildung, sondern gleich zur Sublimation des Materials. Die hohe Intensität ist notwendig, um auch schwer anzuregende Elemente im Dampf anzuregen (Cremers & Radziemski 2006). Dem gegenüber steht der Einsatz von Festkörperlasern zum Schweißen von Werkstücken aus verschiedensten Materialien. Zum Schweißen werden sowohl gepulste als auch nicht gepulste Systeme verwendet, je nach benötigter Intensität. Hierfür wird die Laserstrahlung über ein Lichtleitkabel in eine Bearbeitungsoptik geführt und durch diese auf die Werkstückoberflächen fokussiert (Abbildung 5a). Die Ausbildung einer Schmelze ist beim Schweißprozess essentiell. Zum Schutz vor Oxidation wird das Schmelzbad mit Schutzgas, meist in Form eines Argonstroms, geschützt. Das Gas gelangt über eine an der Bearbeitungsoptik angebrachte Gasdüse in die Prozesszone. Neben der Schmelzbadausbildung kommt es beim Schweißen auch zu einer teilweisen Verdampfung des aufgeschmolzenen Materials und zu einer Anregung und Ionisation des Dampfes. Die Folge der hohen Temperaturen im Schweißprozess und der Abregungsprozesse im Materialdampf ist eine Prozessstrahlung, welche anteilig eine *charakteristische Linienstrahlung* enthält.

Bei einem Vergleich der zugrundeliegenden Prozesse bei der LIPS und beim Laserstrahlschweißen fallen Gemeinsamkeiten auf. In beiden Fällen dient ein Laser als Energiequelle, es wird ein Inertgas verwendet, es kommt zur lokalen Verdampfung kleiner Materialmengen und es entsteht eine Prozessstrahlung. Die vorliegende Arbeit widmet sich deshalb der Untersuchung der Prozessstrahlung aus dem Laserstrahlschweißprozess und der Ermittlung des Nutzens der enthaltenen elementspezifischen Informationen für eine Prozessüberwachung in Form der In-situ-Legierungsbestimmung, ähnlich dem LIPS-Verfahren. Die Übertragbarkeit der Methoden aus der LIPS auf die In-situ-Legierungsbestimmung ist hierbei maßgeblich.

### 1.3.2 Prinzip der In-situ-Legierungsbestimmung

Für die In-situ-Legierungsbestimmung beim Laserstrahlschweißen wird die Schweißanlage, bestehend aus einem Lasersystem mit Bearbeitungsoptik, einem Roboter und einer speicherprogrammierbaren Steuerung (SPS), durch die Messtechnik eines LIPS-Systems ergänzt. Hierfür ist ein Spektrometer inklusive Lichtleitkabel und Messkopf notwendig. Der Messkopf wird so positioniert, dass dieser die Prozessstrahlung erfassen kann. Die Steuerung des Aufzeichnungsbeginns und des Aufzeichnungsendes erfolgt dabei über die SPS der Schweißanlage. Zur Auswertung wird ein Mess-PC und eine Auswertesoftware benötigt (vgl. Abbildung 6). Mit Hilfe des Messsystems wird überprüft, ob im Prozess die Schmelzbadzusammensetzung ermittelt werden kann.



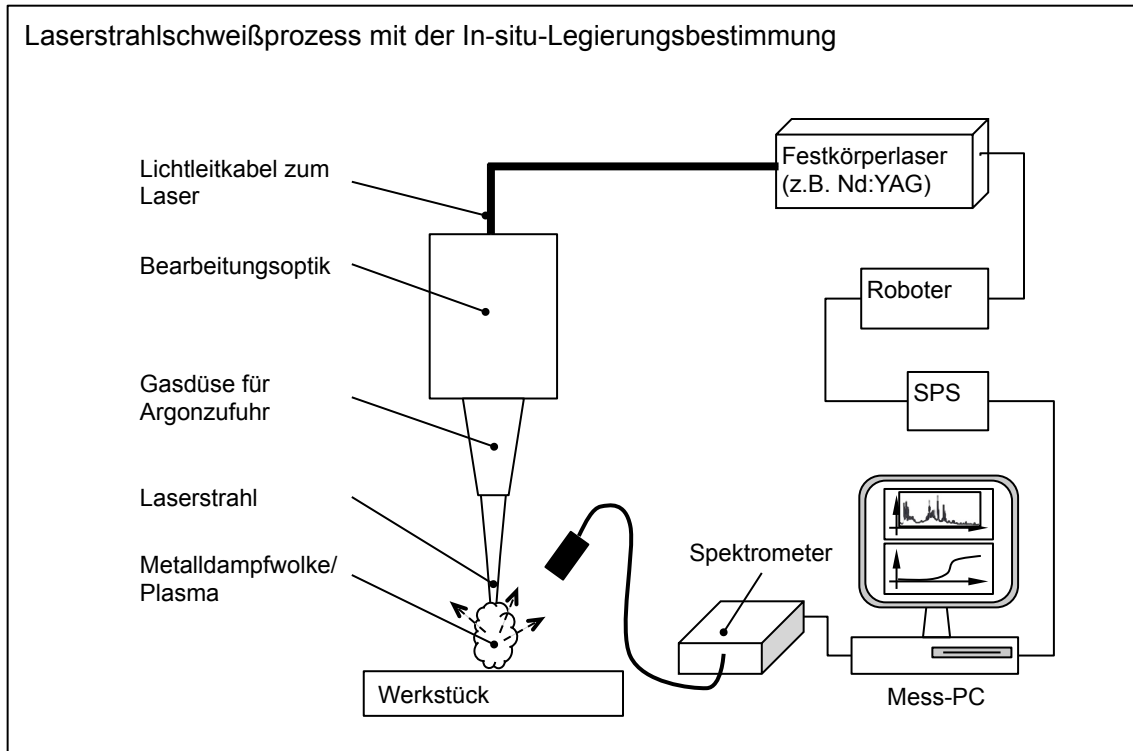


Abbildung 6: Laserstrahlschweißprozess, ergänzt durch die LIPS-Messtechnik

Die Eigenschaften einer Legierung werden durch die Art und den Gehalt der beigefügten Legierungselemente beeinflusst. Mit dem Verfahrenskonzept zur In-situ-Legierungsbestimmung können die Elemente und die Elementanteile im Schmelzbad während des Schweißprozesses bestimmt werden. Anhand der Informationen über die Schmelzbadzusammensetzung lässt sich im Prozess ein Über- oder Unterschreiten von vorgegebenen Elementanteilen ermitteln. Bei der Erstarrung der Schmelze können so Nahtigenschaften, wie z. B. Nahtfehler, prognostiziert werden. Für die Vermeidung einer qualitativ schlechten Naht kann dann ggf. mit einer geeigneten Zusatzwerkstoffzufuhr in den Prozess eingegriffen und das Schmelzbad auflegiert werden.

Um die In-situ-Legierungsbestimmung realisieren zu können, muss es eine zusammenhängende Wirkungskette vom Schweißprozess bis zum Erfassungsprozess geben (vgl. Abbildung 7). Die Wirkungskette spiegelt den Zusammenhang zwischen dem Aufschmelzen der Legierung, der Materialverdampfung im Wechselwirkungsbereich des Laserstrahls, dem Anregungsprozess des verdampften Materials und der Analyse des *Metalldampfspektrums* wider. Die Legierung im Wechselwirkungsbereich besteht aus den Elementen in den Fügepartnern und denen der verwendeten Schweißzusätze. Für die Bestimmung der qualitativen und quantitativen Zusammensetzung sind die elementabhängige Materialverdampfung und die Ausbildung des Niedertemperaturplasmas in Form eines *angeregten Metalldampfs* ausschlaggebend, da nur ein verdampftes Element angeregt und dessen Emissionsspektrum erfasst werden kann.

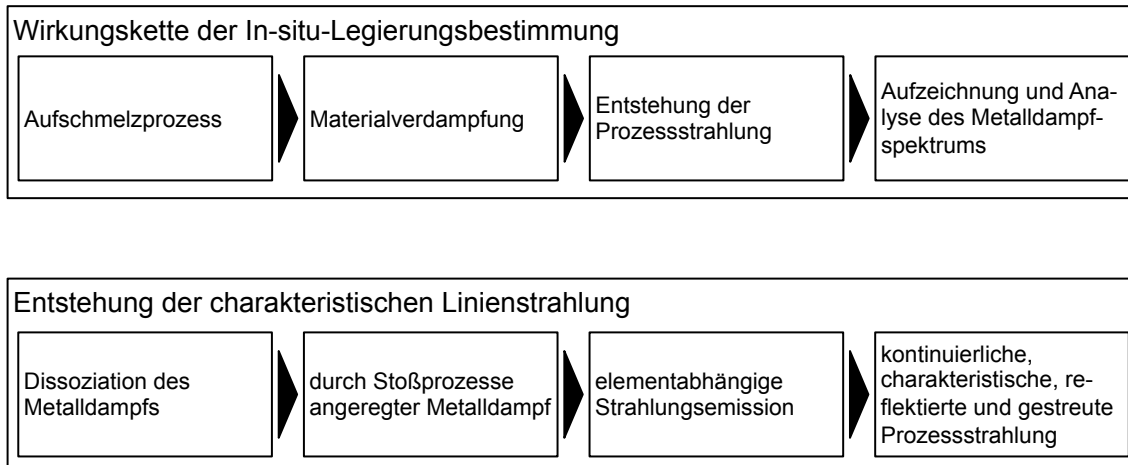


Abbildung 7: Wirkungskette für die In-situ-Legierungsbestimmung

Die Wirkungskette umfasst die aufeinanderfolgenden Vorgänge für die Ausbildung eines elementabhängigen Emissionsspektrums. Sie ist unabhängig von ihrer Anwendung und gilt entsprechend bei anderen plasmaausbildenden Schweißprozessen und der LIPS. Die In-situ-Legierungsbestimmung beim Laserschweißprozess lässt sich aufgrund der Wirkungskette wie in Abbildung 8 umsetzen.

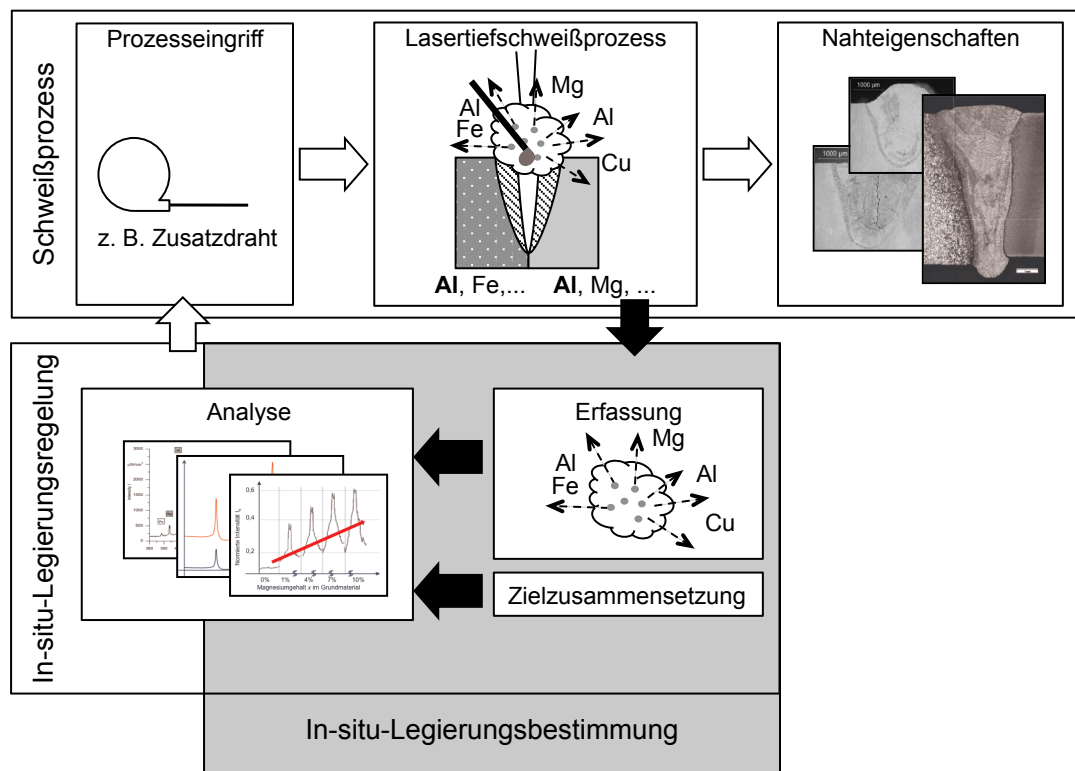


Abbildung 8: Unterscheidung zwischen In-situ-Legierungsbestimmung und In-situ-Legierungsregelung

Das Verfahren zeichnet die Prozessstrahlung im Prozess entlang der Schweißnaht auf und wertet diese qualitativ und quantitativ aus. Die Zusammensetzung im Schmelzbad kann ggf. durch einen Prozesseingriff, wie z. B. mittels Zuführung von Zusatzdraht, manipuliert werden. Der Eingriff beeinflusst die Nahtigenschaften und die im Metall-dampfspektrum zu identifizierenden Elementlinienintensitäten. Anhand Letzterer kann mit Hilfe der In-situ-Legierungsbestimmung die Zuführungsmenge ortsensitiv analysiert werden (Abbildung 9).

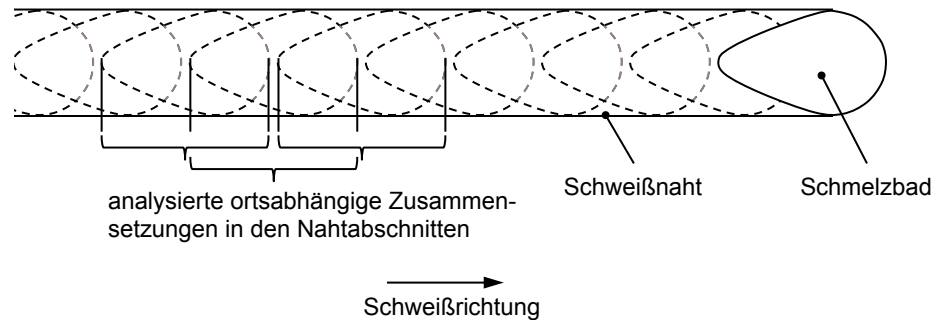


Abbildung 9: In-situ-Legierungsbestimmung der Elementanteile im Schweißprozess

Prinzipiell besteht so die Möglichkeit für eine element- und anteilsabhängige Prozessregelung durch die Ermittlung einer geeigneten Stellgröße, welche den Prozesseingriff steuert. Zusammen mit der In-situ-Legierungsbestimmung ist eine In-situ-Legierungsregelung möglich. Es wird bewusst zwischen Legierungsbestimmung im Schmelzbad und Legierungsregelung der Schmelzbadzusammensetzung unterschieden. Für die Umsetzung einer Regelung ist ein Echtzeitsystem zur Erfassung, zur Auswertung und zur Berechnung der Stellgröße notwendig. Die dafür benötigten grundlegenden Auswertemethoden werden im Rahmen dieser Arbeit bereitgestellt. Der Abgleich mit der Zielzusammensetzung erfolgte für die hier vorgestellten Ergebnisse manuell nach Abschluss des jeweiligen Schweiß- und Analyseprozesses.

### 1.3.3 Aufbau der Arbeit

Abbildung 10 zeigt den Aufbau der Arbeit und spiegelt das Vorgehen wider, welches zur Erarbeitung des Verfahrens der In-situ-Legierungsbestimmung gewählt wurde. Zunächst wird im Anschluss an die Einleitung (Kapitel 1) in Kapitel 2 (S. 13 ff.) der Stand von Prozessüberwachungssystemen für Schweißprozesse in der Forschung und in der Industrie erörtert. Es wird auf die zugrundeliegenden Indikatoren, Analyseverfahren und Anwendungsgebiete der Systeme eingegangen. Zudem werden die Defizite bestehender Auswertemethoden, Verfahren und umgesetzter Systeme betrachtet und Handlungsfelder für die weitere Erforschung und Entwicklung aufgezeigt. In Kapitel 3 (S. 27 ff.) wird der Nachweis für die Existenz der charakteristischen Prozessstrahlung

aus einem Niedertemperaturplasma beim Schweißen mit Festkörper- und Diodenlasern geführt und der Lasertiefschweißprozess hinsichtlich dieser Strahlung analysiert. Das Auftreten der Prozessstrahlung ist die physikalische Voraussetzung für die darauf folgenden Arbeiten. Die Ergebnisse werden im Anschluss in Bezug auf deren Anwendbarkeit zur Prozessüberwachung im Rahmen einer In-situ-Legierungsbestimmung diskutiert. Aufbauend darauf werden Aspekte zur Nutzung der Informationen aus der Prozessstrahlung für diese Form der Prozessüberwachung veranschaulicht und deren physikalische Zusammenhänge modelliert und erläutert.

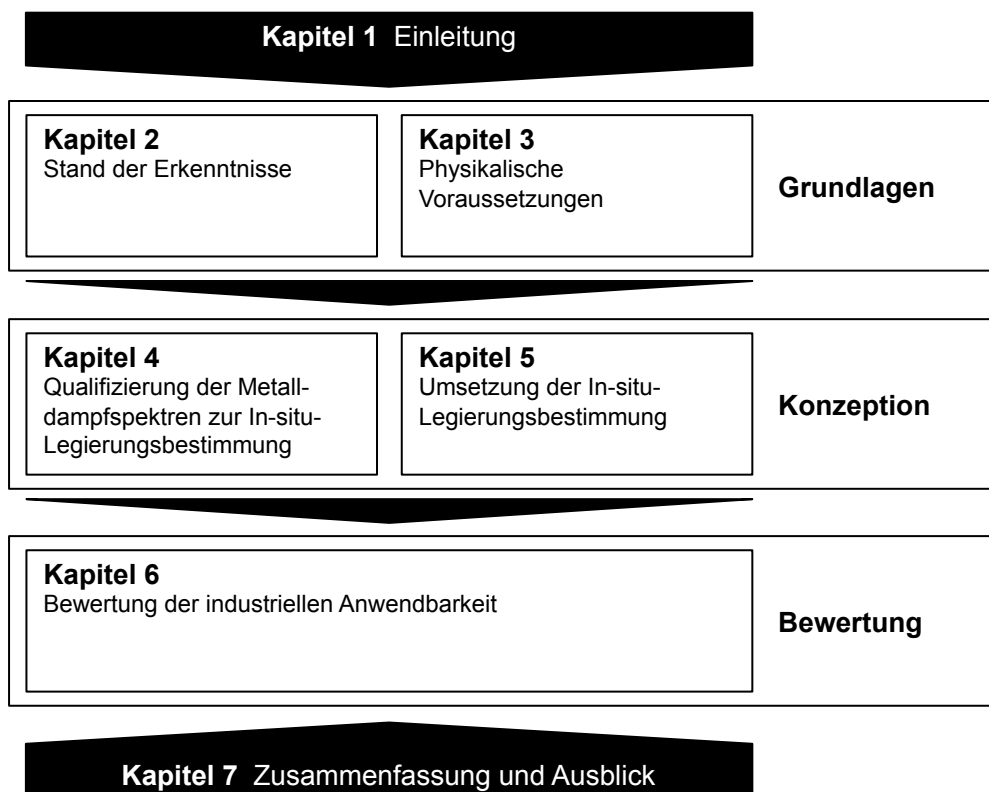


Abbildung 10: Aufbau der Arbeit

Die Grundlagen für die qualitative und quantitative Analyse der Legierungszusammensetzung durch Auswertung der Prozessstrahlung werden in Kapitel 4 (S. 77 ff.) erarbeitet. Kapitel 5 (S. 99 ff.) umfasst die Konzeptionierung und die Umsetzung einer optischen Schweißprozessüberwachung für das Bifokal-Hybrid-Laserstrahlschweißen von Aluminium. Hierfür werden die Sensitivität in Form von Kennlinien und die Stabilität im Schweißverlauf ermittelt und bewertet. Die Erkenntnisse bilden die Grundlage für eine Bewertung in Kapitel 6 (S. 119 ff.). Es erfolgt eine wirtschaftliche Beurteilung des erzielbaren Nutzens aus Systemlieferanten- und Anwendersicht anhand von Fallbeispielen. Das Kapitel 7 (S. 129 ff.) schließt die Arbeit mit einer Zusammenfassung ab und gibt einen Ausblick auf zukünftige Forschungsarbeiten und Anwendungsfelder.

## 2 Stand der Erkenntnisse

### 2.1 Allgemeines

Der Stand der Erkenntnisse umfasst erforschte und in der Industrie angewendete Verfahren und Auswertemethoden. Die Überwachungsverfahren basieren entweder auf der Analyse der beim Schweißen entstehenden Prozessstrahlung oder auf einer Postprozess-Erfassung der qualitativen und quantitativen Elementzusammensetzung, da diese ein ähnliches Funktionsprinzip wie die In-situ-Legierungsbestimmung aufweisen. Im Umfeld der Produktion sind noch weitere nichtoptische Verfahren zur Prozessbeobachtung, -überwachung und -regelung bekannt, die jedoch aufgrund ihres abweichenden Funktionsprinzips (z. B. taktile Positionsregelung) hier nicht betrachtet werden. Einen guten Überblick über unterschiedliche Verfahrensprinzipien liefert dagegen die Arbeit von DIETRICH (2009).

Die betrachteten Prozessüberwachungsverfahren werden zum einen nach ihrer Stellung in der Fertigungsprozesskette unterschieden. Nach GROOVER (2008) sind drei verschiedene Positionen innerhalb der Fertigungsprozesskette möglich. Diese werden mit den aus dem Englischen stammenden Begriffen *offline*, *inline* und *online* bezeichnet. Auch in der deutschen Fachliteratur haben sich diese Begriffe in Form von Offline-, Inline- und Online-Erfassung bei der Prozessüberwachung durchgesetzt und werden für ein besseres Verständnis in dieser Arbeit so weiter verwendet. Die Position der Indikatorerfassung innerhalb der Prozesskette hat einen direkten Einfluss auf die möglichen Maßnahmen bei einer erkannten Abweichung vom Soll-Schweißprozess. Die sog. Offline-Erfassung findet außerhalb der Prozesskette an Stichproben statt und wird oft mit einer statistischen Prozessregelung kombiniert. Im Gegensatz dazu findet die Inline-Erfassung in einem separaten Arbeitsschritt für jedes geschweißte Werkstück innerhalb der Prozesskette statt. Sowohl bei der Offline- als auch bei der Inline-Erfassung von Indikatoren werden Fehler im Schweißprozess erst erkannt, wenn bereits mindestens ein Werkstück fehlerhaft gefertigt wurde. Der dadurch entstandene Zeitverlust, um eine Maßnahme einzuleiten, und der bis dahin produzierte Ausschuss sind die größten Nachteile bei diesen Positionen für die Indikatorerfassung. Bei der Online-Erfassung kann der Schweißprozess unmittelbar überwacht werden. Dies erlaubt das Eingreifen in den aktiven Prozess. Diese Art der Prozessüberwachung reduziert den Ausschussanteil und ist deshalb zu bevorzugen. Die Nachteile liegen in der komplexeren Erfassung und der benötigten verzögerungsarmen Datenverarbeitung, die einen schnellen Prozesseingriff erst ermöglicht (vgl. Abbildung 11).

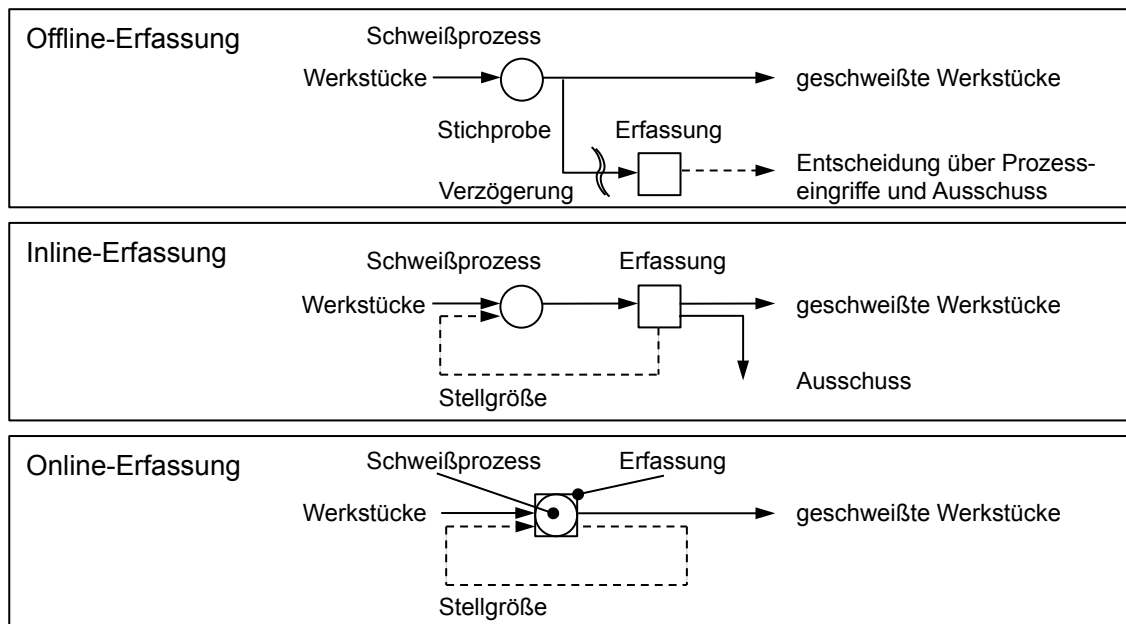


Abbildung 11: Einteilungsschema nach GROOVER (2008): Offline-, Inline- und Online-Erfassung von Indikatoren innerhalb eines Fertigungsprozesses

Zum anderen werden die Prozessüberwachungsverfahren für den speziellen Fall der Online-Erfassung beim Laserstrahlschweißen nach MÜLLER-BORHANIAN (2005) anhand noch weiter differenziert. Die Kombination aus der Online-Erfassung und der Erfassungsposition innerhalb des Schweißprozesses bestimmt maßgeblich, welche Indikatoren aufgezeichnet und welche Informationen daraus gewonnen werden können. Für die Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen ist die Online-Überwachung deshalb in eine *Präprozess-* (engl. *pre-process*), *In-situ-Prozess-* und *Postprozess-Erfassung* (engl. *post-process*) unterteilt. Die Abgrenzung ergibt sich aus der Position der Online-Erfassung relativ zur erweiterten Wechselwirkungszone zwischen dem Laser und dem Werkstück (Abbildung 12). Die direkte Wechselwirkungszone umfasst alle Vorgänge in der Dampfkapillare. In einem Bereich um die Dampfkapillare mit einer Größe von ca.  $b_{WZ} \approx 5 \text{ mm}$  und  $l_{WZ} \approx 10 \text{ mm}$  befindet sich die erweiterte Wechselwirkungszone, welche den Bereich vor der Aufschmelzfront, das Schmelzbad, den Erstarrungsbereich und die Naht enthält.

Die Indikatoraufzeichnung im Präprozess dient der Ermittlung der Fugenlage, um den Laserprozess daran auszurichten. Im In-situ-Bereich werden die Prozessstrahlung, der Metaldampf und/oder die geometrischen Daten des Schmelzbads aufgezeichnet. Anhand der Daten können Aussagen über den Schweißvorgang getroffen werden. Bei der Postprozessüberwachung wird die entstandene Naht analysiert. Alle drei Erfassungsorte erlauben eine Prozessregelung mit unterschiedlichen Maßnahmen im aktiven Prozess. Im Stand der Forschung und Technik werden Verfahren und Systeme betrachtet, die über eine Online-Erfassung Indikatoren aus dem In-situ-Bereich und dem Postprozess-

bereich ermitteln. Nur diese sind aufgrund ihrer Funktionalität für die Abgrenzung zur In-situ-Legierungsbestimmung relevant.

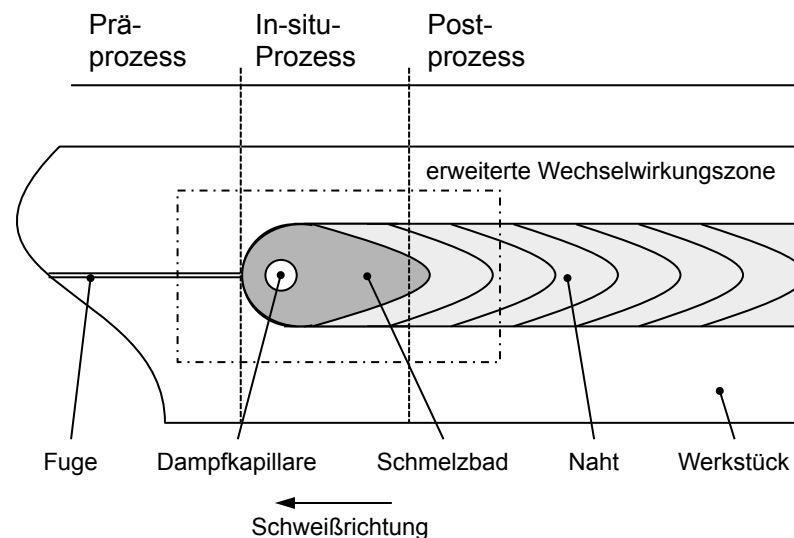


Abbildung 12: Unterteilung der ortsgebundenen Aufzeichnung von Indikatoren in: Präprozess-, In-situ-Prozess- und Postprozess-Aufzeichnung

In den folgenden Abschnitten wird auch für Nicht-Laserprozesse von dem Präprozess-, In-situ- und Postprozess-Bereich gesprochen. Die getroffene Aufteilung, wie in Abbildung 12, gilt mit Einschränkungen auch für Beschichtungs- und Auftragsschweißprozesse. Bei diesen Prozessen gibt es nur keine Fugen wie im klassischen Schweißprozess.

## 2.2 Stand der Forschung

### 2.2.1 Lasertiefschweißprozess

Beim Laserstrahlschweißen werden aufgrund der wirkenden Intensität zwei Schweißmodi unterschieden: das Wärmeleitungsschweißen und das Lasertiefschweißen. Beim Letzteren kommt es zu einer erheblichen Materialverdampfung, welche den Prozess maßgeblich beeinflusst. Die Metaldampfeigenschaften beim Lasertiefschweißen werden seit mehr als 30 Jahren im Rahmen von experimentellen und theoretischen Forschungsarbeiten betrachtet. Dennoch sind diese noch nicht vollständig verstanden, was aktuelle Arbeiten auf diesem Gebiet verdeutlichen (TRAUTMANN 2009, WEBERPALIS 2010). Aus diesem Grund werden ausgewählte, für diese Arbeit relevante, Teilgebiete der Materialeigenschaften wissenschaftlich betrachtet. Diese beinhalten die Absorption

der Laserstrahlung, die Materialverdampfung und die Prozessstrahlung des angeregten Metaldampfs im Inneren der Dampfkapillare und außerhalb.

Sobald sich eine Dampfkapillare und ein markanter Sprung im Aspektverhältnis der Schweißnaht ausbilden, wird von einem Lasertiefschweißprozess gesprochen. Beim Lasertiefschweißen wird auf der Materialoberfläche oberhalb einer Intensitätsschwelle  $I_{SW} > 1 \cdot 10^6 \text{ W/cm}^2$  das geschmolzene Material übermäßig verdampft. Es erzeugt aufgrund des Rückstoßes eine mit Schmelze umgebene Dampfkapillare. Der Schwellwert variiert je nach Material der Fügepartner. Es kommt lediglich zu einer Schmelze ohne Dampfkapillare, wenn die Intensität auf der Werkstückoberfläche unterhalb der Intensitätsschwelle  $I_{SW}$  liegt (VON ALVENSLEBEN & DILTHEY 2000, WEBERPALS 2010). Der Verdampfungsprozess, die Geometrie der Dampfkapillare und die verdampfte Materialmenge hängen von den Faktoren

- Größe der Brennfleckfläche,
- Absorption des einfallenden Laserstrahls durch das Material,
- Dampfausströmung und
- ausgebildete Metaldampfwolke

ab (MOHAMED & WALID 2007). Die Größe der Brennfleckfläche hat einen direkten Einfluss auf die Absorption des Laserstrahls. Nach ZAEH et al. (2010a) trägt lediglich ein Teil der eingestrahnten Leistung zur Ausbildung der Dampfkapillare bei und wird in dieser absorbiert. Unter der Annahme, dass es sich um einen gaußförmigen Strahl handelt, kann die eingebrachte Leistung beim Tiefschweißen aufgeteilt werden. Ein Teil der Leistung  $P_{DK}$  erzeugt die Dampfkapillare. Der restliche Leistungsanteil  $P_{SO}$  trifft auf die Schmelzbadoberfläche im direkten Umfeld der Kapillare. Wenn für die Intensität  $I_{GS}(r)$  des Gaußstrahls Gleichung (1) gilt, so kann innerhalb der Grenzen für den Radius  $r = 0 \text{ mm}$  und  $r = r_{DK}$  die Leistung  $P_{DK}$  über Gleichung (3) berechnet werden. Dabei entspricht  $r$  dem Radius ausgehend von der Strahlachse und  $r_{DK}$  dem Dampfkapillarradius (vgl. Abbildung 13). Die Form der Dampfkapillare wird vereinfachend als rotationssymmetrisch angenommen.  $P_L$  bezeichnet in den Gleichungen (1) und (3) die Ausgangsleistung des Lasers am Faserende. Der kleinste Radius der Strahltaile wird durch  $r_{min}$  gekennzeichnet. Es gilt:

$$I_{GS}(r) = \frac{2P_L}{\pi r_{min}} \cdot e^{\frac{-2r^2}{r_{min}^2}} \quad (1)$$

Für den Anteil der Laserleistung (Gleichung 3), der die Dampfkapillare formt, ergibt sich über Gleichung (2):

$$P_{DK} = 2\pi \int_0^{r_{DK}} r \cdot I_{GS}(r) dr \quad (2)$$



$$P_{DK} = P_L \left[ 1 - e^{-\frac{2r^2}{r_{min}^2}} \right] \quad (3)$$

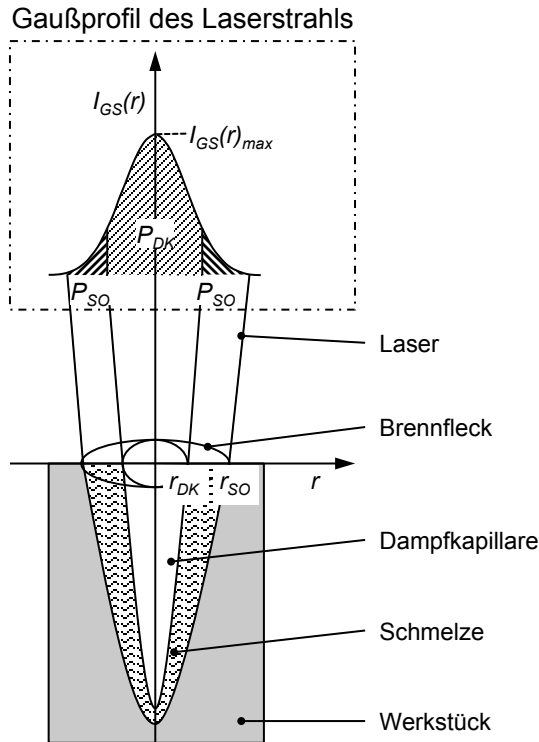


Abbildung 13: Dampfkapillare und umgebende Schmelze, erzeugt durch die Laserleistungsanteile  $P_{DK}$  und  $P_{SO}$

Die Leistung  $P_{DK}$  ist maßgeblich für die verdampfende und ausströmende Materialmenge verantwortlich. Das Absorptionsverhalten im Inneren der Dampfkapillare unterscheidet sich von dem auf einer ebenen Oberfläche. Durch die mehrfache Reflexion der Strahlung im Inneren wird bei jedem Auftreffen auf die Kapillarwand ein Teil der Strahlung absorbiert. Der Absorptionsgrad der Dampfkapillare ergibt sich deshalb für einen gaußförmigen Strahl zu  $A_{DK} = 98\%$ . Auf der umgebenden Schmelzbadoberfläche ist dieser  $A_{SO} = 40\%$ . Aus dem Absorptionsgrad  $A_{DK}$  resultiert der absorbierte Leistungsanteil in der Dampfkapillare zu:

$$P_{DK} = 0,98 P_L \cdot \left[ 1 - e^{-\frac{2r^2}{r_{min}^2}} \right] \quad (4)$$

Der Gesamtdruck in der Dampfkapillare besteht aus dem Verdampfungsdruck, dem Strahldruck des Laserstrahls und ggf. dem dynamischen Druck des Prozessgases. Im Gleichgewicht zum Gesamtdruck steht die Oberflächenspannung der Schmelze je Flächeneinheit, der hydrostatische und der dynamische Druck in der Dampfkapillare

(TRAUTMANN 2009). Durch dieses Gleichgewicht wird der Lasertiefschweißprozess stabilisiert. Dabei bewirkt die Druckdifferenz zwischen dem Inneren der Dampfkapillare und der Umgebung bei Atmosphärendruck ein Ausströmen des Metaldampfs. Die Anzahl der ausströmenden Atome in Richtung des einfallenden Laserstrahls ist proportional zur Druckdifferenz (PLETEIT 2002). Die entweichende Materialmenge variiert zudem mit der Einschweißtiefe, besonders am Übergang zwischen Einschweißen und Durchschweißen. Das Durchschweißen unterscheidet sich von dem Einschweißen dadurch, dass der Laserstrahl und die Dampfkapillare das Werkstück vollständig durchdringen. Beim Durchschweißen tritt Material in Form von Dampf oder Tropfen auch auf der gegenüberliegenden Seite des Werkstücks aus. Der Materialstrom besteht in beiden Fällen aus dem Grundwerkstoff, den zugehörigen Legierungselementen und aus den Elementen des eingesetzten Zusatzwerkstoffs, wenn mit Draht oder ähnlichem geschweißt wird. Die Menge des verdampften Materials hängt vom Dampfdruck der Einzelemente, der Temperatur in der Dampfkapillare und von der Zeit, welche zur Verdampfung zur Verfügung steht, ab. Durch das Ausströmen bildet sich in der Wechselwirkungszone in der Nähe der Werkstückoberfläche eine Metaldampf Wolke aus. Die mit Dampf und ggf. Prozessgas gefüllte Kapillare und die Metaldampf Wolke in unmittelbarer Nähe zur Werkstückoberfläche sind symmetrisch zur Laserstrahleinfallsachse anzunehmen, solange auftretende Abschirmungseffekte vernachlässigt werden können (SCHITTENHELM 2000). Bei der Verwendung von Festkörper- bzw. Diodenlasern und Intensitäten von  $I_L \approx 10^6 \text{ W/cm}^2$  sind die Abschirmungseffekte der Metaldampf Wolke gering. Die Einflüsse durch die Streuung der Laserstrahlung im Metaldampf, die inverse Bremsstrahlung und die Photoionisation sind bei diesen Laserquellen und den verwendeten Intensitäten ebenfalls vernachlässigbar.

### 2.2.2 Prozesserfassung und Indikatoren

SIBILLANO et al. (2009) zeigten die Korrelationen zwischen der durch Online-Erfassung bei einem CO<sub>2</sub>-Laserprozess ermittelten Elektronentemperatur und -dichte und den Schweißnahtfehlern und den Unregelmäßigkeiten im Prozessverlauf. Anhand der Elektronentemperatur und -dichte lassen sich Aussagen über die Verdampfungsrate der Legierungselemente treffen. Durch die Identifizierung des Elements Sauerstoff im Plasmaspektrum wird zudem nachgewiesen, dass Umgebungsluft im Schweißprozess in die Dampfkapillare gelangt und dort zu Nahtfehlern führt. Dies lässt auf eine unzureichende Schutzgasabdeckung des Schmelzbads schließen. Mit Hilfe dieses Zusammenhangs ist eine Überwachung der Schutzgasabdeckung denkbar.

Einen ähnlichen Ansatz hat bereits SOKOLOWSKI (1991) verfolgt. Er analysierte die Mechanismen der Plasmaausbildung beim CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschweißprozess von Stahl und Aluminiumlegierungen unter Verwendung unterschiedlicher Schutzgase. Die mit

Hilfe der Methoden aus der Plasmaspektroskopie ermittelten Elektronentemperaturen und -dichten korrelieren mit Eigenschaften der Schweißnaht, wie z. B. der Einschweißtiefe. Diese messbaren Indikatoren eignen sich zur Regelung der Nahttiefe oder der Sicherstellung einer Durchschweißung (SCHUTZRECHT DE 4027714).

Um die qualitative und quantitative chemische Zusammensetzung von bereits erstarrten Schweißnähten zu bestimmen, wendete OHNESORGE (2008) das Verfahren der laserinduzierten Plasmaspektroskopie (LIPS) auf das Laser-Pulver-Auftragsschweißen (LPA) an (vgl. Abbildung 14). Es konnte gezeigt werden, dass der Aufmischungsgrad von Substrat- und Zusatzwerkstoff online messbar ist.

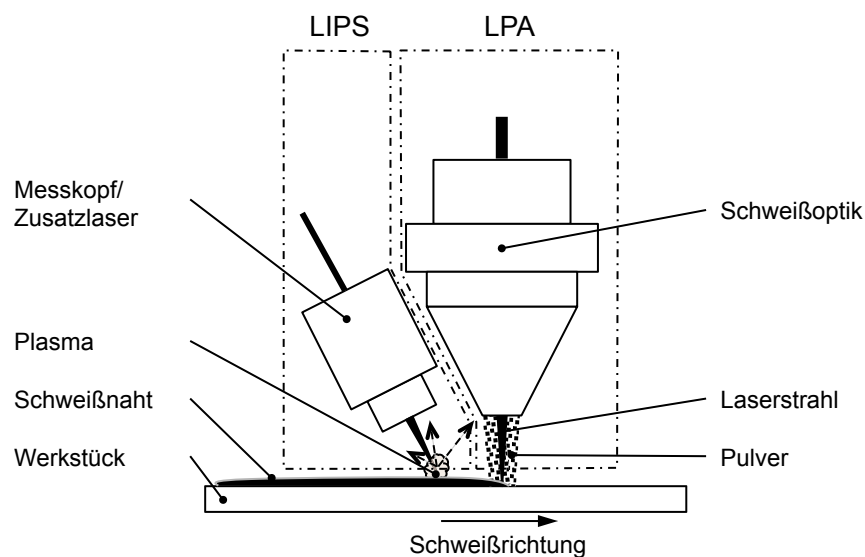


Abbildung 14: LIPS zur Bestimmung des Aufmischungsgrads beim LPA-Prozess (in Anlehnung an OHNESORGE (2008))

Dazu wird ein LIPS-Messkopf mit separater Laserquelle zur Materialverdampfung und zur Dampfanregung verwendet. Der Messkopf beinhaltet neben der Laserquelle die Erfassungseinheit für die entstehende Plasmastrahlung, welche hinsichtlich Elementlinien analysiert werden kann. Die Anordnung des LIPS-Messkopfs zur Schweißoptik wird nach dem Prinzip der Online-Erfassung in einer Postprozessposition realisiert. Validiert wurden die Ergebnisse der Machbarkeitsuntersuchungen an einer Beschichtungsaufgabe von Baustahl (Werkstoffnummer: 1.0037) mit Stellite 21 (CoCr20W15Ni).

DIETRICH (2009) erforschte im Rahmen seiner Dissertation optische Sensorkonzepte zur Vermessung der von ihm definierten Schwerpunktlage der Prozessstrahlung aus dem Lasertiefschweißprozess. Als Schwerpunktlage definiert er den Ort innerhalb des ausströmenden angeregten Metaldampfs, dessen Strahlungsintensität in einem bestimmten Wellenlängenbereich am stärksten ist. Im Laufe eines Schweißprozesses ändert sich die Position dieses Schwerpunkts je nach Dynamik des Prozessablaufs. Die Sensorkonzepte

wurden für geringe ( $l_{AA} \leq 200$  mm) und große ( $l_{AA} \geq 200$  mm) Arbeitsabstände realisiert. Die Schwerpunktlagen bestimmter Emissionsanteile stehen in Korrelation mit Zuständen des Schweißprozesses und einigen Schweißnahtfehlern. Diese Ergebnisse konnten beim Schweißen sowohl mit einem CO<sub>2</sub>-Laser als auch mit einem Festkörperlaser bestätigt werden. Zustände, erzeugt durch geänderte Vorschubgeschwindigkeiten, Leistungen oder vertikalen Fokusversatz, führen zu unterschiedlichen Schweißergebnissen und sind eindeutig den Schwerpunktlagen zuzuordnen.

## 2.3 Stand der Technik

### 2.3.1 Kommerziell erhältliche Systeme

Auf dem Markt sind Produkte erhältlich, welche anhand der Intensität der Prozessstrahlung Rückschlüsse auf

- die Prozessstabilität,
- Schwankungen in den Prozessparametern (z. B. Laserleistung, Gaszufuhr) und
- die Nahteigenschaften

erlauben. Dazu wird die Strahlungsintensität über einen weiten Bereich an Wellenlängen mit Hilfe von Photodioden aufgezeichnet. Eine Unterscheidung der Detektoren gibt es hinsichtlich des Wellenlängenbereichs, über den die Intensität integriert wird. Die integrierten Intensitätswerte dienen dabei als Indikatoren für den Ablauf des Schweißprozesses. Je nach Wellenlängenbereich können unterschiedliche Indikatoren aus den aufsummierten Intensitäten gewonnen werden. In einem Bereich von  $\lambda = 200$  nm bis  $\lambda = 800$  nm wird das Messsignal der Plasmastrahlung zugeordnet. Diese Strahlung wird maßgeblich von dem ausströmenden Metaldampf und dem dynamischen Verhalten der Dampfkapillare bestimmt (ERIKSSON et al. 2009). Über Änderungen im Messsignal werden Aussagen zu der Prozessstabilität und zu Abweichungen in den Prozessparametern getroffen (MÜLLER-BORHANIAN 2005). Entsprechende Sensoren inklusive Systemtechnik werden von der Precitec Optronik GmbH (PRECITEC 2011), der plasmo Industrietechnik GmbH (PLASMO 2011), der PROMETEC GmbH (PROMETEC 2011) und der 4D Ingenieurgesellschaft für Technische Dienstleistungen mbH (STUERMER & MOMMSEN 2005) angeboten. Bei der Verwendung von Dioden mit einer spektralen Empfindlichkeit im Bereich von  $\lambda = 1100$  nm bis  $\lambda = 1800$  nm kann dem integrierten Intensitätswert eine Temperatur zugeordnet werden, da es sich um Nah-Infrarotstrahlung handelt. Die Strahlung in diesem Wellenlängenbereich wird von dem erhitzten Schmelzbad und dem umgebenden erwärmten Grundmaterial emittiert. Wie NORMAN (2008) erarbeitete, äußert sich beispielsweise ein Laserleistungsabfall in einer

Änderung der Einschweißtiefe und des Temperaturwertes. Es wird so ermöglicht, die Laserleistung und die Nahttiefe zu überwachen. Ein Sensor zur Erfassung des Temperaturwertes wird ebenfalls von der Precitec Optronik GmbH in der Einheit des LWM (engl. *laser welding monitors*) (PRECITEC 2011) angeboten. Eine weitere bekannte Anwendung von Photodioden zur Prozessüberwachung umfasst die Detektion der reflektierten Laserstrahlung. Je nach verwendetem Laser und dessen Arbeitswellenlänge muss dafür die Photodiode und ein geeigneter Filter gewählt werden. Bei der Literaturdurchsicht fällt auf, dass vornehmlich Konfigurationen mit einer spektralen Empfindlichkeit bei  $\lambda = 1064 \text{ nm}$  eingesetzt werden, welche der Bearbeitungswellenlänge von konventionellen Nd:YAG-Lasern und anderen Festkörperlasern entspricht. Diese Überwachungssysteme zeichnen die reflektierte Strahlung aus der Dampfkapillare und der Schmelze auf. Eine Anwendungsmöglichkeit ist zum Beispiel die Detektion der für den Menschen gefährlichen, reflektierten Laserstrahlung (ZAEH et al. 2010b). Zur Erfassung und Auswertung der reflektierten Strahlung gibt es auf dem Markt Systeme, die dies leisten können (STUERMER & MOMMSEN 2005, PRECITEC 2011). Abbildung 15 zeigt die Integration von Photodioden-Konfigurationen in eine Schweißoptik.

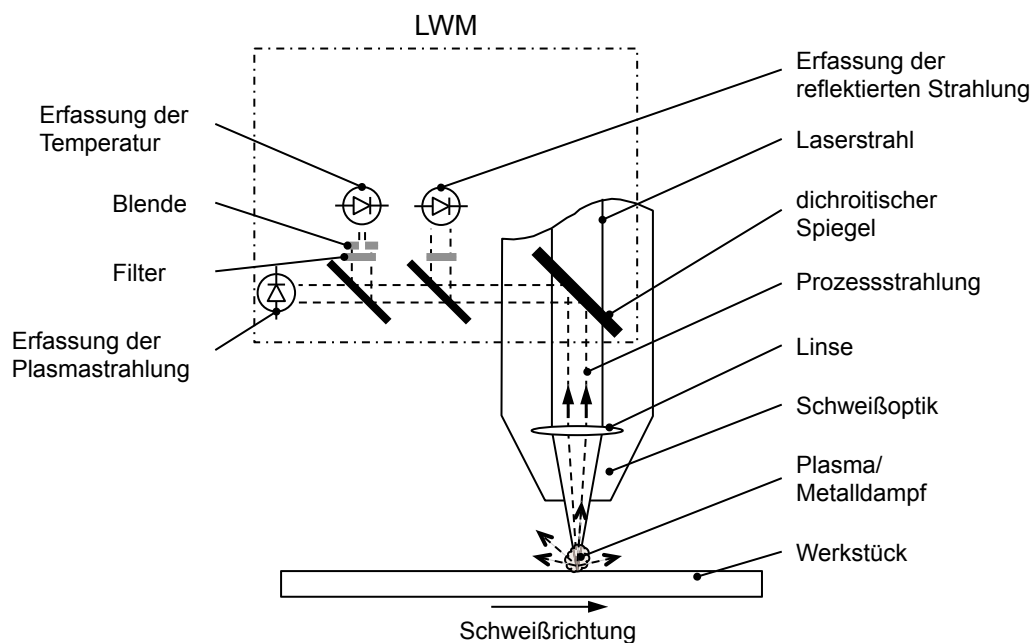


Abbildung 15: Prozessüberwachung mit Photodioden am Beispiel des LWM der Firma Precitec Optronik GmbH (in Anlehnung an ERIKSSON (2009))

Die Prozessstrahlung wird koaxial zum Bearbeitungslaser durch die Schweißoptik geleitet und gelangt über einen dichroitischen Spiegel zu den seriell geschalteten Photodioden. Verschiedene Anbieter verfügen über ähnliche Systeme, die seitwärts an der Schweißoptik angebracht sind und die Strahlung als eigenständige, optische Einheit unter einem festen Winkel erfassen. Die Signalverarbeitung und -auswertung erfolgt bei

den meisten der vorgestellten Systeme über das Toleranzbandverfahren bzw. Hüllkurvenverfahren (BONFIG & LIU 2004). Dazu werden anhand von Referenzschweißungen typische Signalverläufe aufgezeichnet, welche die gewünschte Nahtqualität prozesssicher erzeugen (Abbildung 16).

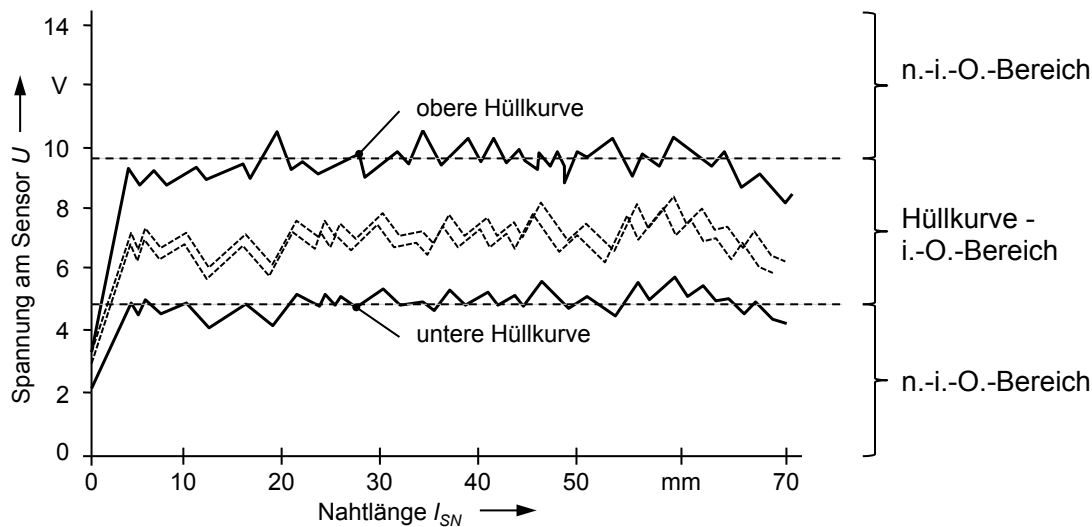


Abbildung 16: Anwendungsbeispiel des Hüllkurvenverfahrens

Anhand der Signalverläufe werden Hüllkurven festgelegt, innerhalb derer der Sollsignalverlauf (i.-O.-Bereich) für spätere Schweißungen definiert ist. Sobald die Signalwerte den Bereich der Hüllkurven verlassen, geht das System in einen Fehlerzustand (n.-i.-O.-Bereich) und das Bauteil kann aussortiert oder zur Nachkontrolle/-arbeit ausgeschleust werden. Dadurch, dass die Einteilung der Schweißung lediglich in eine i.-O.-Schweißung und eine n.-i.-O.-Schweißung erfolgt, kann ein Über- oder Unterschreiten der Hüllkurve nicht eindeutig einem bestimmten Prozessfehler zugeordnet werden. Es kann sich beim Fehler beispielsweise um eine zu geringe Prozessgaszufuhr oder um ein Nachlassen der Laserleistung handeln. Eine klare Fehlerzuordnung ist somit nicht möglich.

### 2.3.2 Patentrecherche

Die Gustav Stähler GmbH & Co. KG (SCHUTZRECHT DE 3344683) entwickelte für das Lichtbogenschweißen ein Verfahren und ließ dieses patentieren, welches die Führung der Elektrode entlang der Fugenmitte von zwei artungleichen Werkstoffen erlaubt. Für das Verfahren wird die entstehende Plasmastrahlung des Metall-Schutzgas-Schweißprozesses (MSG) mit Hilfe eines Spektroskops qualitativ hinsichtlich der Legierungselemente analysiert. Bei den eingesetzten Werkstoffen handelt es sich um Chrom-Nickel-Stähle, die sich messbar im Legierungselementgehalt unterscheiden müssen

(Abbildung 17). Sobald in der Plasmastrahlung die Elementlinie eines Indikatorelements nicht erscheint oder einen gesetzten Schwellwert überschreitet, wird davon ausgegangen, dass sich der Schweißbrenner nicht in der Fugenmitte befindet.

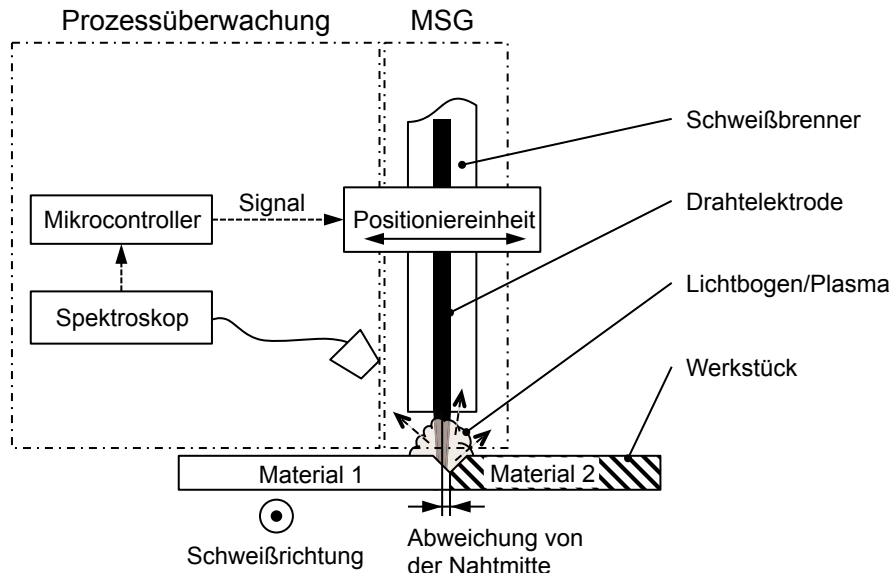


Abbildung 17: Verfahren zur Nahtmittenföhrung der Elektrode beim MSG

Als Folge der Auswertung wird im aktiven Schweißprozess die Position des Brenners über eine Regelung korrigiert. Wenn die Brennerposition mittig ist, wird von der gewünschten Aufmischung zwischen den artungleichen Werkstoffen ausgegangen (FRIEDHOFF & GAWLIK 1985). Das System erlaubt jedoch keine Aussagen über die quantitative Zusammensetzung der Schmelze.

Beim Beschichten von Werkstücken mit gekrümmten und ebenen Oberflächen durch das Unterpulverschweiöen beansprucht die MCE VOEST GmbH & Co. KG über die Patentschrift SCHUTZRECHT EP 1447164 ein Spektrometersystem zur Online-Erfassung der Zusammensetzung der aufgetragenen Schicht. Das System wird in der Patentschrift nicht weiter beschrieben. Es ist davon auszugehen, dass es ähnlich wie das Verfahren von OHNESORGE (2008) auf der LIPS beruht. In der Patentschrift werden die Ansprüche auf die Benutzung eines Spektrometersystems sowohl zur Online-Erfassung als auch zur Inline-Erfassung der Nahtzusammensetzung in der Postprozessposition erhoben. Das Messergebnis wird dazu verwendet, die Zusammensetzung der Auftragsschicht konstant zu halten. Um dies zu ermöglichen, wird die Zufuhrgeschwindigkeit für Draht oder Pulver in Abhängigkeit von der gemessenen Zusammensetzung gesteuert.

Für das Laser- und Plasmaauftragsschweiöen wurde von der MTU Aero Engines GmbH und der DaimlerChrysler AG ein Verfahren zur Prozesskontrolle zum Patent angemeldet. Es kam jedoch nicht zur Patenterteilung. Laut dem SCHUTZRECHT DE10337149

wird mittels eines Spektrometers die Strahlungsintensität des beim Auftragsschweißen entstehenden Plasmas an der Schweißstelle erfasst und analysiert. Die zu erfassenden Merkmale im Spektrum sind die Elementlinienintensität, die maximale Intensität einer Elementlinie, die Fläche unter einer Elementlinie und die Fläche unter dem gesamten Plasmaspektrum. Es wurden die Intensitäten, die Flächen und die Flächenverhältnisse ausgewertet. Diese dienen zur Erkennung von Veränderungen eines oder mehrerer Prozessparameter des Auftragsschweißprozesses und zur Beeinflussung dieser Parameter von außen. Bei den verwendeten Materialien handelt es sich im aufgeführten Anwendungsfall um eine Mischung aus Eisen, Nickel und Titan.

## 2.4 Defizite bekannter Ansätze und Systeme

Keines der In-situ-Prozessüberwachungssysteme in den Abschnitten 2.2 (S. 15 ff.) und 2.3 (S. 20 ff.) erlaubt die Erfassung einzelner Elementanteile, um Rückschlüsse auf metallurgische Nahtfehler ziehen zu können. Dies ist aber notwendig, um nicht-schweißgeeignete Werkstoffe und Werkstoffkombinationen, bei denen Elementanteile einen erheblichen Einfluss auf die Nahtqualität zeigen, zu verschweißen. Hierfür ist die Aufzeichnung von Indikatoren entscheidend, welche auf chemische und metallurgische Vorgänge schließen lassen, ähnlich dem System von OHNESORGE (2008). Die dort im Post-Prozessbereich anhand des LIPS-Verfahrens ermittelten Gehaltsangaben sind jedoch für eine Fehlervermeidung ungeeignet. Dies liegt daran, dass der gemessene Nahtabschnitt bei der Postprozess-Erfassung bereits existiert und nicht mehr in den erzeugenden Prozess eingegriffen werden kann. Nach den in Abbildung 4 (S. 5) beschriebenen Zielsetzungen der Prozessbeobachtung ist nur noch das Anzeigen eines Fehlerzustandes in der Naht möglich.

Besonders bei den Schweißanwendungen, bei denen die chemische Zusammensetzung des Schmelzbads einen wesentlichen Einfluss auf die zu erzielende Nahtgüte hat, wird es in Zukunft immer wichtiger, die Schmelzbadzusammensetzung in-situ zu überwachen. Die Aktualität wird durch Patente und eine Vielzahl von wissenschaftlichen Arbeiten bestätigt, die sich mit

- dem Schweißen von beschichteten Metallplatten in der Serienfertigung (SCHUTZRECHT DE 102008006625),
- der Ausbildung von Nahtfehlern bei nicht-schweißgeeigneten Metalllegierungen für die Luftfahrt (HEIMERDINGER 2003),
- der intermetallischen Phasenbildung beim Schweißen von Mischverbindungen aus Metallen (MAI & SPOWAGE 2004) und
- dem Schweißen von Metallmatrix-Verbundwerkstoffen (ZAEH et al. 2011)



beschäftigen.

Bisherige Verfahren und Systeme für Laserstrahlschweißprozesse mit dem Ziel der Online-Prozessüberwachung erfassen die entstehende Prozessstrahlung nicht elementbezogen. Die aus dem Plasma des CO<sub>2</sub>-Laserprozesses emittierte Prozessstrahlung wurde zwar bereits wissenschaftlich betrachtet (BEYER 1985, SOKOLOWSKI 1991, ADEN 1994, BEERSIEK 2004), jedoch wurden keine Aussagen über Elementanteile getroffen. Generell wurde nur in Ausnahmefällen die charakteristische Prozessstrahlung im Plasmaspektrum elementbezogen ausgewertet (PALANCO et al. 2001, DASGUPTA & MAZUMDER 2006). Eine wissenschaftliche Betrachtung des Metaldampfverhaltens, der Prozessstrahlung und des Elementeinflusses auf die Prozessstrahlung für Dioden- und Festkörperlaserprozesse wurde bis jetzt nur von HUBER et al. (2009) und LEE & MAZUMDER (2010) unternommen. Das Metaldampfverhalten von CO<sub>2</sub>-Laser-Schweißprozessen ist aufgrund der Bearbeitungswellenlänge von dem eines Dioden- und eines Festkörperlaser-Schweißprozesses verschieden. Das äußert sich dadurch, dass bei CO<sub>2</sub>-Laserprozessen von einem sich ausbildenden Plasma im Metaldampf gesprochen wird und bei Festkörper- und Diodenlasern die Plasmaentstehung als nicht eindeutig nachweisbar gilt (GRESES et al. 2001).

Die erfolgreiche Entwicklung von leistungsstarken Dioden- und Festkörperlasern in den vergangenen Jahren führt dazu, dass diese vermehrt für das Laserstrahlschweißen eingesetzt werden und andere Schweißverfahren ersetzen. Innovative Werkstoffkombinationen werden deshalb vermehrt mit Hilfe dieser Laser verarbeitet. Aus diesem Grund ist ein In-situ-Prozessüberwachungssystem notwendig, welches es erlaubt, den Schweißprozess von Werkstoffen oder Werkstoffkombinationen durch die Erfassung der Legierungszusammensetzung zu überwachen. Dazu wird der Metaldampf hinsichtlich der qualitativen und quantitativen Zusammensetzung unter Zuhilfenahme der Prozessstrahlung analysiert.

## **2.5 Handlungsfelder und Vorgehensweise**

Die vorliegende Arbeit trägt dazu bei, die Potenziale des Laserstrahlschweißens für den Einsatz bei nicht-schweißgeeigneten Werkstoffen und Werkstoffkombinationen mit Hilfe einer In-situ-Legierungsbestimmung zu erschließen. Eine Überwachung der Schmelzbadzusammensetzung ist ein geeignetes Vorgehen, um Aussagen über das Auftreten chemisch bedingter metallurgischer Fehler treffen zu können. Dafür wird die In-situ-Legierungsbestimmung für das Schweißen mit Dioden- und Festkörperlasern erarbeitet. Im Einzelnen sind dazu folgende Schritte erforderlich.

- Ergänzung des Stands der Forschung um die physikalischen Voraussetzungen für die In-situ-Legierungsbestimmung:
  - Erfassung der Prozessstrahlung und Beurteilung von sog. Metaldampfspektren;
  - Abgrenzung der Metaldampfspektren gegenüber den Plasmaspektren;
  - Bestimmung des Anregungs- und Ionisationsgrads des Metaldampfs;
  - Ermittlung der Abhängigkeit der Prozessstrahlungsintensität vom Schweißprozess und der Wechselwirkungszone;
- Qualifizierung der Metaldampfspektren zur In-situ-Legierungsbestimmung:
  - Erklärung des Prinzips der In-situ-Legierungsbestimmung;
  - Identifizierung der Legierungselemente in der Prozessstrahlung anhand einer qualitativen Analyse;
  - Korrelation zwischen dem Legierungsgehalt und der Prozessstrahlung in Form einer quantitativen Analyse;
  - Prinzipieller Umgang mit Störeinflüssen aus dem Schweißprozess auf die Analysen;
- Umsetzung der In-situ-Legierungsbestimmung:
  - Beschreibung des eingesetzten Laserstrahlschweißprozesses;
  - Erläuterung der Problemstellung beim Schweißen von heißbrisanfälligen Aluminiumlegierungen;
  - Generierung der benötigten Kennlinien für das Aluminium-Magnesium-Legierungssystem;
  - Nachweis der Stabilität des Prozessüberwachungsverfahrens;
- Wirtschaftliche und technische Bewertung anhand eines Szenarios:
  - Einsatz bei einem Anwender der Prozessüberwachung;
  - Entwicklung eines produktionstauglichen Systems durch einen Systemlieferanten;
- Ausblick auf die Weiterentwicklungen und den Einsatz der In-situ-Legierungsbestimmung;

Im Laufe der Arbeit wandelt sich der Einsatz der In-situ-Legierungsbestimmung von einer Prozessbeobachtung zur Erforschung der grundlegenden Phänomene des Lasertiefschweißprozesses hin zu einem Demonstrator zur Prozessüberwachung von Laserstrahlschweißprozessen in der Fertigung.

## 3 Physikalische Voraussetzungen für die In-situ-Legierungsbestimmung

### 3.1 Allgemeines

Für den Aufbau einer Prozessüberwachung in Form der In-situ-Legierungsbestimmung werden im Folgenden der Tiefschweißprozess, die bei diesem auftretende Metaldampfwolke und die entstehende Prozessstrahlung ausführlicher betrachtet. Es wird der Laserstrahlschweißprozess analysiert und der Stand der Erkenntnisse um die physikalischen Grundlagen für diese Art der Prozessüberwachung ergänzt. Themenbereiche, wie die Materialerwärmung, die Wärmeleitung und die Schmelzbaderzeugung, werden nicht weiter betrachtet. Für Informationen zu diesen Themen sei auf weiterführende Literatur verwiesen, wie HUEGEL & GRAF (2009), HUEGEL & DAUSINGER (2004) oder DILTHEY (2000).

Ein Schweißprozess zeichnet sich dadurch aus, dass ein aufschmelzender Materialbereich entlang einer Fügekante geführt wird und es so zu einer Materialvermischung bzw. zu einem Stoffschluss kommt. Beim Laserstrahlschweißen entsteht die dafür notwendige Wärme dadurch, dass die Atome und die Elektronen des Werkstücks dem elektrischen Feld der Laserstrahlung ausgesetzt sind und so zu Schwingungen angeregt werden. Diese äußern sich in einem starken lokalen Temperaturanstieg (HECHT 2001). Der Vorgang wird durch den Begriff der Absorption der Laserstrahlung im Material beschrieben. Diese ist durch den material- und temperaturabhängigen Absorptionskoeffizienten  $\alpha_A$  festgelegt. Die materialabhängige Wärmeleitung bestimmt die Zeit, bis das Material lokal die Schmelz- bzw. Verdampfungstemperatur erreicht hat. DAUSINGER (1995) zeigt für das Schweißen von Aluminium mit Schweißgeschwindigkeiten von einigen Metern pro Minute und einer Schweißnahtbreite von  $b_{SN} = 1$  mm, dass mit einem thermischen Wirkungsgrad von ca. 20 % geschweißt wird. Der thermische Wirkungsgrad ist ein Maß für den Anteil der absorbierten Laserleistung, der das Schmelzbad und die Schweißnaht erzeugt (CHANG 2000). Die große Wärmeleitfähigkeit von Aluminium führt zu einem schnellen Abtransport der absorbierten Laserleistung aus der Wechselwirkungszone. Der Wärmeabtransport wird mit hohen Aufheizraten ( $dT/dt > 6000$  K/s) kompensiert, welche sich nicht mit denen von konventionellen Schmelzschweißverfahren vergleichen lassen (DILTHEY 2005). In der Wechselwirkungszone entstehen dadurch eine Aufschmelzfront, eine Dampfkapillare, eine strahlungsemitterende Metaldampfwolke, ein Schmelzbad und ein Erstarrungsbereich (Abbildung 18a). An den Erstarrungsbereich grenzt unmittelbar die vollständig erstarrte Schweißnaht an. In deren Umfeld befindet sich eine Wärmeeinflusszone (WEZ)

(Abbildung 18b). Die WEZ ist eine Gefügezone, welche sich aufgrund der Wärmeeinbringung in der Korngröße vom restlichen Gefüge unterscheidet. Die für die In-situ-Legierungsbestimmung relevanten Bereiche sind die Wechselwirkungszone und die Dampfkapillare, da sich dort der angeregte Metalldampf und die charakteristische Elementlinienstrahlung ausbilden (Abbildung 18c).

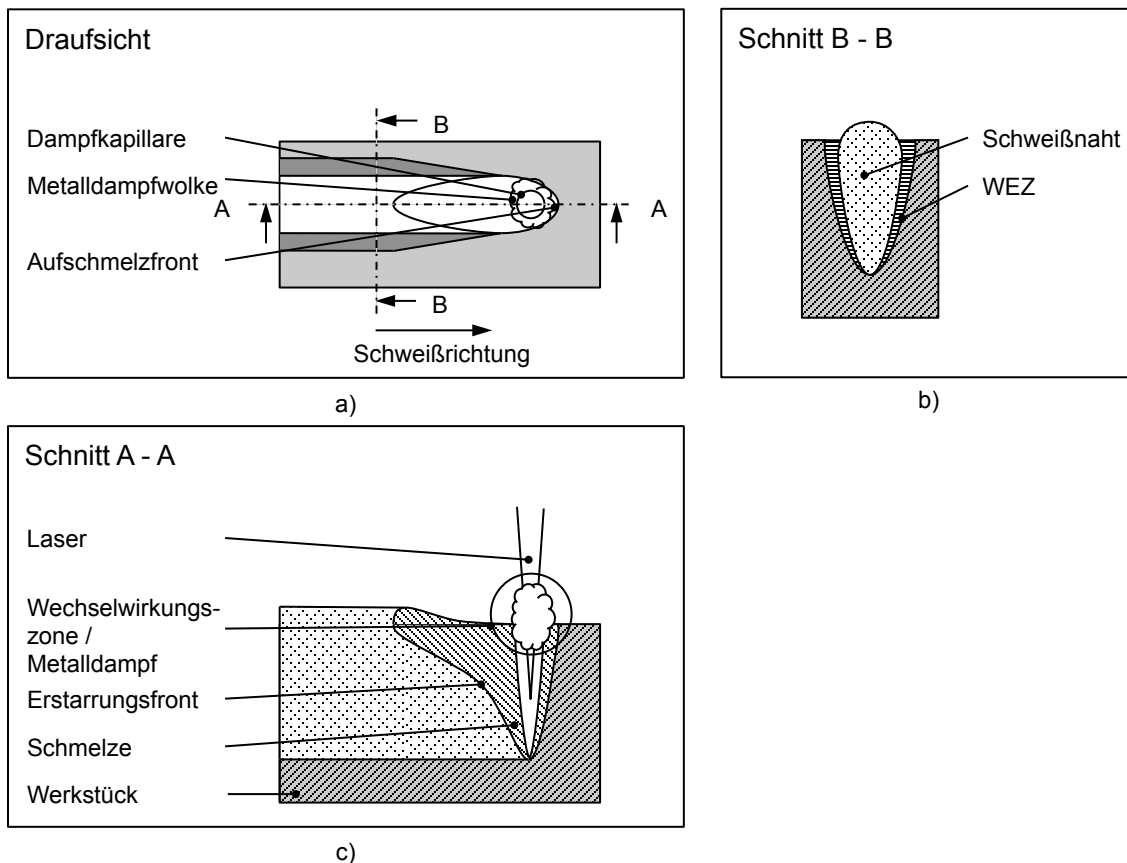


Abbildung 18: Lasertiefschweißprozesses: a) Draufsicht, b) Schnitt B - B durch den erstarrten Bereich und c) Schnitt A - A durch den Tiefschweißprozess

## 3.2 Charakteristische Elementlinienstrahlung

### 3.2.1 Prozessstrahlung

Die Prozessstrahlung ist die Summe von Strahlungsanteilen aus den einzelnen Teilbereichen der Wechselwirkungszone. Die Anteile sind dabei die charakteristische Linienstrahlung, die kontinuierliche Wärmestrahlung, die reflektierte und die gestreute Laserstrahlung (Abbildung 19). Die Unterscheidung erfolgt anhand des Auftretens im Spektrum. In der Literatur werden sie für verschiedene Anwendungsbereiche separat betrachtet. Zum Beispiel legten DUDECK et al. (2006) für einen gepulsten Laserstrahl-

schweißprozess eine bildgebende Prozessüberwachung anhand der entstehenden kontinuierlichen Wärmestrahlung und charakteristischen Linienstrahlung aus. Weitere Autoren (SIBILLANO et al. 2009, LEE & MAZUMDER 2010) verwenden die charakteristische Linienstrahlung zur Charakterisierung und zum besseren Verständnis des Tiefschweißprozesses bei der Anwendung von Scheiben-, Faser- und CO<sub>2</sub>-Lasern. OLSSON et al. (2011) und ZAEH et al. (2010b) betrachten schließlich die reflektierte Laserstrahlung mit dem Ziel, eine Überwachung der Schmelzbadynamik zu realisieren oder die gesundheitliche Gefährdung des Anlagenbedieners durch die Reflexion zu minimieren.

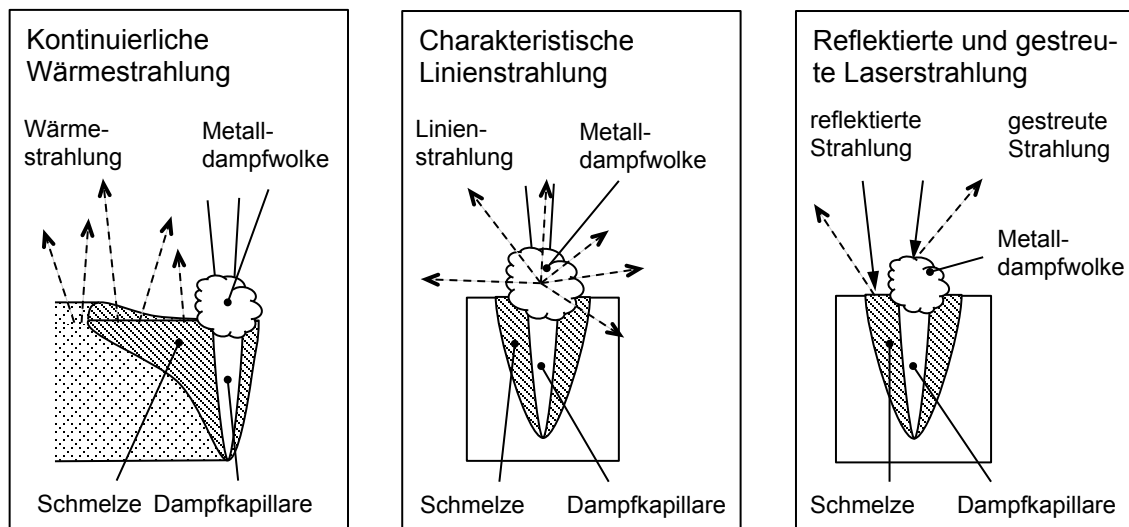


Abbildung 19: Verschiedene Strahlungsanteile aus der Wechselwirkungszone

Wird die gesamte Prozessstrahlung wellenlängenselektiv gemessen und das Ergebnis nach Wellenlänge und Intensität aufgetragen, so ergibt sich typischerweise ein Spektrum wie in Abbildung 20 dargestellt. Die Literatur zeigt, dass sich je nach verwendeter Laserstrahlquelle, Leistung und Streckenenergie die Spektren des Lasertiefschweißprozesses unterscheiden. Bei Schweißprozessen mit Dioden- und Festkörperlasern bildet sich eine intensive, kontinuierliche Wärmestrahlung aus (vgl. Abbildung 20) (DUDECK et al. 2006). Deren Wellenlängenbereich reicht vom ultravioletten (UV) bis in den nahinfraroten Bereich (NIR) mit einem Maximum im Sichtbaren (VIS engl. *visible*) (OLSSON et al. 2011). Die Wärmestrahlung wird von einer charakteristischen Linienstrahlung überlagert, welche ihren Ursprung in den Emissionen von angeregten Atomen hat (HUBER et al. 2009). Dieser Bestandteil des Spektrums wird als Metaldampfspektrum definiert, da seine Ursache in den im Metaldampf gelösten Elementen aus dem Wechselwirkungsbereich liegt. Im NIR-Bereich ist zudem die Intensität bei der Wellenlänge des Lasers sehr stark dominierend. Diese resultiert aus der reflektierten und der gestreuten Laserstrahlung. Die hohe Intensität bei dieser Wellenlänge führt im Vergleich zu den restlichen Prozessstrahlungsanteilen je nach Messgerät zu einer Übersättigung im Messergebnis (ZAEH et al. 2010a).

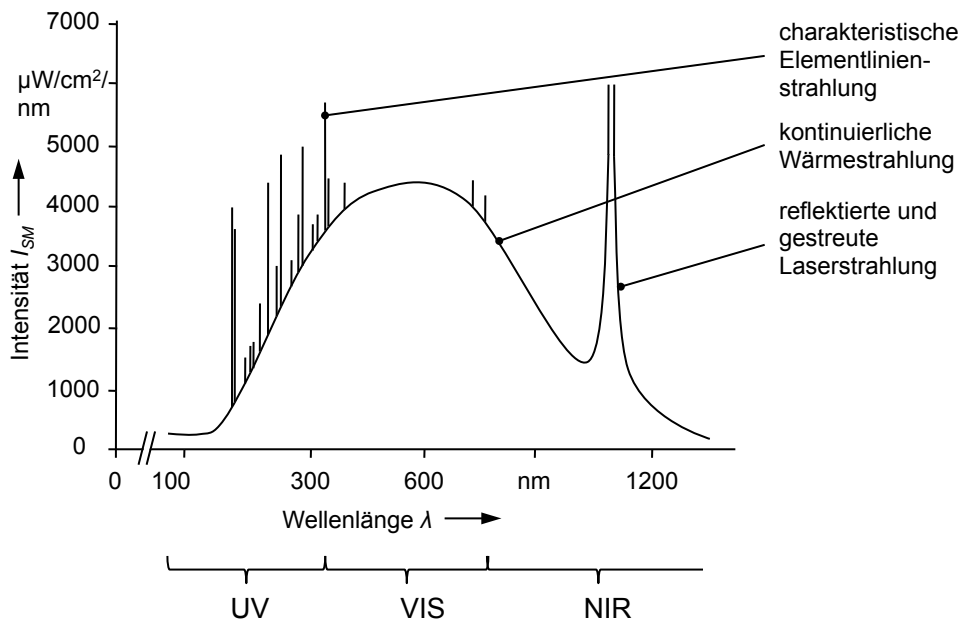


Abbildung 20: Spektrum der Prozessstrahlung beim Lasertiefschweißprozess von Metall bei einer Bearbeitungswellenlänge von  $\lambda_{YAG} = 1064 \text{ nm}$

Im Folgenden wird auf die charakteristischen Linienstrahlungen im Metaldampfspektrum eingegangen, da nur diese Informationen über die gelösten Elementen aus dem Wechselwirkungsbereich enthalten. Die Intensität der charakteristischen Linienstrahlung dient dabei als Indikator für die verdampften Legierungselementanteile.

### 3.2.2 Metaldampfspektren

#### 3.2.2.1 Elementlinien im Metaldampfspektrum

Die Emission von charakteristischer Linienstrahlung bei definierten Wellenlängen wird durch den Übergang eines gebundenen Elektrons im Atom eines bestimmten Elements von einem höheren Energieniveau  $E_k$  zu einem niedrigeren  $E_j$  verursacht. Die überwundene Energielücke und die damit verbundene Energiedifferenz  $E_{kj}$  wird in Form eines Photons mit der Energie  $E_{PH}$  und der Frequenz  $\nu_{kj}$  abgegeben. Es gilt Gleichung (5):

$$E_{kj} = E_{PH} = h \cdot \frac{c}{\lambda_{kj}} = h \cdot \nu_{kj} \quad (5)$$

Pro angeregtem Atom und Übergang wird ein spezifisches Photon mit der Energie  $E_{PH}$  erzeugt (WAGATSUMA 1997b). Eine charakteristische Elementlinie im Metaldampfspektrum ist das Ergebnis von gleichen Übergängen bei einer Vielzahl von Atomen eines Elements. Im Spektrum zeichnet sie sich als Intensitätsspitze bei einer bestimmten Wellenlänge  $\lambda_{kj}$  bzw. Frequenz  $\nu_{kj}$  aus und ist charakteristisch für das aussendende Ele-

ment. Jedes Element besitzt sowohl für den angeregten Zustand als auch für jede Ionisationsstufe mehrere charakteristische Linien, anhand derer das Element im Metalldampfspektrum eindeutig zu identifizieren ist. Um diese zu differenzieren, werden Indizes verwendet. Hierbei beschreibt  $\lambda_{EL\_1}$  die erste betrachtete Wellenlänge des angeregten Atoms und  $\lambda_{EL\_2}$  die zweite Wellenlänge (z. B.: für Aluminium  $\lambda_{Al\_1}$  und  $\lambda_{Al\_2}$ ). Der Zusammenhang zwischen der Intensität  $I_{EL(i)}$  und der Anzahl eines bestimmten Atomübergangs pro Zeit  $A_{kj}$  wird durch Gleichung (6) ausgedrückt (WAGATSUMA 1997b):

$$I_{EL(i)} = k_{PF} \cdot N_k \cdot A_{kj} \cdot h \cdot \nu_{kj} \quad (6)$$

Dabei sind  $k_{PF}$  ein vom Spektrometer abhängiger Faktor,  $N_k$  die Anzahl der angeregten Atome auf dem Energieniveau  $E_k$  und  $\nu_{kj}$  die Frequenz des ausgesendeten Photons bzw. der Strahlung. Das Metalldampfspektrum eines Laserschweißprozesses besitzt eine Vielzahl von Elementlinien und jede steht für einen speziellen Elektronenübergang. Die möglichen Übergänge pro Element werden in einem sog. Termschema abgebildet. Ein Termschema stellt den Zusammenhang zwischen den möglichen Energieniveaus der äußeren Elektronen in einem Atom und dem Atomzustand dar. Die voll besetzten Atomshalen bilden zusammen mit dem Atomkern den Rumpf des Atoms oder Ions. Die Elektronen in den nicht abgeschlossenen Schalen oder Unterschalen sind die äußeren Elektronen. Diese bestimmen vorwiegend das chemische und optische Verhalten der Atome oder Ionen. Der Zustand des Gesamtatoms lässt sich durch den Zustand der Außenelektronen beschreiben. Die unterschiedlichen Verteilungsmöglichkeiten der äußeren Elektronen und damit der Atomzustand werden durch die Russell-Saunders-Symbolik gekennzeichnet. Diese Symbolik dient auch zur Darstellung der möglichen angeregten Atomzustände. Die Russell-Saunders-Symbolik erlaubt eine Einordnung des Atomzustands durch Berechnung des Gesamtspins, des Gesamtbahndrehimpulses und des Gesamtdrehimpulses. Diese drei charakteristischen Größen hängen vornehmlich von den Außenelektronen ab. Der Gesamtbahndrehimpuls wird durch Symbole (z. B.: S, P, D, ...) beschrieben. Näheres zur Russell-Saunders-Symbolik ist in HAKEN & WOLF (2008) zu finden. In Abbildung 21 ist ein Ausschnitt aus einem Termschema für Aluminiumatome dargestellt. Es beinhaltet einige mögliche Übergänge von Elektronen in den äußeren Atomshalen. Im Metalldampf des Schweißprozesses werden nur außenliegende Elektronen angeregt, da die zugeführte Energie relativ gering ist, z. B. gegenüber Anregungsprozessen mit Röntgenstrahlung. In der Abbildung sind die Übergänge bei der Energielücke von  $E_{kj} = 3,14$  eV markiert, da diese beim Laserstrahl-schweißen von Aluminiumlegierungen am häufigsten auftreten. Diese liegen bei den Wellenlängen  $\lambda_{Al\_1} = 394,400$  nm und  $\lambda_{Al\_2} = 396,152$  nm.

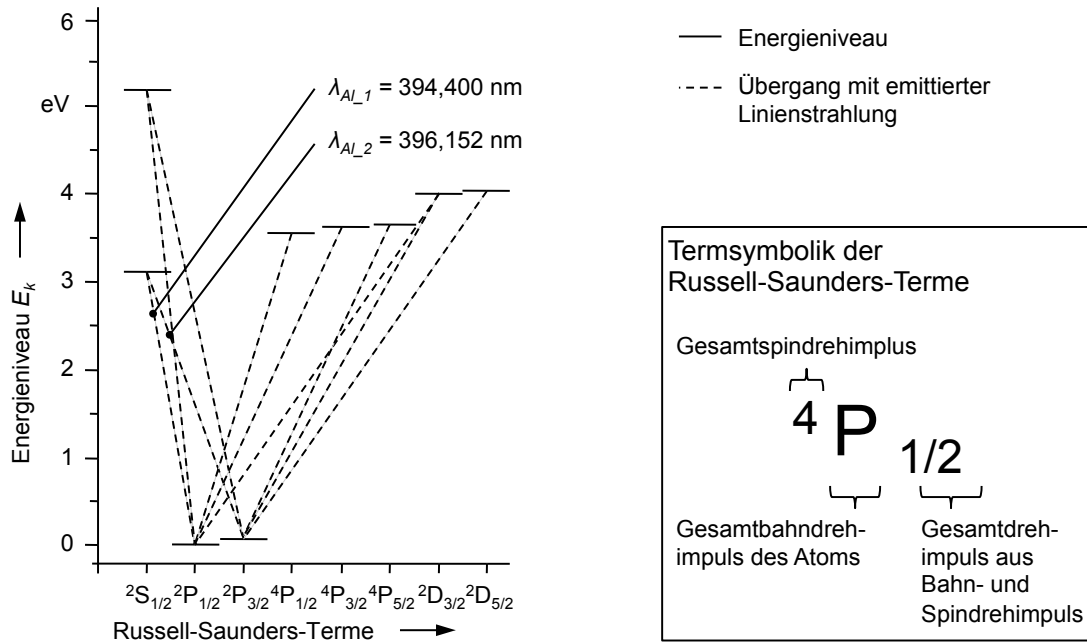


Abbildung 21: Ausschnitt aus dem Termschema für Aluminium mit der Kennzeichnung zweier Übergänge innerhalb der Atomstruktur

Ein Atom kann im Umkehrprozess ein Photon mit genau dieser Energie absorbieren und ein gebundenes Elektron wird auf ein höheres Energieniveau gebracht (WAGATSUMA 1997b). Dieser Vorgang heißt Photoabsorption und ist beim Laserstrahlschweißen mit den Photonen der Laserstrahlung nicht möglich, da deren Energie zu gering ist. SCHITTENHELM (2000) weist in seiner Arbeit nach, dass die Photoabsorption bei Bearbeitungsprozessen mit Festkörper- bzw. Diodenlasern aufgrund von deren Laserwellenlängen und der zu geringen Photonenenergien eine untergeordnete Rolle spielt. Photonen, die durch Emission von angeregten Atomen entstehen, besitzen hingegen die notwendige Wellenlänge und Energie, um von neutralen Atomen der gleichen Art absorbiert zu werden (Abbildung 22). Das heißt, bevor die Photonen dieser Energie den Metaldampf verlassen und gemessen werden, können sie von einem Atom der selben Art absorbiert werden. Dieser Vorgang führt dazu, dass die davon betroffenen Elementlinien im Metaldampfspektrum in ihrem Zentrum einen starken Intensitätseinfall zeigen.



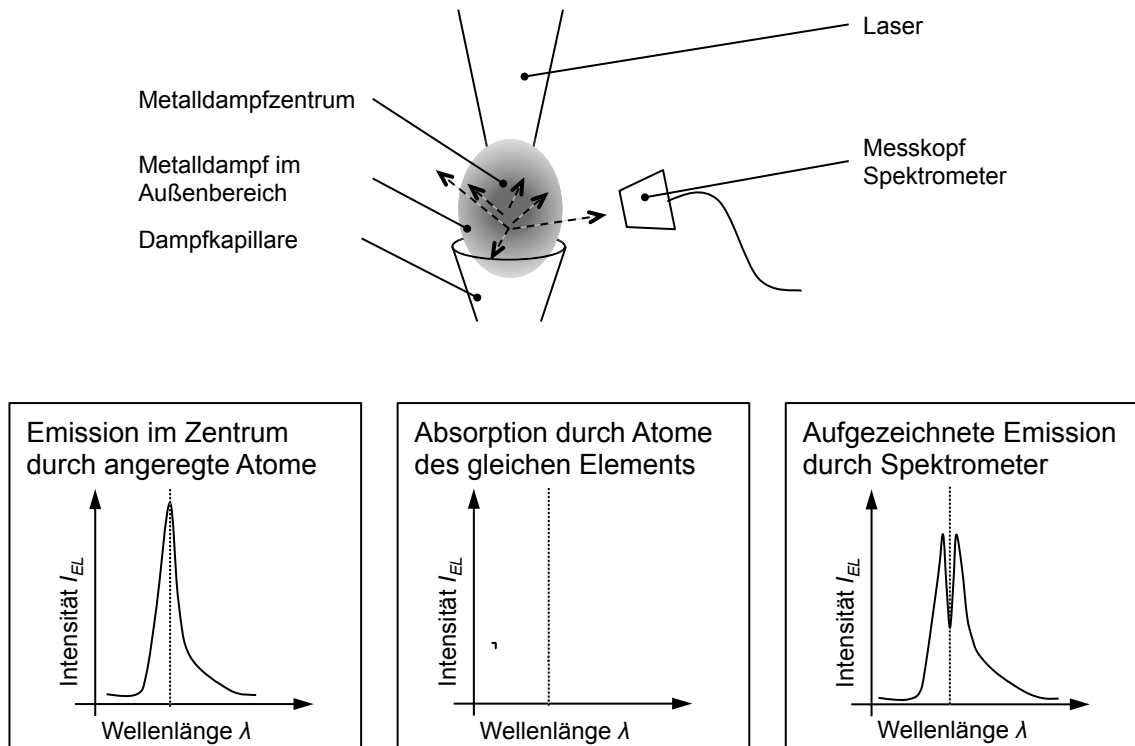


Abbildung 22: Selbstabsorption bei Elementlinien im Metaldampfspektrum eines Schweißprozesses

Hinweise darauf, dass es im Plasma bzw. im angeregten Metaldampf zu Effekten durch die Selbstabsorption kommt, konnten in der Literatur weder für  $\text{CO}_2$ -Laserstrahlschweißprozesse noch für Festkörper-/Dioden-Laserstrahlschweißprozesse gefunden werden. Bei Schweißversuchen mit einem Diodenlaser bei  $P_{\text{HLDL}} = 6 \text{ kW}$  und einer Schweißgeschwindigkeit von  $v_S = 2 \text{ m/min}$  auf Aluminium sind Effekte durch die Selbstabsorption zu sehen, wie in Abbildung 23 am Beispiel einer Magnesiumlinie bei der Wellenlänge  $\lambda_{\text{Mg}_I} = 285,212 \text{ nm}$  dargestellt. In PALANCO (2001) sind von der Selbstabsorption betroffene Elementlinien im aufgezeichneten Spektrum zu sehen, jedoch wird in der Veröffentlichung nicht weiter darauf eingegangen. In der LIPS ist dieses Phänomen bekannt (ARAGÓN & AGUILERA 2008). Dieses Phänomen kann das Ergebnis der In-situ-Legierungsbestimmung beeinflussen, da über die gemessene Intensität auf den Gehalt von Legierungselementen geschlossen wird. Durch die Selbstabsorption kann das Ergebnis verfälscht werden und sie muss deshalb weiter berücksichtigt werden.

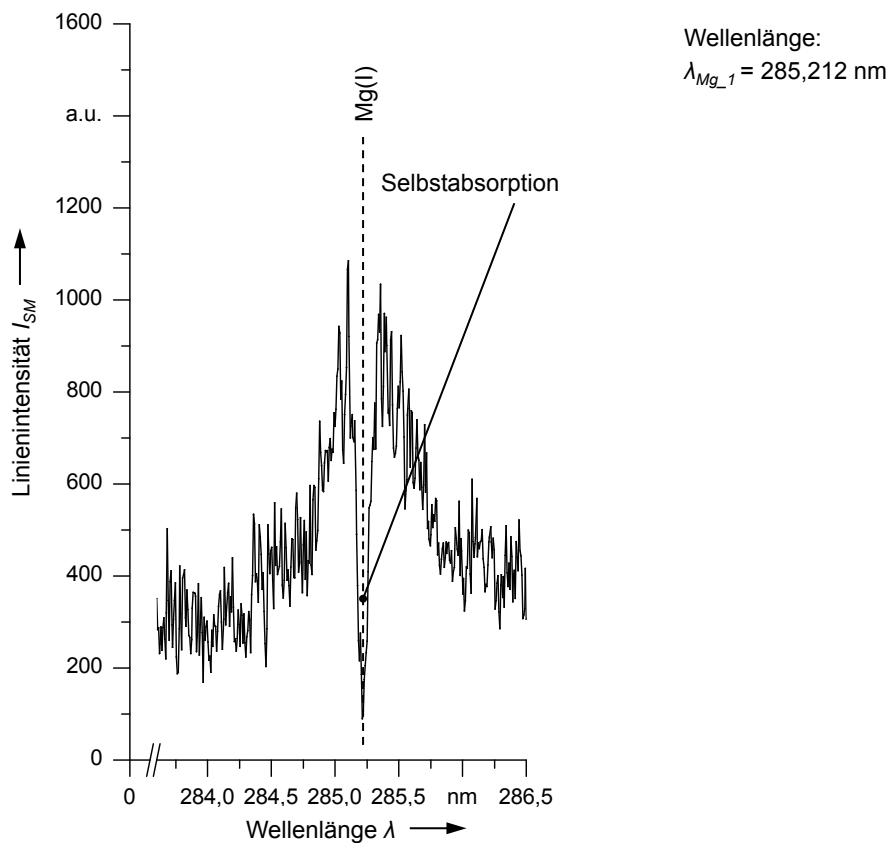


Abbildung 23: Magnesiumlinie mit Selbstabsorption im Metaldampfspektrum eines Diodenlaser-Schweißprozess von Aluminium (EN AW-6060) (Spektrometer ESA 4000)

### 3.2.2.2 Abgrenzung gegenüber Plasmaspektren

Ein Plasma ist definiert als vollständig oder teilweise ionisiertes Gas oder Dampf. Es besteht aus Elektronen, Ionen und Atomen, welche sich im neutralen oder angeregten Zustand befinden. Nach außen ist das Gas elektrisch neutral, im Inneren besteht es aus freien Ladungsträgern und ist elektrisch leitend. Ein Plasma wird durch die Zuführung von Energie in den Dampf oder das Gas generiert. Dadurch wird die elektronische Konfiguration von Atomen derart geändert, dass Elektronen, angeregte Atome und Ionen koexistieren (TENDERO et al. 2005). Im Allgemeinen entstehen Ladungsträger und angeregte Atome durch zwei Arten kurzer Wechselwirkung: durch Stöße (Abbildung 24a) und durch Strahlungsabsorption (Abbildung 24b). Beides führt zu einer Anregung oder Ionisation von Atomen. Die Anzahl der Stoßwechselwirkungen wird durch die kinetischen Energien der Einzelkomponenten bestimmt und deren kinetischen Energien sind direkt von den Temperaturen im Gas abhängig.

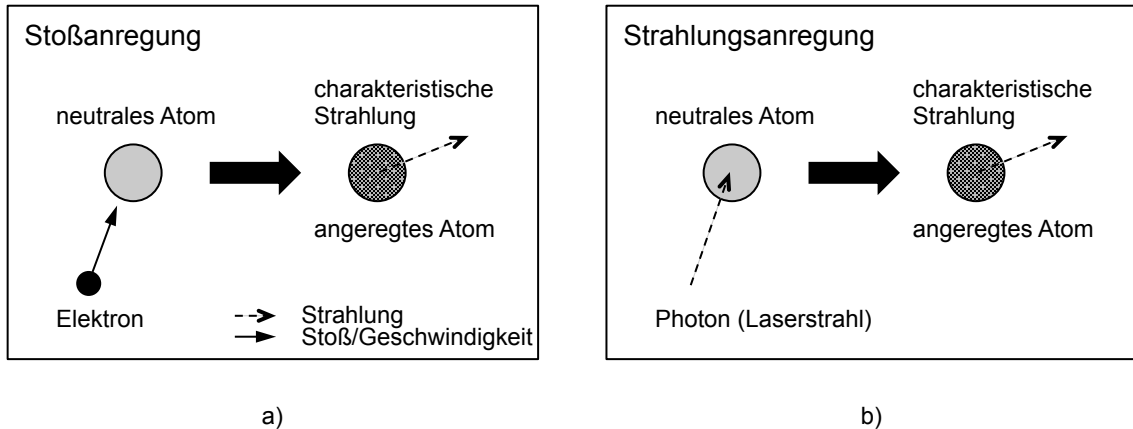


Abbildung 24: Ursache der charakteristischen Strahlung: a) Stoß- und b) Strahlungsanregung

Bei der Strahlungsabsorption durch Atome bestimmt die Wellenlänge der einfallenden Strahlung, ob diese absorbiert wird. Die Energie des einfallenden Photons muss für eine Anregung dem exakten Energiebetrag zwischen zwei Energieniveaus im Atom entsprechen. Für eine Ionisation muss die Photonenenergie  $E_{PH}$  größer als die Ionisationsenergie des Atoms sein (BEHRINGER 2000). Die Energie eines Photons der Laserstrahlung ist indirekt proportional zur Wellenlänge der Laserstrahlung (Gleichung 7):

$$E_{PH} = h \cdot \frac{c}{\lambda_L} = h \cdot \nu_L \quad (7)$$

Beim Laserstrahlschweißen ist die Wellenlänge der eingesetzten Laser  $\lambda_L \geq 800 \text{ nm}$  und damit die Photonenenergie kleiner  $E_{PH} \leq 1,54 \text{ eV}$ . Ein Photon mit dieser Energie kann ein Elektron in einem Atom über eine Energielücke von  $E_{kj} = 1,54 \text{ eV}$  ( $T_e \sim 17900 \text{ K}$ ) anregen. Diese Energiewerte sind zu klein, um Metalldampfatomene anzuregen oder zu ionisieren. Am Beispiel von Aluminiumatomen, deren erste Ionisationsenergie  $J_{Al} \approx 5,99 \text{ eV}$  und niedrigste Anregungsenergie  $E_{Al(I)} = 3,14 \text{ eV}$  sind, wird deutlich, dass die Anregung und Ionisation von Metallatomen durch Strahlungsabsorption bei diesen Schweißprozessen nicht möglich ist. Die Anregung und Ionisation geschieht beim Laserstrahlschweißen über die Stoßwechselwirkung zwischen den Metalldampfbestandteilen. Da die Massen der Atome  $M$  gegenüber der Elektronenmasse  $m_e$  groß sind ( $M/m_e \sim 10^4$ ) und die Elektronen dadurch im Prozess schneller erhitzt werden, handelt es sich bei den Stößen zum größten Teil um Zusammenstöße schneller Elektronen mit langsameren Atomen (FRIDMANN 2008). Übersteigt die eingestrahlte Intensität einen kritischen Wert, kommt es zur Ausbildung eines angeregten Metalldampfs oder eines optisch dünnen Plasmas (BEYER 1995, ZAEH et al. 2010a). Eine Unterscheidung zwischen diesen beiden Bezeichnungen geschieht anhand der Definition des Plasmabegriffs, welche die Koexistenz von Elektronen, Ionen und Atomen voraussetzt. In der Literatur über das Laserstrahlschweißen wird dann von einem Plasma gesprochen, wenn

es zu einer Abschirmung der Laserstrahlung kommt oder im aufgezeichneten Spektrum Übergänge von angeregten Ionen zu sehen sind (Abbildung 25) (SOKOLOWSKI 1991, COLON et al. 1993, HUEGEL & DAUSINGER 2004). Die Ionen können von Atomen des Grundmaterials, der Zusatzwerkstoffe und des Schutzgases stammen (SIBILLANO et al. 2006). In Abbildung 25 ist das Plasmaspektrum eines CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschweißprozesses dargestellt. Hierbei treten Elementlinien (EL) von angeregten Atomen (EL(I) für z. B.: Al(I)) und Elementlinien von einfach bzw. zweifach ionisierten Atomen (EL(II) bzw. EL(III) für z. B.: O(II) bzw. Al(III)) auf.

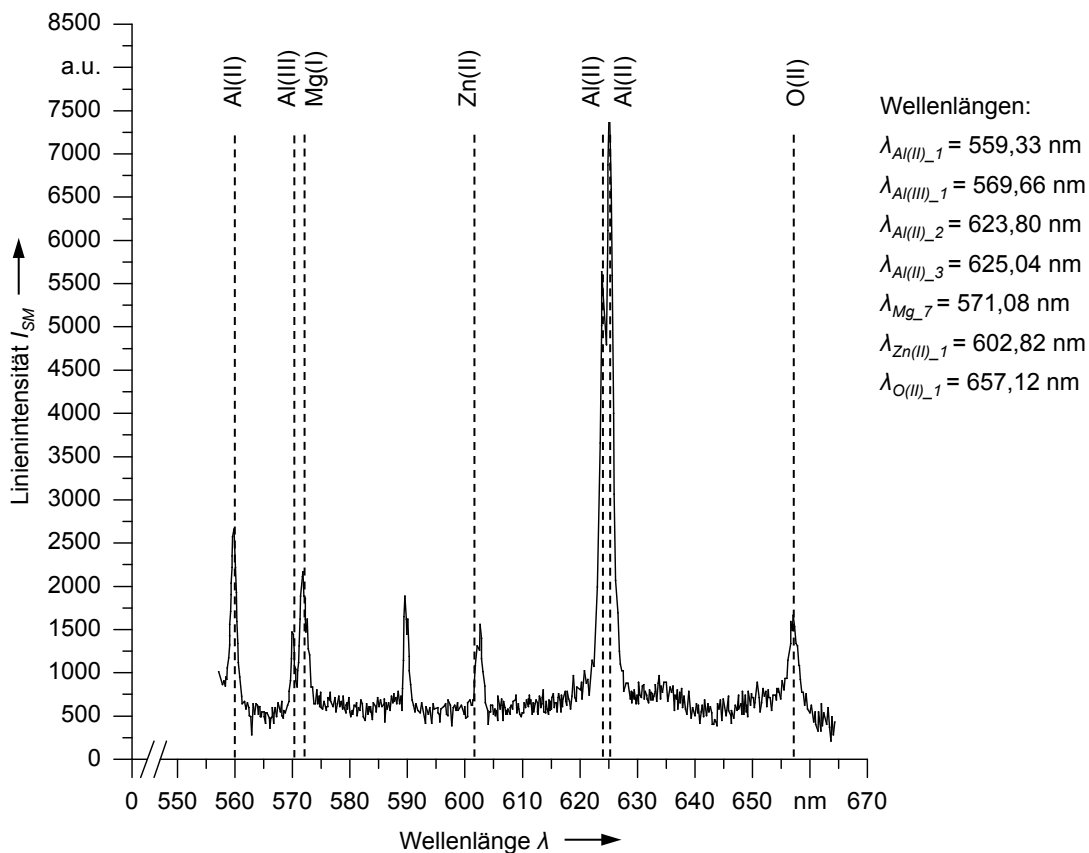


Abbildung 25: Plasmaspektrum beim Schweißen von Aluminium (EN AW-5083) mit einem CO<sub>2</sub>-Laser; Parameter:  $P_{CO_2} = 2,5 \text{ kW}$ ,  $v_s = 90 \text{ mm/s}$  (Abbildung nach SIBILLANO (2006))

Der beim Laserstrahlschweißen auftretende angeregte Metalldampf unterscheidet sich vom Plasma dadurch, dass im Metalldampfspektrum vornehmlich die Elementlinien von neutralen, angeregten Atomen des zu verschweißenden Materials zu finden sind (Abbildung 26). Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit zwischen den Spektren eines Plasmas und eines angeregten Metalldampfs differenziert. Die Gemeinsamkeit ist das Auftreten einer charakteristischen Linienstrahlung von neutralen Atomen in der Prozessstrahlung der Schweißprozesse. In Abhängigkeit der zugeführten Energie und des

Anregungsgrads treten dabei keine, alle oder Teile aller Elementlinien eines Elements im Spektrum auf. Die Summe aller charakteristischen Linien von mehreren Elementen im angeregten Metalldampf wird im weiteren Verlauf der Arbeit als charakteristisches Metalldampfspektrum bezeichnet. Mehrere Autoren zeigten, dass beim Schweißen mit Festkörperlasern Metalldampfspektren auftreten können (HUBER et al. 2009, KATAYAMA 2009). Bisher wurde dies vornehmlich den Schweißprozessen mit CO<sub>2</sub>-Lasern oder gepulsten Lasersystemen zugesprochen (GRESES et al. 2001, WIESEMANN 2004). Das bei Schweißprozessen mit CO<sub>2</sub>-Lasern auftretende Plasmaspektrum ist intensiver als das Metalldampfspektrum bei Prozessen mit Festkörper- und Diodenlasern. Zudem ist die Überlagerung mit dem kontinuierlichen Spektrum der Wärmestrahlung nicht so stark ausgeprägt (SIBILLANO et al. 2010).

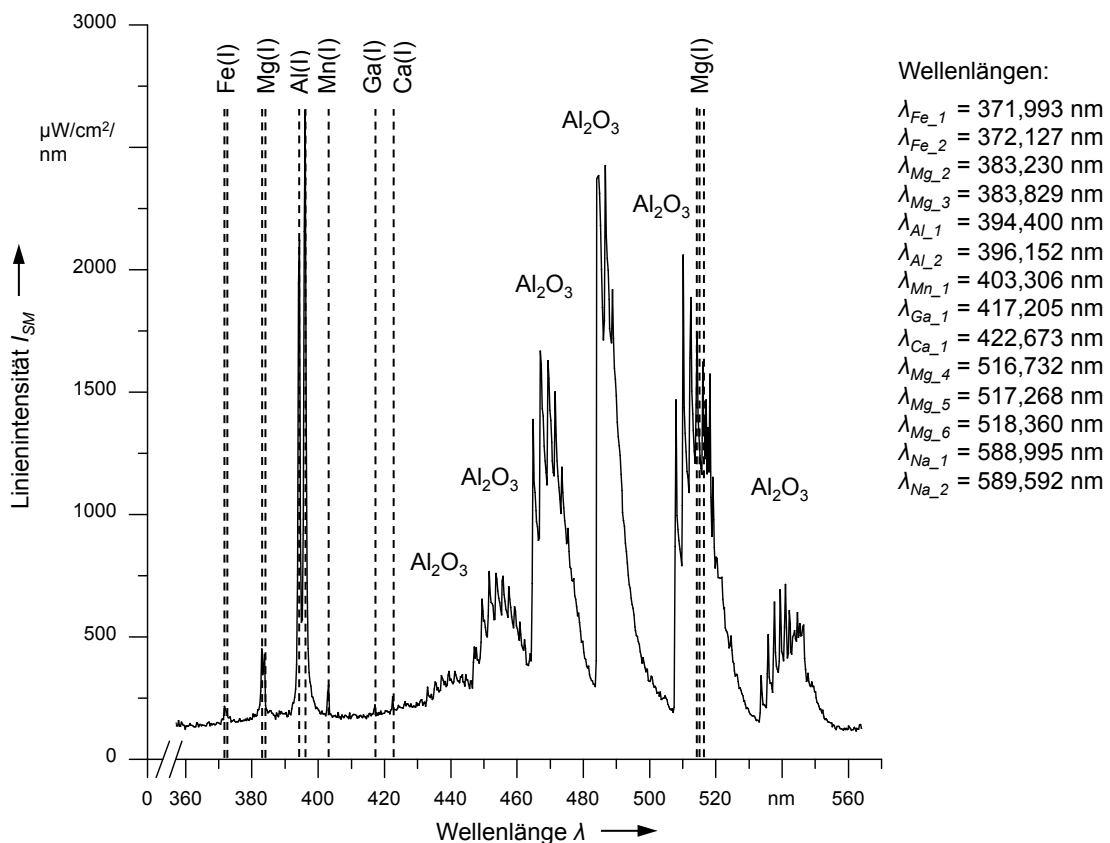


Abbildung 26: Metalldampfspektrum (Spektrometer: AvaSpec 2048-USB2) beim Schweißen von Aluminium (EN AW-6060) mit einem Diodenlaser; Parameter:  $P_{HLDL} = 6 \text{ kW}$ ,  $v_S = 2 \text{ m/min}$ ,  $t_{IT} = 2 \text{ ms}$

Das Auftreten von Elementlinien bei niedrigen Wellenlängen im Plasmaspektrum unterscheidet sich gegenüber dem im Metalldampfspektrum. Je kleiner die Wellenlänge der Elementlinie im Spektrum ist, desto mehr Energie wurde beim Stoß auf das Atom übertragen. Dies spricht dafür, dass die vorherrschenden Temperaturen, die Stoßraten und

die Energieüberträge hoch sind. Nach HUEGEL & DAUSINGER (2004) sind die Temperaturen im Plasma bei CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschweißprozessen im Bereich von  $T_e \geq 10^4$  K, wohingegen die Temperaturen bei Dioden-/Festkörperlasern im Bereich von  $T_e \sim 10^3$  K liegen. Wie in Abbildung 27 zu sehen ist, äußert sich das im Metaldampfspektrum eines Diodenlaser-Schweißprozesses mit dem Beginn von Elementlinien bei  $\lambda_{Mg_1} = 285,212$  nm ( $E_{kj} = 4,79$  eV,  $T_e \sim 55000$  K). Bei noch kleineren Wellenlängen sind keine Linien im Spektrum zu finden.

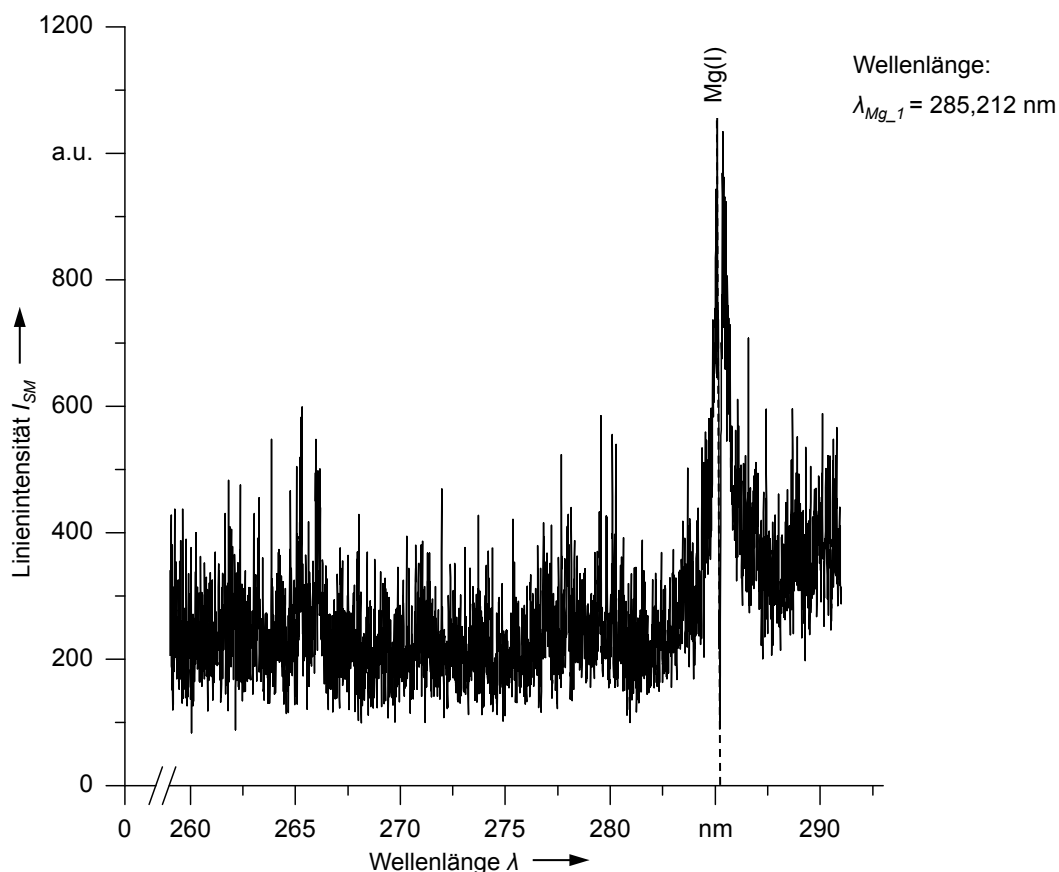


Abbildung 27: Unterster Wellenlängenbereich des Metaldampfspektrums (Spektrometer: ESA 4000) beim Schweißen von Aluminium mit dem HLDL; Parameter:  $P_{HLDL} = 6$  kW,  $v_S = 2$  m/min

Im Gegensatz dazu zeigt sich bei entsprechenden CO<sub>2</sub>-Laserprozessen die erste Linie bei  $\lambda \sim 250$  nm ( $E_{kj} = 5$  eV,  $T_e \sim 57000$  K) (PALANCO et al. 2001). Je kleiner die Wellenlänge der ersten auftretenden Linie ist, desto mehr Energie war zur Anregung des gebundenen Elektrons notwendig. Dies spricht für energiereichere, freie Elektronen im Metaldampf und eine größere Elektronen- und Gastemperatur (vgl. Anhang 9.5, S. 153).

### 3.2.2.3 Spektrometrie

Zur Umsetzung der In-situ-Legierungsbestimmung werden die Methoden der OES zur Aufzeichnung der Prozessstrahlungsanteile angewendet. Spektrometer erlauben dabei die Intensität der Strahlung als Funktion der Wellenlänge zu erfassen. Der Unterschied zu einem Spektroskop besteht darin, dass das Spektrum sowohl dargestellt als auch vermessen werden kann. Dazu sind Kalibrierungsschritte notwendig, auf die im weiteren Verlauf der Arbeit eingegangen wird. Abbildung 28 zeigt den prinzipiellen Aufbau eines faseroptischen Spektrometers. Die Prozessstrahlung wird mit einem Kollimationsobjektiv (Messkopf) in eine Multimodefaser eingekoppelt. Die Strahlungsanteile treffen an der Schnittstelle zum Gerät auf eine Schlitzeblende, welche die benötigten Intensitäten räumlich begrenzt, reguliert und dadurch die spätere spektrale Auflösung bestimmt. Der Strahl divergiert und trifft auf den Kollimatorspiegel. Die Kollimationsoptik und die Schlitzeblende sind so gewählt, dass der Kollimatorspiegel bestmöglich ausgeleuchtet ist. Im Anschluss trifft die parallele Strahlung auf die reflektierenden Flächen eines Beugungsgitters und wird dort in die einzelnen Wellenlängen spektral zerlegt. Ein weiterer Spiegel kollimiert den Strahl und leitet die zerlegte Strahlung auf den CCD-Zeilensensor (CREMERS & RADZIEMSKI 2006).

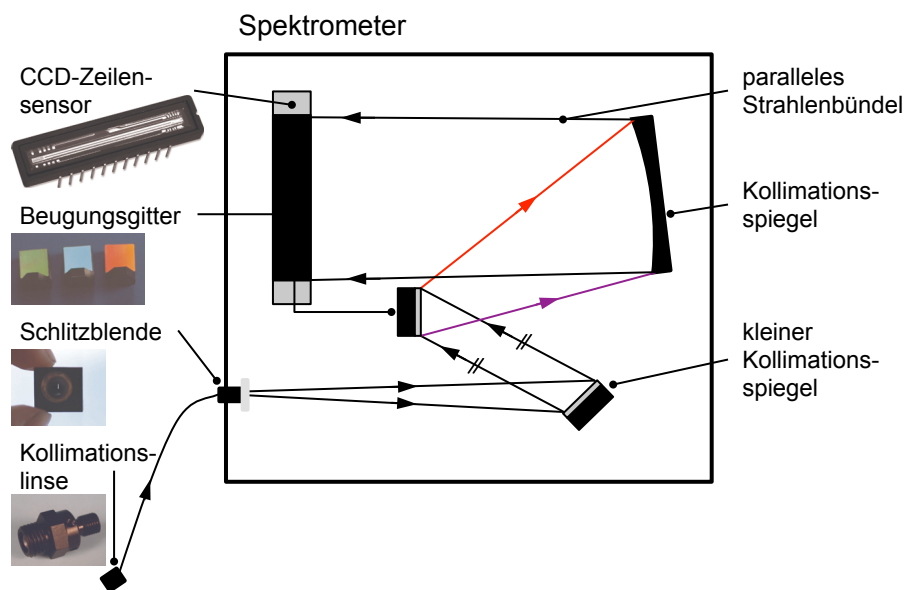


Abbildung 28: Prinzipieller Aufbau eines Spektrometers

Diese Art von Spektrometern arbeiten nach dem sog. Czerny-Turner-Prinzip (Abbildung 28). Es besitzt lediglich ein einfaches Beugungsgitter, dessen Oberfläche die Strahlung aufgrund der aufgebrachtten Materialschichten nach der Wellenlänge zerlegt, welche danach eindimensional auf den Zeilensensor abgebildet wird. In dieser Arbeit wird dazu ein Spektrometer der Firma Avantes BV verwendet (Tabelle 1).

Tabelle 1: Spektrometer mit Lichtleitkabel der Firma Avantes BV

| Typ                 | Bereich der Wellenlängen                                 | Schlitzblendenbreite              | Auflösung im Wellenlängenbereich                                     | Durchmesser des Lichtleitkabels    |
|---------------------|--|-----------------------------------|--|------------------------------------|
| AvaSpec-2040 USB2.0 | $\lambda = 340 \text{ nm bis } \lambda = 880 \text{ nm}$ | $b_{SB} = 10 \text{ }\mu\text{m}$ | $\Delta\lambda = 0,1 \text{ nm bis } \Delta\lambda = 0,2 \text{ nm}$ | $d_{LK} = 200 \text{ }\mu\text{m}$ |

Soll ein weiter Wellenlängenbereich mit einer hohen Auflösung aufgezeichnet werden, wird ein sog. Echelle-Spektrometer eingesetzt. Diese Systeme haben ihren Namen von dem verbauten Echelle-Gitter, welches die einfallende Strahlung hinsichtlich ihrer Ordnung mit Hilfe einer aufgebrauchten Stufenstruktur spaltet. Durch die Kombination des Gitters mit einem Prisma, welches die Aufspaltung der Beugungsordnungen in die Wellenlängen übernimmt, ergibt sich eine zweidimensionale Anordnung des Spektrums. In der ersten Dimension befindet sich die Aufspaltung nach der Wellenlänge und in der Zweiten nach der Beugungsordnung. Diese Informationen können auf einem CCD-Sensor abgebildet und mit dessen Hilfe ausgewertet werden. Eine ausführliche Beschreibung der Funktionsweise ist in CREMERS & RADZIEMSKI (2006) zu finden. Für die hochaufgelöste Erfassung der Prozessstrahlung wurde in dieser Arbeit ein Echelle-Spektrometer der Firma *LLA Instruments GmbH* verwendet (Tabelle 2).

Tabelle 2: Spektrometer mit Lichtleitkabel der Firma LLA Instruments GmbH

| Typ      | Bereich der Wellenlängen                                 | Schlitzblendenbreite | Auflösung im Wellenlängenbereich   | Durchmesser des Lichtleitkabels    |
|----------|--|----------------------|--|------------------------------------|
| ESA 4000 | $\lambda = 200 \text{ nm bis } \lambda = 780 \text{ nm}$ | unbekannt            | $\Delta\lambda = 0,005 \text{ nm bis } \Delta\lambda = 0,019 \text{ nm}$ | $d_{LK} = 600 \text{ }\mu\text{m}$ |

Die Vergleichbarkeit von verschiedenen Spektren wird durch den Einsatz von kalibrierten Spektrometern gewährleistet. Es gibt zwei Kalibrierungsarten: die Wellenlängenkalibration und die Intensitätskalibration. Für Beide werden standardisierte Lampen benötigt, deren Spektrum und abgestrahlte Leistung bekannt sind. Um eine charakteristische Linie einem bestimmten Element zuzuordnen zu können, müssen die aufgezeichneten Intensitätswerte innerhalb der geforderten Genauigkeit bei den dafür bekannten Wellenlängen liegen. Mit Hilfe des Spektrums der standardisierten Lampe werden das aufgezeichnete Spektrum abgeglichen und die Korrekturwerte für die Kalibration ermittelt (vgl. Abbildung 29) (GAIGALAS et al. 2009).



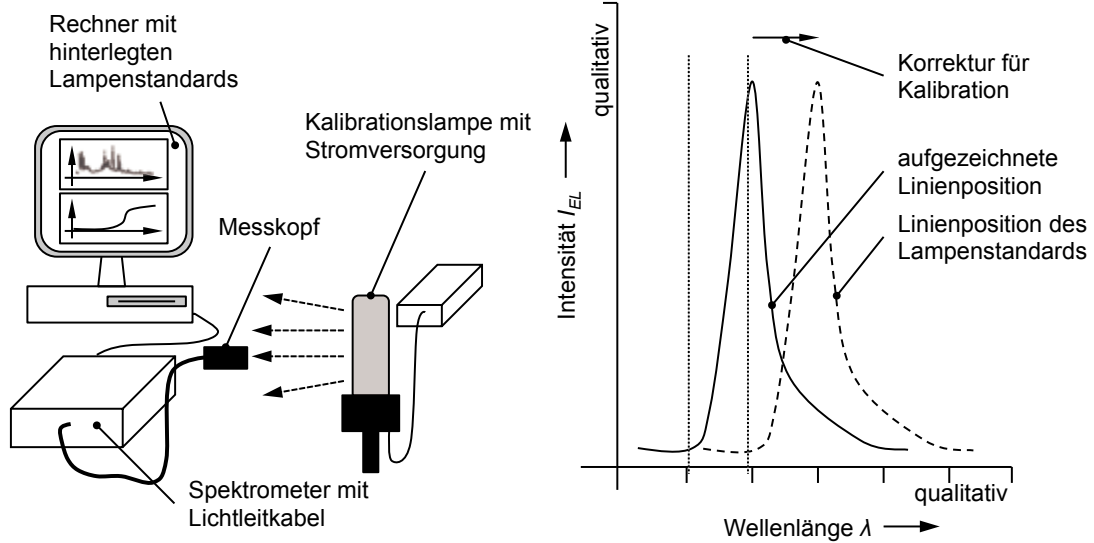


Abbildung 29: Kalibrierung der Wellenlängenachse

Die Werte werden in dem Gerät hinterlegt, um die Messungenauigkeiten auszugleichen. Diese Kalibrierung wurde auf die Spektrometer angewendet. Die verbleibenden Unsicherheiten sind in Tabelle 1 und Tabelle 2 mit  $\Delta\lambda$  angegeben.

Jedes Bauteil im optischen Weg der Aufzeichnung hat einen Einfluss auf die Intensitäten der gemessenen Linien. Dieser Einfluss hängt von der Wellenlänge ab, da nicht jedes Bauteil für die Prozessstrahlung gleichmäßig transparent oder empfindlich ist. Die sog. Transferfunktion  $F_T(\lambda)$  spiegelt den Zusammenhang wider (vgl. Abbildung 30).

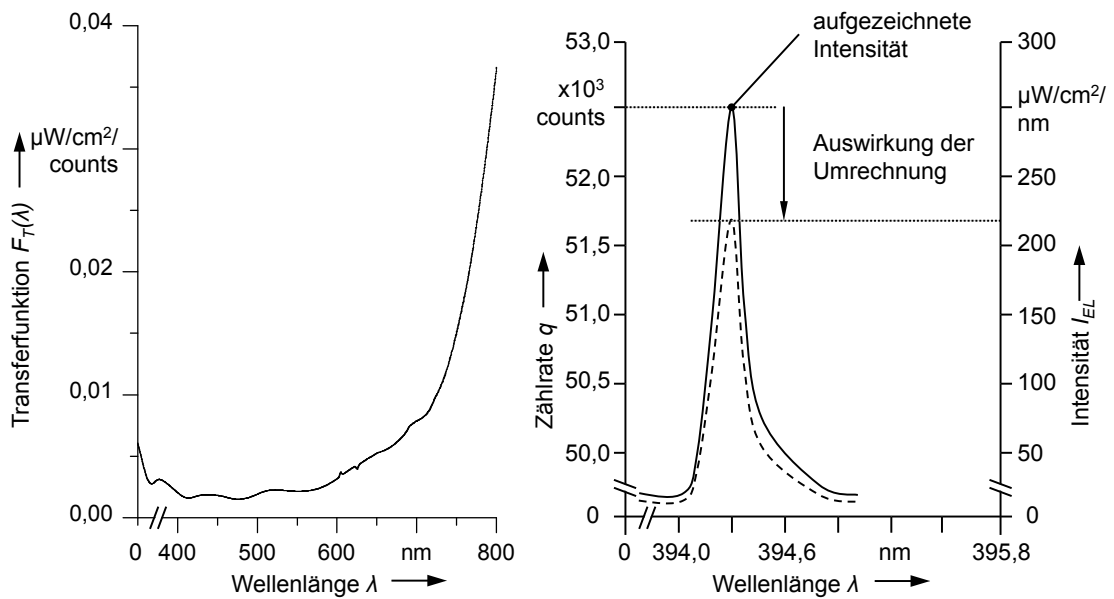


Abbildung 30: Kalibrierung der Intensitätsachse

Mit deren Hilfe kann die Intensitätskalibration für das Spektrometer erfolgen und es können die Intensitätswerte des Metaldampfspektrums absolut gemessen werden. Die Transferfunktion  $F_T(\lambda)$  wird mit einem Aufbau ähnlich dem in Abbildung 29 bestimmt. Dazu wird ebenfalls ein Lampenstandard eingesetzt, dessen abgestrahlte Intensität über die Wellenlängen bei einem definierten Abstand bekannt ist. Die Transferfunktion gibt die gemessenen Intensitätswerte des Lampenstandards je CCD-Chip-Pixel als Funktion der Wellenlänge wieder. Durch die Multiplikation der Transferfunktion mit den gemessenen Zählwerten  $C_S$  abzüglich der Zählwerte im Dunkeln  $C_D$  können die absoluten Intensitätswerte je Wellenlänge bei gleichbleibender Integrationszeit erhalten werden (Gleichung 8) (GOERLICH & MORGENSTERN 2003, CREMERS & RADZIEMSKI 2006, AVANTES 2011):

$$I_{EL} = F_T(\lambda_{EL}) \cdot [C_S - C_D] = I_{KB}(\lambda_{EL}) \cdot \left[ \frac{C_S - C_D}{C_{KB} - C_{D\_KB}} \right] \quad (8)$$

Bei der Aufzeichnung der Intensitätswerte aus einem Schweißprozess werden andere Integrationszeiten als bei der ursprünglichen Kalibrierungsmessung eingestellt. Zum Beispiel wird die Integrationszeit je Schweißprozess geändert, um Spektren bei verschiedenen Laserleistungen aufzeichnen zu können. Da die Intensität der Prozessstrahlung mit der Laserleistung stark schwankt, muss zum Teil die Integrationszeit erhöht bzw. erniedrigt werden, um ein fehlerfreies Spektrum zu erhalten. Zur Kompensation der abweichenden Integrationszeiten wird Gleichung (8) um einen Korrekturfaktor  $f_T$  ergänzt. Der Korrekturfaktor entspricht dem Verhältnis aus der Integrationszeit  $t_{IT\_KB}$ , welche bei der Kalibrierung verwendet wurde, und der bei der Aufzeichnung des Metaldampfspektrums genutzten Integrationszeit  $t_{IT\_S}$  (vgl. Gleichung 14). Für die in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse wurde dieser Zusammenhang bei der Erfassung berücksichtigt:

$$\begin{aligned} I_{EL} &= I_{KB}(\lambda_{EL}) \cdot \left[ \frac{C_S - C_D}{C_{KB} - C_{D\_KB}} \right] \cdot \frac{t_{IT\_KB}}{t_{IT\_S}} \\ &= I_{KB}(\lambda_{EL}) \cdot \left[ \frac{C_S - C_D}{C_{KB} - C_{D\_KB}} \right] \cdot f_T \end{aligned}$$

Bei den Kalibrierungsarten ist zu beachten, dass die Wellenlängenkalibrierung für die Analyse eines Spektrums notwendig ist. Eine Intensitätskalibrierung ist nur sinnvoll, wenn absolute Intensitätswerte gemessen werden sollen. Viele Applikationen erlauben auch eine relative Messung. Die für diese Arbeit benutzten Spektrometer wurden in der Wellenlänge kalibriert. Das AvaSpec-2048-USB2.0 wurde auch in der Intensitätsachse korrigiert.

### 3.2.2.4 Methodik zur Linienidentifizierung

Nach einer erfolgreichen Wellenlängenkalibrierung können die charakteristischen Elementlinien unter Zuhilfenahme von verschiedenen Datenbanken, wie z. B. der *NIST Atomic Spectra Database*, identifiziert werden (RALCHENKO et al. 2008, SMITH et al. 2011). Die darin hinterlegten Daten stammen aus durch Lichtbogen- und Funkenübergangs-Prozesse erzeugten Plasmen. Diese arbeiten bei höheren Temperaturen und größerem Ionisationsgrad als ein Laserstrahlschweißprozess. Bei einem angeregten Metaldampf ist von anderen Bedingungen auszugehen (ZAEH & HUBER 2011). Um auf Basis dieser Daten eine Linienidentifizierung zu ermöglichen, wird auf die Richtlinien zur Identifizierung von LIPS-Spektren zurückgegriffen. Diese wurden von CREMERS & RADZIEMSKI (2006) postuliert und unterstützen bei der qualitativen Analyse der Spektren aus dem angeregten Metaldampf. Die Elementlinienidentifizierung in der LIPS ist anhand von vier Richtlinien möglich. Sie sind auf die In-situ-Legierungsbestimmung wie folgt anzuwenden:

- **Kenntnis über die Zusammensetzung des Materials:** Für jeden Werkstoff wird die Zusammensetzung durch den Hersteller in Form von Datenblättern angegeben. Zum Teil sind die Anteilsangaben von Elementen als Toleranzfelder definiert, innerhalb derer die Anteile von Legierungselementen am Werkstoff erlaubt sind. Diese Angaben können als erste Hilfestellung zur Identifizierung dienen.
- **Bewertung der relativen Intensität:** Die wichtigsten Angaben sind neben den Wellenlängen die relativen Intensitäten. Die relative Intensität kann als eine experimentell ermittelte Wahrscheinlichkeit für das Auftreten einer Elementlinie gesehen werden. Die Angaben können lediglich als Hilfestellung bei der Identifizierung der verschiedenen Elementlinien und keinesfalls als Bewertungsgrundlage dienen. Da es sich hierbei um die relative Intensität handelt, ist diese Angabe nur innerhalb eines Elements und eines anregenden Prozesses gültig. Zudem ergibt sich das Problem, dass keine der Referenzen durch einen Laserschweißprozess generiert wurde. Die hinterlegten Daten können somit von den eigenen Beobachtungen abweichen.
- **Abschätzung des Anregungs-/Ionisierungsgrads:** Sollte für eine Elementlinie ein strahlender Elektronenübergang sowohl von einem angeregten als auch von einem ionisierten Atom in Frage kommen, so ist der des angeregten Atoms wahrscheinlicher. Beim Schweißen mit Festkörper- und Diodenlasern werden vornehmlich Atome angeregt.
- **Identifizierung mehrerer Elementlinien eines Elements:** Viele Elemente haben mehrere intensive charakteristische Linien im betrachteten Spektralbereich (Linien-

muster). Im Umkehrschluss bedeutet dies, dass bei Beobachtung einer dieser Linien auch weitere Elementlinien im Spektrum zu finden sein dürften.

Die Richtlinien von CREMERS & RADZIEMSKI (2006) können bei der Anwendung auf Metalldampfspektren aus dem Laserstrahlschweißprozess um zwei Aspekte ergänzt werden:

- **Berücksichtigung der Messkonfiguration:** Es kommt aufgrund der vergleichsweise schlechteren Wellenlängenauflösung des für die praktische Anwendung zu bevorzugenden kompakteren Spektrometers gegenüber dem Echelle-Spektrometer zu einer größeren Messunschärfe. Die Messunschärfe liegt je nach Wellenlängenbereich zwischen  $\Delta\lambda = 0,1$  nm und  $\Delta\lambda = 0,2$  nm. Bei der Linienidentifizierung ist diese Verschiebung zu berücksichtigen. Es ist empfehlenswert, die Prozessstrahlung als Referenz zu Beginn mit einem hochauflösenden Spektrometer mit einem  $\Delta\lambda < 0,01$  nm zu erfassen.
- **Durchführung von Vergleichsschweißungen:** Sind anhand der genannten Richtlinien Elementlinien nicht zu identifizieren, so muss auf Vergleichsschweißungen zurückgegriffen werden. Zum Beispiel sind die Elementlinien von Eisen und Chrom im Metalldampfspektrum von X5CrNi18-10 kaum zu differenzieren. Bei dem Schweißprozess von Baustahl sind jedoch die Eisenlinien eindeutig in dessen Metalldampfspektrum zu identifizieren. Ein Vergleich mit dem Metalldampfspektrum beim Schweißen von X5CrNi18-10 erlaubt es, die Chromlinien von den Eisenlinien zu unterscheiden. Dieses Vorgehen ist sehr zeitintensiv.

Mit Hilfe dieser Richtlinien kann eine Methode zur Linienidentifizierung unter Verwendung der Elementlinieninformationen aus den Datenbanken

- *NIST Atomic Spectra Database* (RALCHENKO et al. 2008) und
- Kurucz-Datenbank der Universität Hannover (SMITH et al. 2011)

hergeleitet werden. Bei der Verwendung der Daten ist zu beachten, dass viele Elemente und deren Ionen Übergänge bei nahezu der gleichen Wellenlänge haben. Um diese trotzdem eindeutig im Metalldampfspektrum identifizieren zu können, wird ein geeignetes Vorgehen in Form eines Ablaufdiagramms für die Zuordnung der Elementlinien vorgestellt (Abbildung 31). In einem ersten Schritt sind hierfür die Elemente mit Übergängen bei den Elementlinien im Rahmen der Messgenauigkeit des Spektrometers (vgl. Tabelle 1 und Tabelle 2) notwendig. Die Plausibilität, d. h. ob diese im geschweißten Material oder Zusatzmaterial überhaupt vorhanden sind, ist zu prüfen. Dabei sind auch Verunreinigungen zu berücksichtigen, wie z. B. der herstellungsbedingte Natriumgehalt in Aluminiumlegierungen. Des Weiteren ist die zu überwindende Energielücke bei der Anregung für jedes Element spezifisch. Wie in Abschnitt 3.2.2.2 (S. 34) bereits er-

wähnt, ist es bei CO<sub>2</sub>-Laserprozessen bekannt, dass im Plasmaspektrum auch Linien von Ionen auftreten können. Jedoch sind auch hier Übergänge mehrfach ionisierter Atome aufgrund der Temperaturen und der Laserwellenlänge unwahrscheinlich (GUMENYUK 2004). Für die Laserstrahlschweißprozesse mit Festkörper- und Diodenlasern stellte sich in den Versuchen heraus, dass nur neutrale Atome zur Strahlung angeregt werden können. In Abbildung 31 werden die Grenzenergien in Form der Ausgangs- und Endenergielevels ( $E_k$ ,  $E_j$ ) ausgedrückt.

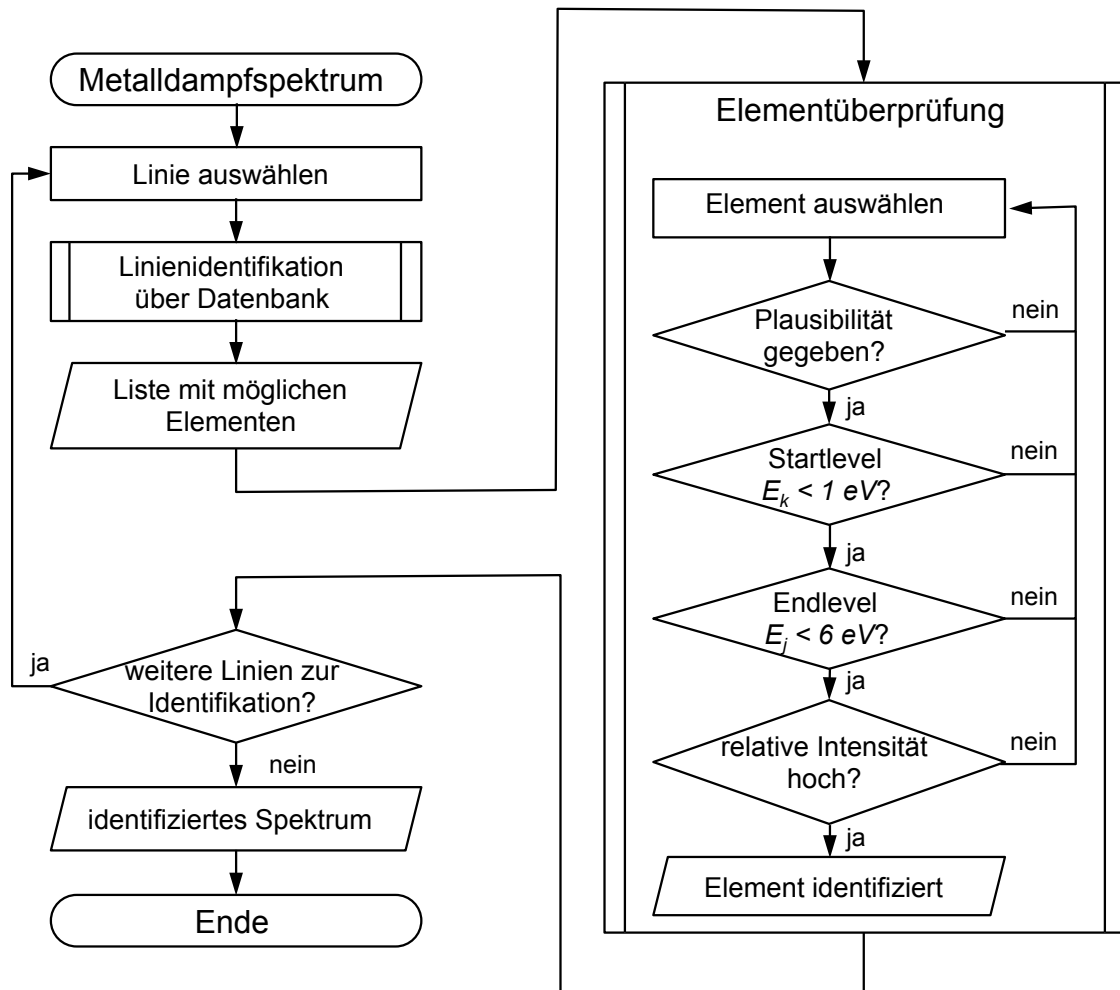


Abbildung 31: Ablaufdiagramm zur Identifizierung eines Metалldampfspektrums

Die für die Entscheidung notwendigen Energiewerte für  $E_k < 1$  eV und  $E_j < 6$  eV basieren auf Erfahrungswerten aus den Auswertungen unzähliger Metалldampfspektren. Als letzte Entscheidungshilfe dient die in den Datenbanken angegebene relative Intensität des Übergangs. Anhand dieses Wertes ist zu erkennen, ob es sich um eine stark ausgeprägte Elementlinie handelt oder nicht. Starke Elementlinien treten im Metалldampfspektrum wahrscheinlicher auf als schwache. Diese Werte sind nur relative Angaben, da die Intensitäten von der Anregungsquelle bestimmt sind und es keine Datenbank für

angeregte Metaldämpfe und Plasmen bei Laserprozessen gibt (RADZIEMSKI & CREMERS 1989). Aus diesem Grund können sie nur als Richtwert dienen.

### 3.2.3 Anregungsprozess im Metaldampf

#### 3.2.3.1 Anregung und Abregung

Der zu Grunde liegende Prozess für die In-situ-Legierungsbestimmung ist die Anregung des Metaldampfs. Die darauf folgende Abregung in Form von charakteristischer Strahlung erzeugt die notwendigen charakteristischen Linien im Spektrum der Prozessstrahlung. Die Anregung der Metaldampf-atome kann über verschiedene, individuell wirkende Mechanismen erfolgen. Je nach eingesetzter Laserwellenlänge kommen diese zum Tragen. Im Folgenden sind die Mechanismen beschrieben.

Stoßanregung und -abregung:

- Die Anregung geschieht durch Stöße von schnellen freien Elektronen  $\bar{e}_{schnell}$  mit neutralen Atomen  $EL$ . Bei einer Anregung der Atome (angeregte Atome  $EL^*$ ) handelt es sich um einen inelastischen Stoß, da es zu einem Energieübertrag kommt (Gleichung 9). Ab einer Gastemperatur von  $T_G > 10^3$  K finden in Gasen vermehrt Stöße mit Elektronen statt (GRIEM 2009). Der dazugehörige Umkehrprozess ist die Elektronen-Stoßabregung, ausgedrückt durch Gleichung (10). Es gilt:



Photoabsorption und Emission:

- Die Anregung durch Photonenabsorption (Gleichung 11) ist nur möglich, wenn ein Photon mit der exakten Energie entsprechend einer Energielücke zwischen gebundenen Zuständen auf ein Atom im Metaldampf trifft. Nach SCHITTENHELM (2000) spielt die Photoabsorption bei Bearbeitungsprozessen mit Festkörper- bzw. Diodenlasern aufgrund deren Laserwellenlängen und der zu geringen Photonenenergien eine untergeordnete Rolle. Der Umkehrprozess ist die Abregung durch die spontane Emission eines Photons (Gleichung 12). Es gilt:



Die eingeführten Anregungsprozesse stehen mit ihren Umkehrprozessen nur im Gleichgewicht, wenn im angeregten Metalldampf bzw. Plasma ein sog. Lokales Thermisches Gleichgewicht (LTG) herrscht. Dies setzt voraus, dass mindestens in einem lokalen Bereich des angeregten Metalldampfs die Temperaturen aller Bestandteile gleich sind (GRIEM 2009). Eine Maßzahl, ob es sich um ein LTG handelt, ist die Größe der Elektronendichte. Die Elektronen haben aufgrund ihrer Anzahl, ihrer erhöhten Energie und ihrer Zusammenstöße mit den anderen Dampfbestandteilen den größten Einfluss auf die Prozessstrahlung. Die Elektronendichten  $N_e$ , für die ein LTG anzunehmen ist, sind durch Ungleichung (13) gegeben (ARAGÓN & AGUILERA 2008):

$$N_e \gg T_P^{1/2} \cdot E_{kj\_max}^3 \cdot 1,6 \cdot 10^{18} \frac{m^{-3}}{\sqrt{K \cdot eV^3}} \quad (13)$$

Dabei ist  $E_{kj\_max}$  die größte zu überwindende Energielücke im betrachteten Element und  $T_P$  die Plasmatemperatur im Plasma oder im angeregten Metalldampf. Zur Beschreibung werden verschiedene Temperaturbegriffe verwendet, die bei einem vorherrschenden LTG alle gleich der Plasmatemperatur sind. Die einzelnen Temperaturbegriffe sind:

- Anregungstemperatur  $T_{exc}$  :  
Dampfbestandteile, wie z. B. Atome, können als Funktion der Temperatur unterschiedliche Energiezustände annehmen. Dies wird über die Boltzmann-Gleichung beschrieben. Eine Temperatur entspricht einem speziellen Anregungsgrad des Atoms.
- Elektronentemperatur  $T_e$  :  
Die kinetische Energie und damit die Geschwindigkeit der Elektronen kann über die Maxwell-Boltzmann-Gleichung beschrieben werden. Diese kinetische Energie wird maßgeblich durch die Elektronentemperatur  $T_e$  bestimmt. Die Gleichung ermöglicht auch die Umrechnung von Energiewerten mit der Einheit  $eV$  in Temperaturwerte mit der Einheit  $K$  (vgl. Anhang). Jeder Energiewert entspricht genau einer Elektronentemperatur.
- Gastemperatur  $T_G$  :  
Die kinetische Energie der neutralen Atome im Metalldampf wird durch diese Temperatur beschrieben. Die Gastemperatur  $T_G$  beeinflusst die Dissoziation des Metalldampfs in seine Bestandteile (BEHRINGER 2001).
- Plasmatemperatur  $T_P$  :  
Für ein LTG muss lokal Gleichung (14) gelten:

$$T_P \approx T_G \approx T_e \approx T_{Exc} \quad (14)$$

Aus diesem theoretischen Zusammenhang resultiert der Begriff der Plasmatemperatur. In einem realen Plasma oder angeregten Metalldampf weichen die Temperatu-

ren im Gegensatz zum LTG voneinander ab. Die Abweichung resultiert aus dem Massenunterschied zwischen Elektron und Atomen. Es gilt Ungleichung (15):

$$T_e \gg T_{exc} > T_G \quad (15)$$

Die Größe  $E_{kj\_max}$  kann aus der *NIST Atomic Spectra Database* (RALCHENKO et al. 2008) entnommen werden und hat z. B. für das Element Aluminium einen Wert von  $E_{kj\_max} = 5,9$  eV und für Magnesium von  $E_{kj\_max} = 4,8$  eV. Um zu überprüfen, ob im Metaldampf das LTG gilt, muss zusätzlich die Plasmatemperatur bestimmt werden. Dies geschieht über die Methode des sog. Boltzmannplots unter Verwendung von Elementlinien von neutralen Atomen eines Elements im Metaldampfspektrum. Das Prinzip des Boltzmannplots nach WAGATSUMA (1997b) basiert auf Gleichung (6) für die Intensität einzelner Elementlinien. Für die Beschreibung der Dichte der angeregten Atome  $N_k$  gegenüber der Dichte der nicht angeregten Atome  $N_0$  wird die Boltzmannverteilung nach Gleichung (16) angenommen:

$$N_k = N_0 \cdot \frac{g_k}{g_0} \cdot e^{\frac{-E_k}{k_B \cdot T_{exc}}} \quad (16)$$

Die Intensität einer Elementlinie  $I_{EL}$  ist mit der Dichte der angeregten Atome  $N_k$  über Gleichung (17) verbunden:

$$I_{EL} = b_{SM} \cdot N_k \cdot A_{EL} \cdot h \cdot \nu_{PH} \quad (17)$$

Für zwei Elementlinien zweier Atome des gleichen Elements lässt sich das Intensitätsverhältnis in Gleichung (18) bilden:

$$\frac{I_{EL\_1}}{I_{EL\_2}} = \frac{g_{EL\_1} \cdot A_{EL\_1} \cdot \frac{1}{\lambda_{EL\_1}} \cdot e^{\frac{-(E_{EL\_1} + E_{EL\_2})}{k_B \cdot T_{exc}}}}{g_{EL\_2} \cdot A_{EL\_2} \cdot \frac{1}{\lambda_{EL\_2}}} \quad (18)$$

Für die Intensitätsverhältnisse zur Bestimmung des Boltzmannplots wird für jede Elementlinie Gleichung (19) relevant:

$$I_{EL} = \frac{g_{EL} \cdot A_{EL}}{\lambda_{EL}} \cdot e^{\frac{-E_{kj}}{k_B \cdot T_{exc}}} \quad (19)$$

Diese Gleichung kann für den Boltzmannplot in die Form einer Geradengleichung  $y = b \cdot x + a$  mit der Steigung  $b = -1/(k_B \cdot T_{exc})$  gebracht werden:

$$\ln \left[ \frac{I_{EL} \cdot \lambda_{EL}}{g_{EL} \cdot A_{EL}} \right] = \frac{-1}{k_B \cdot T_{exc}} \cdot E_{kj} + K \quad (20)$$

$$\underbrace{\hspace{1.5cm}}_{y =} \quad \underbrace{\hspace{1.5cm}}_{b \cdot} \quad \underbrace{\hspace{0.5cm}}_{x +} \quad \underbrace{\hspace{0.5cm}}_{konst.}$$



Durch Auswertung der Elementlinien der neutralen Atome eines Elements ergibt sich mit Hilfe von Gleichung (20) eine Gerade, anhand derer sich über die Steigung  $b$  die Temperatur  $T_{exc}$  bestimmen lässt. Die Anregungstemperaturen der Metaldämpfe wurden bei Schweißungen der Werkstoffe Aluminium (Aluminiumlegierung EN-AW6060) und Stahl (Stahl X5CrNi18-10) bestimmt. Der dafür verwendete Versuchsaufbau entspricht dem in Abbildung 32 und die benutzten Parameter sind in Tabelle 3 gelistet.

Tabelle 3: Schweißparameter zur Bestimmung der Anregungstemperaturen

| Laserquelle                            | Material    | $t_{IT}$ in ms | $v_S$ in m/min | $P_L$ in kW | $I_L$ in $10^6$ W/cm <sup>2</sup> |
|--|-------------|----------------|----------------|-------------|-----------------------------------|
| 6-kW-Diodenlaser<br>(Laserline GmbH)   | EN AW-6060  | 3              | 2              | 6000        | 0,8                               |
| 6-kW-Diodenlaser<br>(Laserline GmbH)   | X5CrNi18-10 | 3              | 2              | 3000        | 0,8                               |
| 3-kW-Nd:YAG-Laser<br>(Haas Laser GmbH) | X5CrNi18-10 | 3              | 2              | 3000        | 1,0                               |

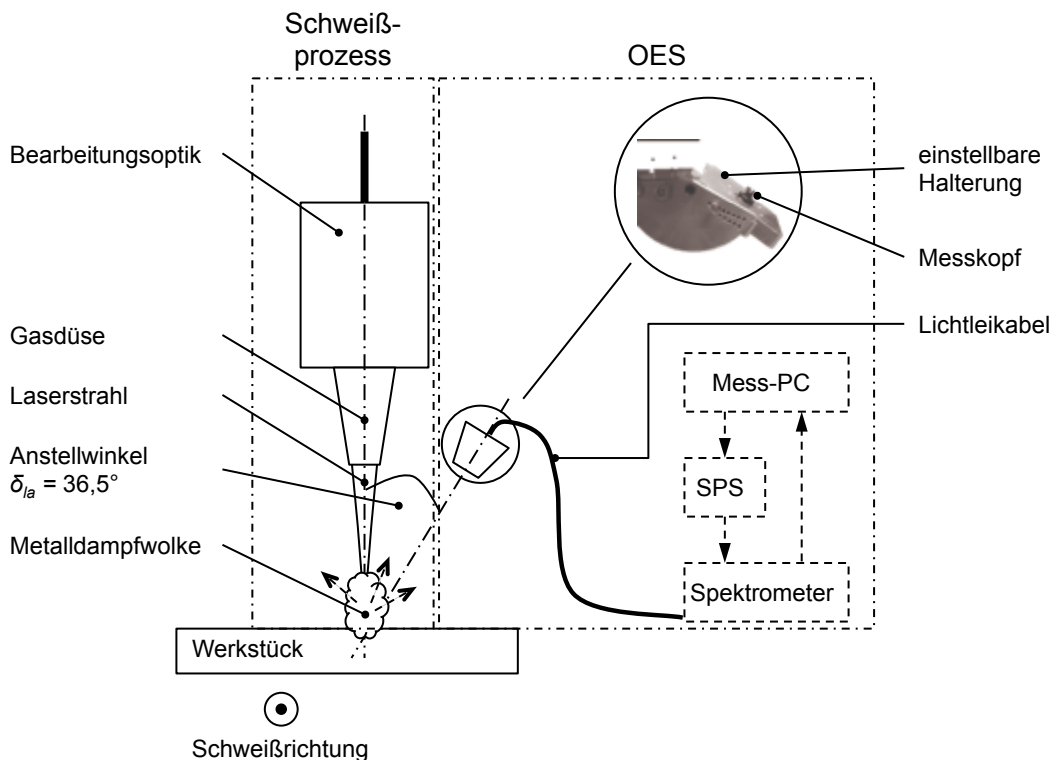


Abbildung 32: Versuchsaufbau zur Ermittlung der Anregungstemperatur beim Schweißen mit Festkörper- und Diodenlasern (Spektrometer: ESA 4000)

Die Erfassung der Prozessstrahlung fand unter einem festen Winkel von  $\delta_{la} = 36,5^\circ$  statt. Dazu wurde der Messkopf über eine Halterung an der Schweißoptik befestigt. Die Übertragung der Prozessstrahlungsanteile erfolgte über ein Lichtleitkabel zum Spekt-

rometer. Zur Bestimmung der Temperatur wurde das hochauflösende Echelle-Spektrometer ESA 4000 (vgl. Tabelle 2) eingesetzt. Die für die Berechnung notwendigen Daten  $g_{EL}$  und  $A_{EL}$  wurden der Kurucz-Datenbank der Universität Hannover (SMITH et al. 2011) und der *NIST Atomic Spectra Database* (RALCHENKO et al. 2008) entnommen. Bei den Lasern handelte es sich um einen Nd:YAG-Laser und einen Hochleistungsdiodenlaser, deren Spezifikationen dem Anhang zu entnehmen sind. Für die Bestimmung der Anregungstemperatur über den Boltzmannplot wurde die Software ESAWIN der Firma LLA Instruments GmbH eingesetzt.

Die Boltzmannplots für die Schweißprozesse an Stahl sind in Abbildung 33 zu finden. Dazu wurden die charakteristischen Linien des Elements Eisen (Fe) genutzt. Die Auswertung der Eisenlinien bietet sich an, da die Linien in einer großen Anzahl im Spektrum zu finden sind.

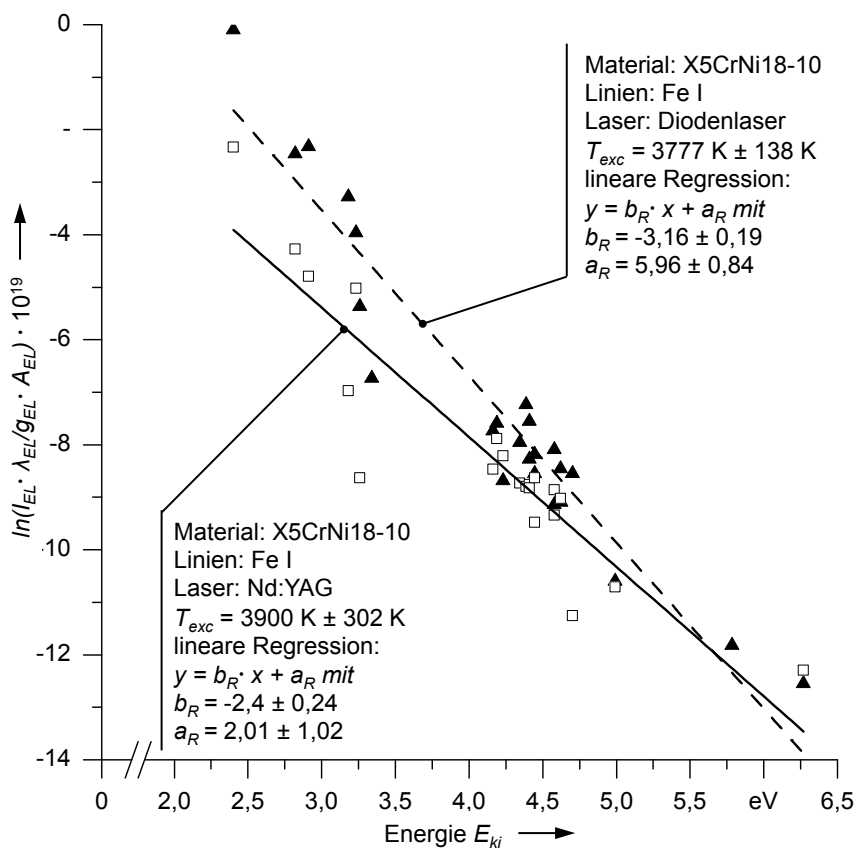


Abbildung 33: Boltzmannplot zur Bestimmung der Anregungstemperatur beim Schweißen von Stahl durch Anwendung einer linearen Regression

Mit Hilfe der Software konnten geeignete Linien ausgewählt werden, welche keine zu starke Verbreiterung oder eine Umkehrung durch Selbstabsorption aufwiesen. Beides würde das Temperaturergebnis verfälschen. Für den Diodenlaserschweißprozess ergibt

sich anhand des Zusammenhangs in Gleichung (20) eine Anregungstemperatur von  $T_{exc} = 3777 \text{ K} \pm 138 \text{ K}$ . Auch die Temperatur bei dem verwendeten Nd:YAG-Laser befindet sich in einem ähnlichen Bereich, und zwar bei  $T_{exc} = 3900 \text{ K} \pm 302 \text{ K}$ . Um zu prüfen, ob ein LTG im angeregten Metalldampf anzunehmen ist, muss die hierfür notwendige Elektronendichte im Metalldampf berechnet werden (Gleichung 13). Für den Diodenlaserschweißprozess an Stahl ergibt sich mit der größten Energielücke für das Element Eisen von  $E_{kj\_max} = 6,13 \text{ eV}$  eine benötigte Dichte von  $N_e \geq 2,27 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-3}$ . Entsprechend hohe Elektronendichten von  $N_e > 2,30 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-3}$  sind aufgrund der ähnlichen Temperaturverhältnisse beim Nd:YAG-Laserschweißprozess vorauszusetzen.

In Abbildung 34 ist das Ergebnis für die Bestimmung der Anregungstemperatur im Schweißprozess der Aluminiumlegierung mit dem Diodenlaser zu sehen. Als Element für die Bestimmung diente Magnesium (Mg) und dessen charakteristische Elementlinien.

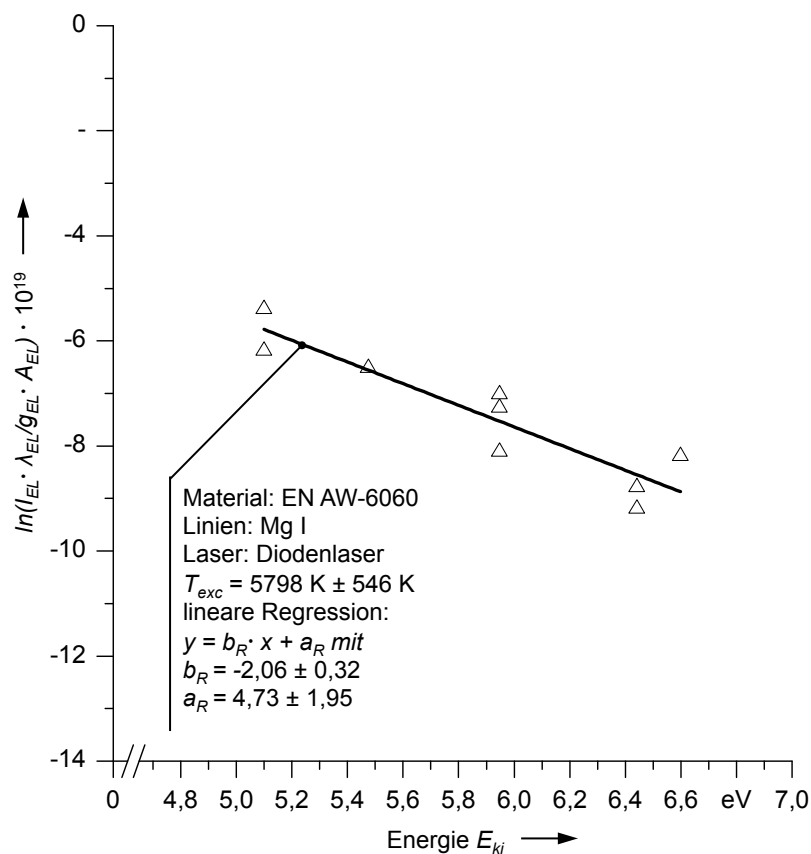


Abbildung 34: Boltzmannplot zur Bestimmung der Anregungstemperatur beim Schweißen von Aluminium

Von allen Legierungselementen in der Legierung EN AW-6060 (vgl. Tabelle 14) zeigte Magnesium die meisten Elementlinien im Metalldampfspektrum. Deren Anzahl ist

gering gegenüber der Eisenlinienanzahl beim Schweißen des Stahls. Im Diodenlaserschweißprozess mit  $P_{HDDL} = 6 \text{ kW}$  waren diese genügend stark ausgeprägt, um die Anregungstemperatur zu  $T_{exc} = 5798 \text{ K} \pm 546 \text{ K}$  zu bestimmen. Daraus ergibt sich nach Gleichung (13) für die Elektronendichten, bei denen die LTG-Bedingung noch erfüllt ist,  $N_e \geq 2,79 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-3}$ . Als größte Energielücke für das Element Magnesium wird nach RALCHENKO (2008) ein Wert von  $E_{kj\_max} = 6,13 \text{ eV}$  für Magnesium verwendet. Für einen Nd:YAG-Laserschweißprozess konnte die Anregungstemperatur aufgrund der zu geringen Anzahl an Magnesiumlinien nicht ermittelt werden. Die einstellbare Laserleistung von  $P_{YAG} = 3 \text{ kW}$  reicht nicht aus, um genügend charakteristische Linien im Spektrum anzuregen.

Nach HUEGEL & DAUSINGER (2004) liegt die vorherrschende Elektronendichte  $N_e$  bei Laserstrahlschweißprozessen in einem niedrigen Bereich bei  $N_e \approx 1 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-3}$ . Da dieser Wert nahezu der Grenze entspricht, ab der die LTG-Bedingung gilt, ist eine eindeutige Aussage, ob ein LTG vorausgesetzt werden kann, nicht möglich. Nachdem für diese Annahme in der Literatur eine Elektronendichte größer als  $N_e \approx 1 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-3}$  gefordert wird, kann im weiteren Verlauf der Arbeit von einem LTG nicht ausgegangen werden.

Auch andere Autoren, wie VAS'KOVSKII et al. (1991) und GUMENYUK (2004) zweifeln an, dass ein LTG angenommen werden kann, und gehen in ihren Arbeiten von einem Nicht-Gleichgewicht aus. Aufgrund der niedrigen Elektronendichte kommt es zu weniger Stößen und damit zu einem geringeren Energieübertrag auf neutrale Atome. Das bedeutet, dass die Dichte der angeregten Atome wesentlich kleiner ist als die Dichte neutraler Atome im Grundzustand. Da die Wahrscheinlichkeit für eine Stoßabregung vom Produkt dieser beiden kleinen Dichten (Elektronendichte und Dichte der angeregten Atome) abhängig ist, kann diese gegenüber der Wahrscheinlichkeit der spontanen Emission vernachlässigt werden (WAGATSUMA 1997a). Der relevante, anregende Prozess ist somit die Elektronen-Stoßanregung (Gleichung 9) aus dem Grundzustand, der mit der spontanen Emission (Gleichung 12) als Umkehrprozess bilanziert werden muss. Für angeregte Metaldämpfe beim Laserstrahlschweißen kann daher davon ausgegangen werden, dass die Atome im Dampf über Stöße angeregt werden und sich über Strahlungsübergänge abregen. Nach einer Zeit von durchschnittlich  $t = 10^{-9} \text{ s}$  nach der Anregung erfolgt die spontane Emission (GRIEM 2009). Die Größen mit dem bedeutendsten Einfluss auf die Anzahl der Anregungsstöße sind die Temperaturen im Metaldampf, da diese die Kinetik der freien Teilchen bestimmen.

#### 3.2.3.2 Modellierung der kinetischen Energien der freien Elektronen

SCHITTENHELM (2000) betrachtet die Absorptionsmechanismen der Photonen des Laserstrahls im Metaldampf theoretisch und experimentell für die Lasermaterialbearbeitung.

Seine Arbeit ergibt, dass die Photonenabsorption und die Mehrfachphotonenabsorption auch bei höheren Laserleistungen eine untergeordnete Rolle spielen. Folglich ist eine Anregung durch diese Mechanismen vernachlässigbar. In Anlehnung an die Arbeiten zur LIPS (BOGAERTS & GIJBELS 1998) kann auch beim angeregten Metalldampf davon ausgegangen werden, dass die Energie von den schnelleren, leichten Elektronen durch Stöße auf die schwereren, neutralen Metalldampf-atome übertragen wird. Die Anregung erfolgt, wenn die kinetische Energie des Elektrons ausreichend groß ist. Zum Beispiel benötigt das Elektron mindestens eine kinetische Energie von  $E_{kj\_min} = 3,14$  eV (strahlender Übergang bei  $\lambda_{Al\_I} = 394,400$  nm), um ein Aluminiumatom im Dampf anzuregen (vgl. Abbildung 21). Bei einem Zusammenstoß gibt das Elektron genau diesen Energiebetrag an seinen Stoßpartner ab. Dabei ist zu beachten, dass eine Anregung durch Mehrfachstöße nicht möglich ist (DEMTROEDER 2007). Um ein Aluminiumatom durch einen einzelnen Stoß anzuregen, muss ein Elektron mit einer Temperatur von  $T_e = 36.500$  K im Metalldampf vorhanden sein. Anders sind die charakteristischen Elementlinien wie in Abbildung 26 nicht erklärbar. Die diesem Energiebetrag entsprechende Temperatur weicht von der in Abschnitt 3.2.3.1 (S. 46) ermittelten Anregungstemperatur ab und zeigt erneut, dass die Bedingung für ein LTG nicht erfüllt sein kann. Aufgrund der Tatsache, dass Elektronen mit einer ausreichend großen kinetischen Energie im Metalldampf vorhanden sein müssen, um Atome zur Strahlungsemission anzuregen, wird im Folgenden die Elektronen-Energie-Dichte-Verteilung  $n(\varepsilon)$  der Elektronen in und nahe der Dampfkapillare modelliert. Die Elektronen-Energie-Dichte-Verteilung stellt die Verteilung der Elektronen im Metalldampf auf deren mögliche kinetische Energien  $\varepsilon$  dar. Die Normierung auf die Elektronengesamtanzahl  $n_e$  im Metalldampf erlaubt den prozentualen Anteil der Elektronen mit einer ausreichend hohen kinetischen Energie zu bestimmen.

Die Modellierung der Energiedichteverteilung und die Abschätzung der maximalen Anzahl der als Stoßpartner zur Verfügung stehenden Elektronen im Metalldampf erfolgt in Anlehnung an das kinetische Modell von GUMENYUK (2004). Das Modell wird hier auf Schweißvorgänge mit Hochleistungsdioden- und Festkörperlasern angewendet. Eine ausführliche Herleitung der Verteilung der Elektronen-Energie-Dichte ist im Anhang (S. 153) zu finden, da diese zu großen Teilen aus der Arbeit von GUMENYUK (2004) stammt. GUMENYUK (2004) baut das Modell zur Beschreibung der Abschirmung der CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung beim Schweißen von Aluminium auf. Zur Modellierung verwendet er das Stoß-Strahlungs-Modell als Grundlage, welches ebenfalls in der LIPS Anwendung findet, um das Verhalten von Plasmen mit Elektronendichten von  $N_e \approx 10^{16}$  m<sup>-3</sup> bis  $N_e \approx 10^{22}$  m<sup>-3</sup> zu beschreiben (PIETANZA et al. 2010). In der vorliegenden Arbeit wird der Stand der Technik des Laserstrahlschweißens in der Art ergänzt, dass diese Modellierung auf Schweißprozesse mit Nd:YAG- und Diodenlaser übertragen wird. Dies geschieht sowohl für Schweißprozesse an Aluminium als auch an Stahl. Bei der Model-

lierung werden die Legierungselemente eines Werkstoffes vernachlässigt, da diese nur einen geringen Prozentsatz von  $x_{LG} < 10\%$  im Werkstoff ausmachen. Es kann folglich davon ausgegangen werden, dass die Mehrheit der Stoßpartner aus dem Grundelement der Legierungen stammen. Die Basis des Modells ist die Boltzmann-Gleichung (21) für freie Elektronen:

$$\frac{\delta n(\varepsilon)}{\delta t} + \vec{v}_{DF} \cdot \nabla n(\varepsilon) - \frac{\delta}{\delta \varepsilon} j(\varepsilon) + Q(n(\varepsilon), \varepsilon) = 0 \quad (21)$$

Diese Differentialgleichung (DGL) wird durch die Betrachtung des stationären Zustands und durch die Vernachlässigung der Energiedichteänderung entlang des Kapillarradius im Inneren der Dampfkapillare vereinfacht. Dadurch wird nur die Änderung durch die Dampfausströmung entlang der  $z$ -Achse berücksichtigt und es ergibt sich Gleichung (22):

$$v_{DF,z} \cdot \frac{\delta}{\delta z_{DK}} n(\varepsilon) - \frac{\delta}{\delta \varepsilon} j(\varepsilon) + Q(n(\varepsilon), \varepsilon) = 0 \quad (22)$$

GUMENYUK (2004) betrachtet die Änderung der Elektronenenergie durch Energieaufnahme aus der Laserstrahlung in Form eines Diffusionsstroms  $j(\varepsilon)$  entlang der Energieachse (vgl. Gleichung 23):

$$j(\varepsilon) = - \left[ A_{DKO} \cdot \varepsilon^{\frac{3}{2}} \cdot \frac{\delta n(\varepsilon)}{\delta \varepsilon} \frac{1}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{2m_e}{M} \cdot v_{ST} \cdot \varepsilon \cdot n(\varepsilon) \right] \quad (23)$$

Dabei ist  $A_{DKO}$  der Diffusionskoeffizient (vgl. Gleichung 24):

$$A_{DKO} = \frac{8\pi}{3} \cdot \left[ \frac{e^2}{m_e c^2} \cdot \frac{v_{ST} c}{\varpi_L^2 + v_{ST}^2} \cdot I_L \right] + \left[ \frac{2k_B T_e m_e}{M} \cdot v_{ST} \right] \quad (24)$$

Dieser berücksichtigt die Art der Laserstrahlquelle und die eingestellte Leistung. Die Laserwellenlänge  $\lambda_L$  beeinflusst den Zusammenhang in Gleichung (23) über die Laserfrequenz durch  $\varpi_L = c/\lambda_L$ . Die Laserleistung wirkt sich über  $I_L = P_L/A_{BF}$  aus. Das verwendete Material wird im Modell über die materialabhängige Stoßfrequenz  $v_{ST}$  und die Atommasse  $M$  berücksichtigt. Gleichung (24) stammt aus DILTHEY (2000).

$Q(n(\varepsilon), \varepsilon)$  beinhaltet die Dichteänderung der freien Elektronen in Form von Senken und Quellen und wird durch Gleichung (25) ausgedrückt.

$$Q(n(\varepsilon), \varepsilon) = Q_I + Q_{TE} - Q_{RK} - Q_W \quad (25)$$

Die Bestandteile sind die Folgenden:

- $Q_I(n(\varepsilon), \varepsilon)$ : Quelle durch Ionisation eines Metaldampfatoms;

- $Q_{TE}(n(\varepsilon), \varepsilon)$ : Quelle durch Thermoemission aus den Kapillarwänden;
- $Q_{RK}(n(\varepsilon), \varepsilon)$ : Senke durch Rekombination von Elektronen mit Ionen;
- $Q_W(n(\varepsilon), \varepsilon)$ : Senke durch den Elektronenverlust an den Kapillarwänden;

Als Elektronenquellen dienen der einfache Ionisationsprozess der Metalldampf-atome und die Thermoemission von Elektronen aus den Kapillarwänden. Die Ionisation wird nur in Form der Einfachionisation berücksichtigt. Es wird zudem angenommen, dass ein Elektron, sobald es die kinetische Energie gleich der Ionisationsenergie  $J$  der Metall-dampf-atome erreicht, eines der Metalldampf-atome ionisiert. Das bedeutet, dass durch ein schnelles Elektron  $\varepsilon = J$  zwei langsame Elektronen mit  $\varepsilon \approx 0$  entstehen. Das erste Elektron ist das durch den Stoß abgebremste und das zweite ist das ausgeschlagene Elektron. Daraus lässt sich zusammen mit dem Thermoemissionsstrom die erste Randbedingung (vgl. Gleichung (23) zur Lösung der Differentialgleichung (DGL) in Gleichung (22) herleiten. Beim Thermoemissionsstrom wird davon ausgegangen, dass die Elektronen aus der Kapillarwand ebenfalls nur eine geringe Energie von  $\varepsilon \approx 0$  besitzen. Bei Temperaturen größer  $T_{krit} = 1000$  K kommt es an metallischen Oberflächen zur sog. Thermoemission von Elektronen (SMIRNOV 2001). Da an den Kapillarwänden mindestens die Verdampfungstemperatur herrscht und diese größer ist als  $T_{krit}$ , ist die Thermoemission aus der Kapillarwand eine Elektronenquelle. Nachdem diese nur eine geringe kinetische Energie besitzen, kann  $Q_{TE}(n(\varepsilon), \varepsilon)$  wie folgt angenommen werden.

$$Q_{TE} = Q_{TE}(n(\varepsilon \ll J), \varepsilon \ll J) \quad (26)$$

Damit der angeregte Metalldampf wie ein Plasma nach außen neutral ist, müssen die durch Thermoemission entstandenen Elektronen durch einen Elektronenverlust an der Kapillarwand  $Q_W(n(\varepsilon), \varepsilon)$  kompensiert werden:

$$Q_W = \frac{2}{3r_{DK}^2 v_{ST} m_e} \cdot n(\varepsilon) \cdot \varepsilon \quad (27)$$

Es gilt die 1. Randbedingung:

$$j(\varepsilon \approx 0) = 2 \cdot j(\varepsilon = J) + j_T(\varepsilon) \quad (28)$$

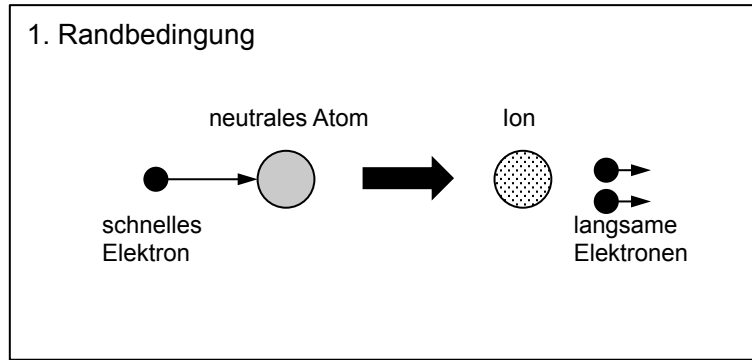


Abbildung 35: 1. Randbedingung: Entstehung freier Elektronen durch Ionisation

Der Umkehrprozess zur Ionisation ist der Rekombinationsprozess, ausgedrückt durch  $Q_{RK}(n(\varepsilon), \varepsilon)$  in Gleichung (29):

$$Q_{RK} = \alpha_{SR}(\varepsilon) \cdot n(\varepsilon) \cdot N_I \quad (29)$$

An dieser Stelle wird von der Arbeit von GUMENYUK (2004) in der Art abgewichen, dass nur der Rekombinationsprozess von Ionen mit Elektronen unter Aussendung von Strahlung berücksichtigt wird. Nach PIETANZA et al. 2010 kann die Rekombinationsrate durch Stoßprozesse vernachlässigt werden, sobald diese wie hier nicht das Zehnfache der Strahlungsrekombinationsrate  $\alpha_{SR}(\varepsilon)$  beträgt. Bereits GUMENYUK (2004) erkennt bei der Modellierung für den CO<sub>2</sub>-Laserstrahlprozess, dass die Annahmen für eine Stoßrekombination fragwürdig sind.

Bei der Modellierung werden die Anregungsstöße vernachlässigt, um den Prozentsatz der maximal zur Verfügung stehenden Elektronen als geeignete Stoßpartner zu erhalten. Würden die Anregungsprozesse mit betrachtet, so würde sich die Elektronen-Energie-Dichte-Verteilung hin zu kleineren Energien verschieben, da die Stoßelektronen nahezu ihre ganze kinetische Energie an den Stoßpartner übertragen. Aus diesem Grund werden lediglich die Änderungen aufgrund von Ionisations- und Rekombinationsprozesse betrachtet.

Aus den Gleichungen (25) bis (27) ergibt sich die zweite Randbedingung zur Lösung der DGL. Die durch Ionisation entstandenen Elektronen müssen aufgrund der geforderten Neutralität des angeregten Metaldampfs unter Aussendung von Strahlung rekombinieren. Es gilt die 2. Randbedingung:

$$j_{SR}(\varepsilon = J) = N_I \cdot \int_0^J \alpha_{SR}(\varepsilon) \cdot n(\varepsilon) d\varepsilon \quad (30)$$

Für die Strahlungsrekombinationsrate  $\alpha_{SR}(\varepsilon)$  gilt Gleichung (31):



$$\alpha_{SR}(\varepsilon) = \frac{A_1}{\varepsilon^2} \quad (31)$$

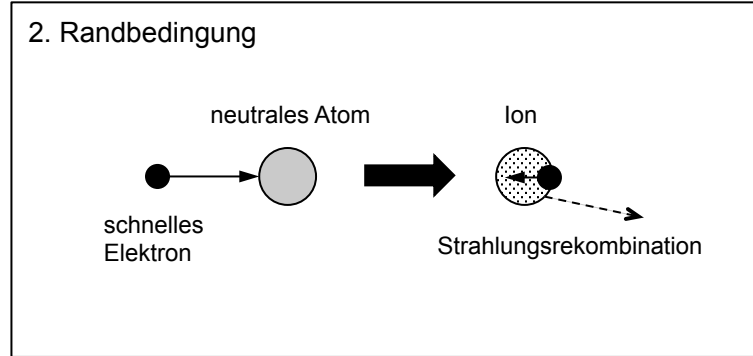


Abbildung 36: 2. Randbedingung: Rekombination von Ionen und Elektronen durch Aussendung von Strahlung

Unter Verwendung der Annahmen und Randbedingungen ergibt sich für die Verteilung der Elektronen-Energie-Dichte durch Lösung der DGL der Zusammenhang nach Gleichung (32):

$$n(\varepsilon) = \frac{2n_e}{\sqrt{\pi}} \cdot \left[ \frac{2m_e v_{ST}}{M \cdot A} + \frac{M}{3m_e^2 r_{DK} v_{ST}^2} \right]^{\frac{3}{2}} \cdot \varepsilon^{\frac{1}{2}} \cdot e^{\left[ \frac{-2m_e v_{ST} \cdot \varepsilon}{M \cdot A_{DKO}} - \frac{M \cdot \varepsilon}{3m_e^2 r_{DK} v_{ST}^2} \right]} \quad (32)$$

Über die 2. Randbedingung und Gleichung (23) kann der Ausdruck für  $n_e$  gewonnen werden (Gleichung 33):

$$A_{DKO} \cdot J \cdot \frac{\delta n(\varepsilon = J)}{\delta \varepsilon} - \frac{A_{DKO}}{2} n(\varepsilon = J) + \frac{2m_e}{M} \cdot v_{ST} \cdot J \cdot n(\varepsilon = J) = N_I \int_0^J \left( \frac{A_1}{\varepsilon^2} \right) n(\varepsilon) d\varepsilon \quad (33)$$

Mit Gleichung (34) ergibt sich Gleichung (35).

$$n_e = \int_{\varepsilon=0}^{\varepsilon=J} n(\varepsilon) d\varepsilon \quad (34)$$

$$n_e = \frac{2}{\sqrt{\pi} \cdot \alpha_{SR}} \left[ \frac{2m_e v_{ST}}{M \cdot A_{DKO}} + \frac{M}{3m_e^2 r_{DK} v_{ST}^2} \right]^{\frac{5}{2}} \cdot J^{\frac{3}{2}} \cdot \left[ A_{DKO} - \frac{2k_B T_e m_e}{M} \cdot v_{ST} \right] \cdot e^{\left[ \frac{-2m_e v_{ST} J}{M \cdot A_{DKO}} - \frac{M \cdot J}{3m_e^2 r_{DK} v_{ST}^2} \right]} \quad (35)$$

Zur Bestimmung des prozentualen Elektronenanteils mit einer ausreichend hohen kinetischen Energie zur Anregung der Metaldampfatomatome wird Gleichung (32) auf die Gesamtanzahl der Elektronen im Metaldampf  $n_e$  normiert. Es ergibt sich Gleichung (36):

$$n^*(\varepsilon) = \frac{n(\varepsilon)}{n_e} \quad (36)$$

Durch Berechnung des Anregungsgrads  $x_{AN} = N_k/N_0$  über Gleichung (16) (S. 48) und der ermittelten Anregungstemperaturen  $T_{exc}$  aus Abschnitt 3.2.3.1 (S. 46 ff.) lässt sich die herrschende Elektronentemperatur  $T_e$  durch Variation der Parameter in Gleichung (36) (in Kombination mit Gleichung (24), S. 54) annähern. Dies ist möglich mit Hilfe der vereinfachenden Annahme, dass die Anzahl an Elektronen mit einer für die Anregung ausreichend hohen Energie der Anzahl an angeregten Atomen entspricht. Das bedeutet jedes Elektronen mit der entsprechend hohen kinetischen Energie regt ein Atom an. Die Anregungsrate entspricht dem angeregten Anteil der Atome gegenüber der Gesamtatomzahl. Für die Berechnung werden die Atomdichte und die Elektronendichte im Metaldampf benötigt. Die Atomdichte ist bei diesen Schweißprozessen mit  $N_0 \approx 5 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-3}$  und die Elektronendichte mit  $N_e \approx 1 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-3}$  angenähert (HUEGEL & DAUSINGER 2004).

Für einen Metaldampf aus Aluminium ergibt sich aus Gleichung (16) (S. 48) ein Anregungsgrad von  $x_{AN} = 0,2 \%$  für den Übergang bei  $\lambda_{Al\_1} = 394,400 \text{ nm}$  ( $E_{kj} = 3,14 \text{ eV}$ ). Entsprechend lässt sich die Anregungsrate für einen Metaldampf beim Schweißen von Eisen zu  $x_{AN} \approx 0,1 \%$  für den Übergang bei  $\lambda_{Fe\_3} = 516,628 \text{ nm}$  ( $E_{kj} = 2,39 \text{ eV}$ ) berechnen. Diese Anteile reichen aus, um die Elementlinien im Spektrum zu erzeugen.

In Abbildung 37 sind die Berechnungsergebnisse für die Elektronentemperatur  $T_e$  aus der Modellierung der kinetischen Energien der freien Elektronen für die Diodenlaserschweißprozesse an Aluminium und Stahl dargestellt. Um die Anregungsraten erfüllen zu können, muss im angeregten Eisen-Metaldampf eine Elektronentemperatur von  $T_e \approx 6300 \text{ K}$  und im Aluminium-Metaldampf  $T_e \approx 9500 \text{ K}$  herrschen. Nur so stehen genügend schnelle Elektronen für eine Anregung zur Verfügung. Die Ergebnisse wurden mit den Berechnungsparametern in Tabelle 4 und Tabelle 5 erzielt.

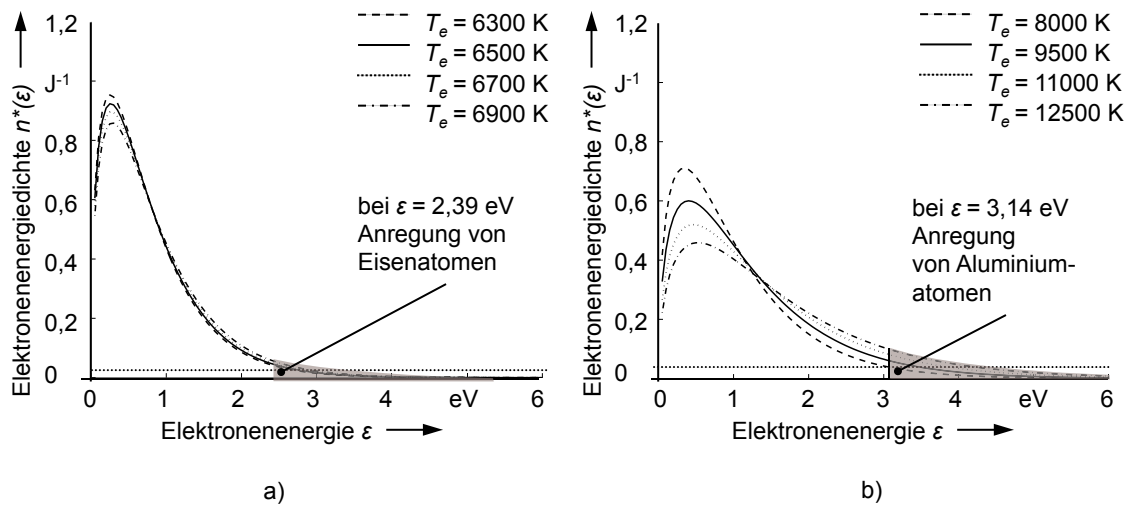


Abbildung 37: Prozentuale Verteilung der Elektronenenergie im Metall Dampf beim Schweißen von a) Stahl und b) Aluminium mit dem HL DL

Tabelle 4: Parameter für die Simulation im Eisen-Metall Dampf (HL DL)

| $P_{HLDL}$ in W | $I_L$ in $10^6$ W/cm <sup>2</sup> | $J_{Fe}$ in eV | $v_{ST,Fe}$ in $10^{77}$ 1/s | $M_{Fe}$ in $10^{-23}$ g | $r_{DK}$ in $\mu$ m | $\lambda_{HLDL}$ in nm |
|-----------------|-----------------------------------|----------------|------------------------------|--------------------------|---------------------|------------------------|
| 3000            | 0,4                               | 7,87           | 5,7                          | 9,27                     | 500                 | 915, 940, 980, 1030    |

Tabelle 5: Parameter für die Simulation im Aluminium-Metall Dampf (HL DL)

| $P_{HLDL}$ in W | $I_L$ in $10^6$ W/cm <sup>2</sup> | $J_{Al}$ in eV | $v_{ST,Al}$ in $10^{77}$ 1/s | $M_{Al}$ in $10^{-23}$ g | $r_{DK}$ in $\mu$ m | $\lambda_{HLDL}$ in nm |
|-----------------|-----------------------------------|----------------|------------------------------|--------------------------|---------------------|------------------------|
| 6000            | 0,8                               | 5,98           | 7,3                          | 4,48                     | 500                 | 915, 940, 980, 1030    |

Der Unterschied zu einem Nd:YAG-Laserschweißprozess ist gering (Abbildung 38). Die Ergebnisse der Abschätzung für die Elektronentemperaturen der Stoßelektronen sind  $T_e \approx 6500$  K für den Eisen-Metall Dampf und  $T_e \approx 8000$  K für den Aluminium-Metall Dampf. Die nahezu identischen Temperaturen zwischen den Prozessen erklären sich durch die nahezu gleichen Wellenlängen und die vergleichbaren Intensitäten der beiden Strahlquellen. Auch die Simulationsparameter in Tabelle 6 und Tabelle 7 gleichen denen für den Diodenlaserschweißprozess bei Aluminium und Stahl.

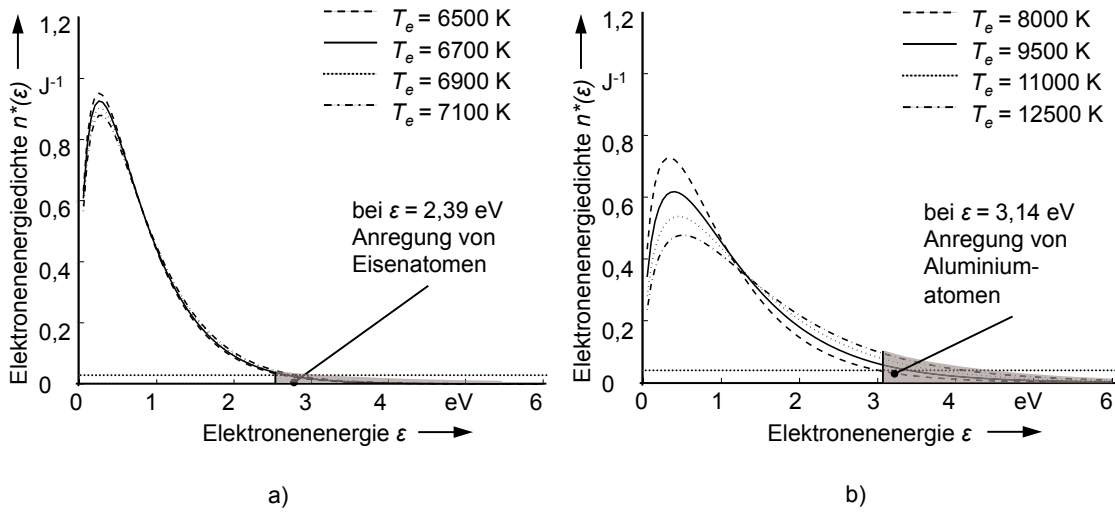


Abbildung 38: Verteilung der Elektronenenergie im Metaldampf beim Schweißen von a) Stahl und b) Aluminium mit dem Nd:YAG-Laser

Tabelle 6: Parameter für die Simulation im Eisen-Metaldampf (Nd:YAG-Laser)

| $P_{YAG}$ in W | $I_L$ in $10^6$ W/cm <sup>2</sup> | $J_{Al}$ in eV | $v_{ST\_Al}$ in $10^{77}$ 1/s | $M_{Al}$ in $10^{-23}$ g | $r_{DK}$ in $\mu$ m | $\lambda_{YAG}$ in nm |
|----------------|-----------------------------------|----------------|-------------------------------|--------------------------|---------------------|-----------------------|
| 3000           | 1,0                               | 5,98           | 7,3                           | 4,48                     | 300                 | 1064                  |

Tabelle 7: Parameter für die Simulation im Aluminium-Metaldampf (Nd:YAG-Laser)

| $P_{YAG}$ in W | $I_L$ in $10^6$ W/cm <sup>2</sup> | $J_{Fe}$ in eV | $v_{ST\_Fe}$ in $10^{77}$ 1/s | $M_{Fe}$ in $10^{-23}$ g | $r_{DK}$ in $\mu$ m | $\lambda_{YAG}$ in nm |
|----------------|-----------------------------------|----------------|-------------------------------|--------------------------|---------------------|-----------------------|
| 3000           | 1,0                               | 7,87           | 5,7                           | 9,27                     | 300                 | 1064                  |

Die Ergebnisse zeigen, dass für das Laserstrahlschweißen die LTG-Bedingung nicht gegeben ist, da die Anregungstemperatur  $T_{exc}$  wesentlich kleiner ist als die Elektronentemperatur  $T_e$ .

### 3.2.3.3 Aussagen über die Anregung

Anhand der Ergebnisse im Abschnitt 3.2.3.2 (ab S. 52 ff.) ergeben sich entscheidende Aussagen für die In-situ-Legierungsbestimmung. Durch die Temperaturen wird festgelegt, für welche der verdampften Legierungselemente Elementlinien im Metaldampfspektrum auftreten können. Erst durch die Erfassung der Elementlinien wird überhaupt erst eine Überwachung der Anteile im Schmelzbad möglich. Über den Zusammenhang

in Gleichung (16) (S. 48) lässt sich der Anregungsgrad  $x_{AN}$  der Atome eines Legierungselements im Metallampf bestimmen. Die dabei entscheidenden Größen sind die Anregungstemperatur  $T_{exc}$  und die notwendige Energie zur Stoßanregung  $E_{kj}$ . In Tabelle 8 sind die Anregungsgrade  $x_{AN}$  in Prozent für Aluminium und Eisen beim Schweißen mit den gelisteten Lasern aufgetragen. Beim Schweißen von Stahl ist der Anregungsgrad bei  $x_{AN} \approx 0,1$  %. Dies bedeutet, dass 0,1 % der vorhandenen Eisenatome im Metallampf bei  $E_{kj} = 2,39$  eV angeregt sind.

Tabelle 8: Anregungsgrade  $x_{AN}$  für Aluminium und Eisen

| Laser        | Element | Anregungs-<br>temperatur<br>$T_{exc}$ in K | Wellenlänge des<br>Übergangs<br>$\lambda_{EL}$ in nm | Anregungsgrad<br>$x_{AN} = N_k/N_0 \cdot 100$ % |
|--------------|---------|--|--|---|
| Diodenlaser  | Al      | 5800                                       | 394,400  | 0,2   |
| Diodenlaser  | Fe      | 3800                                       | 516,628  | 0,1   |
| Nd:YAG-Laser | Fe      | 3900                                       | 516,628  | 0,1   |

Bei Aluminium sind es 0,2 % bei  $E_k = 3,14$  eV. Im Nd:YAG-Laserstrahlschweißprozess reichen die Temperaturen nicht aus, um genügend Aluminiumatome anzuregen. Die Anregungsgrade sind hier nur für intensive Elementlinien berechnet, da deren Auftreten am wahrscheinlichsten ist. Intensive Elementlinien stehen für eine hohe Zahl Atome im dazugehörigen Anregungszustand. Von besonderer Bedeutung ist der Anregungsgrad, wenn gewünschte zu detektierende Legierungselemente in der Prozessstrahlung keine Elementlinien zeigen. Die Ursache hierfür kann sein, dass die Legierungselemente nicht ausreichend verdampft und/oder angeregt werden. Der Fall einer mangelnden Anregung ist von besonderer Bedeutung für Elemente, die nur Elementlinien im niedrigen Wellenlängenbereich besitzen. Eine niedrige Wellenlänge ist über Gleichung (7) (S. 35) gleichzusetzen mit einer hohen Anregungsenergie  $E_{kj}$ , wie sie z. B. für Silizium (Si) benötigt wird. In Abbildung 39a und Abbildung 39b sind die Anregungsgrade von Magnesium und Silizium in Abhängigkeit der Temperatur zu sehen. Sie sind das Ergebnis der Berechnung anhand Gleichung (16) (S. 48). Es ist zu erkennen, dass bei den im Metallampf herrschenden Anregungstemperaturen für Magnesium ein Anregungsgrad von  $x_{AN} \approx 0,2$  % bis  $x_{AN} \approx 2,0$  % möglich ist. Dem gegenüber steht ein Anregungsgrad bei Silizium von  $x_{AN} \approx 0,002$  % bis  $x_{AN} \approx 0,018$  %. In Tabelle 9 sind die zu Abbildung 39 gehörenden Elementlinien zu finden.

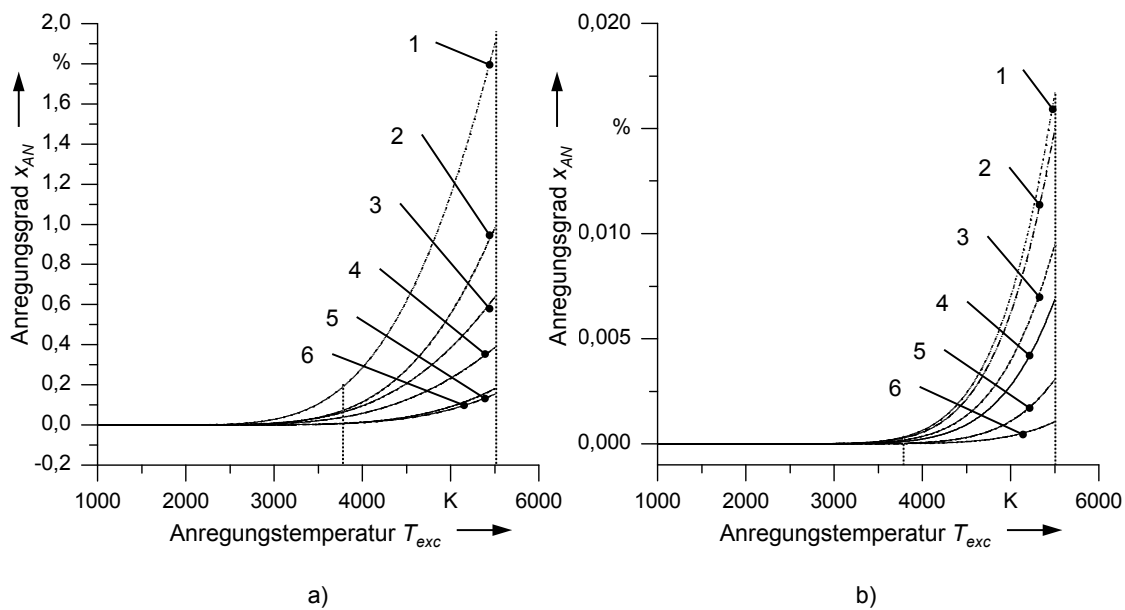


Abbildung 39: a) Abhängigkeit des Anregungsgrads der Magnesiumatome im Metall- und des b) Anregungsgrads von Siliziumatomen von der Anregungstemperatur

Tabelle 9: In Abbildung 39 verwendete Übergänge der Magnesium- und Siliziumatome, geordnet anhand der Wellenlänge

|   | 1       | 2       | 3       | 4       | 5       | 6       |
|---|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| Magnesiumlinien<br>$\lambda_{Mg}$ in nm | 516,732 | 457,109 | 517,268 | 518,360 | 383,230 | 383,829 |
| Siliziumlinien<br>$\lambda_{Si}$ in nm  | 302,000 | 297,035 | 298,764 | 288,157 | 251,611 | 252,411 |

Anhand des berechneten Anregungsgrads kann abgeschätzt werden, welche Legierungselemente beim Laserstrahlschweißen mit Hilfe der In-situ-Legierungsbestimmung überwacht werden können. Am Beispiel von Magnesium und Silizium zeigt sich, dass Magnesium beim Schweißen detektiert werden kann, Silizium dagegen nicht. Elementlinien von Silizium konnten in keinem der durchgeführten Versuche detektiert werden. Ein Anregungsgrad von  $x_{AN} < 0,05\%$  ist für eine In-situ-Legierungsbestimmung mit dem Spektrometer AvaSpec 2048-USB2 nicht ausreichend.

### 3.2.4 Charakterisierung des angeregten Metaldampfs

Anhand der in den Abschnitten 3.2.3.1 (S. 46) und 3.2.3.2 (S. 52) beschriebenen Arbeiten lassen sich folgende Aussagen treffen, die eine genauere Beschreibung erlauben:

- Nach TENDERO (2005) werden verschiedene Plasmaarten anhand der Elektronendichte und der Elektronentemperatur unterschieden. Da bei den hier betrachteten Schweißprozessen die Elektronendichte bei  $N_e \approx 1 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-3}$  und die Temperatur  $T_e$  zwischen 6000 K und 11000 K ist, befindet sich der angeregte Metaldampf im unteren, rechten Bereich der Glimmentladung. Eine Glimmentladung ist ein *Niedertemperaturplasma*, welches sich nicht im LTG befindet. Der angeregte Metaldampf beim Schweißen mit Festkörper- und Diodenlasern lässt sich dem Niedertemperaturplasma zuordnen. Somit ist die eindeutige Zuweisung des angeregten Metaldampfs zu einer Plasmaart möglich.

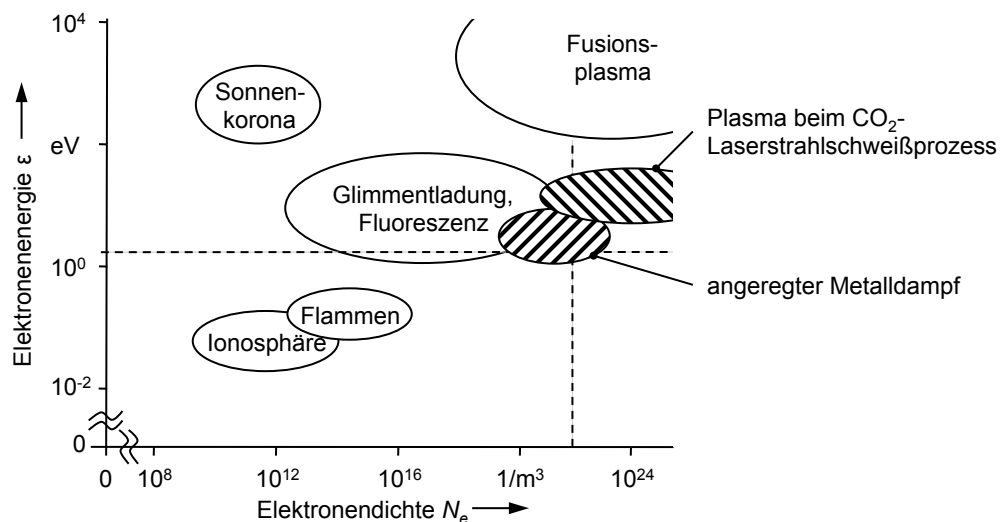


Abbildung 40: Klassifikation der Plasmaarten in Anlehnung an TENDERO (2005)

- Wie in Abschnitt 3.2.2.2 (S. 34) bereits aufgegriffen, wird beim Laserstrahlschweißen bisher von einem Plasma gesprochen, wenn im Spektrum Übergänge von angeregten Ionen zu sehen sind. Dies ist nur möglich, wenn durch Stöße nicht nur Atome, sondern auch Ionen angeregt werden. Jedoch bedeutet das nicht, dass bei Abwesenheit von Elementlinien von Ionen im Spektrum im Metaldampf keine Ionen vorhanden sind. Es zeigt lediglich, dass diese nicht angeregt werden können. Durch die Zuordnung des angeregten Metaldampfs zu den Niedertemperaturplasmen ist davon auszugehen, dass keine angeregten Ionen im Metaldampf vorhanden sind.

### 3.3 Prozessstrahlungsbereiche beim Lasertiefschweißprozess

#### 3.3.1 Prozessstrahlung aus der Metaldampfwolke

Der Wärmeleitungsschweißprozess besitzt gegenüber dem Tiefschweißprozess keine Dampfkapillare und die Materialverdampfung im Prozess ist um ein Vielfaches geringer (HUEGEL & DAUSINGER 2004). Der Wärmeleitungsschweißprozess eignet sich weniger für die In-situ-Legierungsbestimmung, da die verdampfte Materialmenge über die Anzahl an angeregten Atomen und die emittierte charakteristische Strahlung einen entscheidenden Einfluss auf die detektierbaren Elementlinienintensitäten hat. Für die In-situ-Legierungsbestimmung ist es von Bedeutung, den Prozessbereich mit intensiver Prozessstrahlung in der Wechselwirkungszone zu bestimmen, da dieser die Funktion maßgeblich bestimmt. Die Abgrenzung des Tiefschweißprozesses vom Wärmeleitungsschweißprozess wird bisher an folgenden Faktoren getroffen: der Größe des Nahtaspektverhältnisses, der eingebrachten Streckenenergie, der Ausbildung einer Dampfkapillare und der Entwicklung eines Schweißgeräusches (RUB 2006, HUEGEL & GRAF 2009). Diese Faktoren und Merkmale ermöglichen die Differenzierung des Tiefschweißprozesses, jedoch geben sie keine Auskunft über die emittierte Prozessstrahlung. Für die Korrelation zwischen dem Tiefschweißprozess und der Prozessstrahlung eignet sich das Nahtaspektverhältnis (Gleichung 37). Das Nahtaspektverhältnis  $x_{AV}$  ist definiert als das Verhältnis aus Nahttiefe  $h_{SN}$  und Nahtbreite  $b_{SN}$  (KLOCKE & KOENIG 2007, DIN 32532 2009). Die Tiefe der Dampfkapillare entspricht hierbei in etwa der Einschweiß- und der späteren Nahttiefe. Für das Nahtaspektverhältnis gilt:

$$x_{AV} = \frac{h_{SN}}{b_{SN}} \quad (37)$$

Bei einem erzielten Nahtaspektverhältnis von  $x_{AV} \leq 1$  kann eine Wärmeleitungsschweißnaht und bei  $x_{AV} > 1$  eine Tiefschweißnaht angenommen werden. Dies ist also ein Indikator für die Ausbildung einer Dampfkapillare im zugehörigen Schweißprozess.

Mit Hilfe des in Anlehnung an BEYER (1985) und RUB (2006) eingeführten Diagramms kann der Zusammenhang zwischen der Einschweißtiefe und der eingebrachten Laserleistung  $P_L$  über den Strahlparameterquotienten (SPQ)  $S_{86}$  (Gleichung 38) dargestellt werden. Für den SPQ gilt:

$$S_{86} = \frac{P_L}{d_{86}} \quad (38)$$

Das Diagramm wird im Rahmen dieser Arbeit SPQ-Diagramm genannt. Der SPQ ist definiert als die Laserleistung bezogen auf den Brennfleckdurchmesser  $d_{86}$  des Laserstrahls, in dem 86 % der Gesamtlaserleistung enthalten sind. Er hat gegenüber der oft



verwendeten mittleren Leistungsdichte in Gleichung (39) den Vorteil, dass er für experimentelle Arbeiten besser geeignet ist, da hierfür keine Berechnung der Brennfleckfläche notwendig ist. Die Parameter Laserleistung und Brennfleckdurchmesser sind Standardgrößen bei der Charakterisierung, die einfach zu ermitteln sind. Es gilt:

$$I_{86} = \frac{P_L}{A_{86}} \quad (39)$$

Im Folgenden wird für die Eingrenzung des Funktionsbereichs der In-situ-Legierungsbestimmung ein erweitertes SPQ-Diagramm erarbeitet, indem die Prozessstrahlung einem Nahtaspektverhältnis und dem dazugehörigen SPQ zugeordnet wird. Anhand dieses Diagramms lässt sich der Bereich identifizieren, in dem die In-situ-Legierungsbestimmung beim Tiefschweißprozess aufgrund einer ausreichenden Materialverdampfung und Prozessstrahlung sinnvoll ist. In Abbildung 41 ist der dafür verwendete Versuchsaufbau skizziert. Der Aufbau ist angelehnt an den von ZHANG (2005).

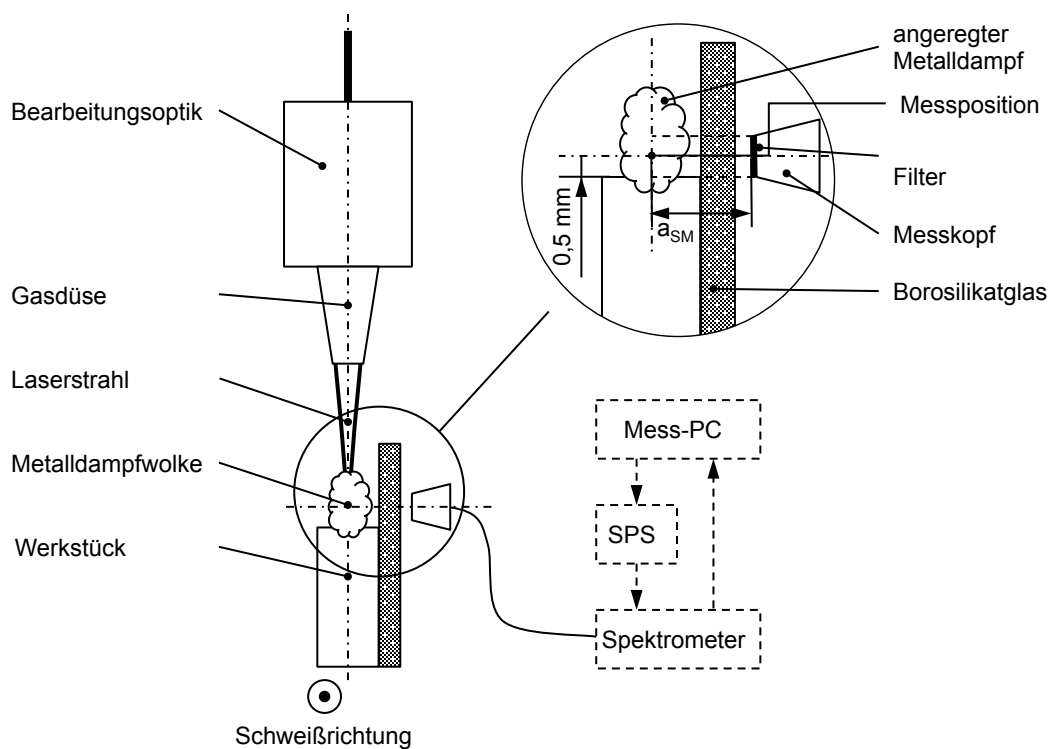


Abbildung 41: Versuchsaufbau zur Ermittlung des Metalldampfspektrums mit Hilfe des Spektrometers AvaSpec-2048-USB2.0 (in Anlehnung an ZHANG (2005))

Mit dem Laser wurden dabei Einschweißversuche unternommen. Das Metalldampfspektrum wurde senkrecht zur Lasereinstrahlachse aufgezeichnet, da dadurch die kontinuierliche Wärmestrahlung aus dem Schmelzbad und dem erhitzten Material kaum einen störenden Einfluss hat. Mit dieser Anordnung ist es möglich ausschließlich die charakteristische Linienstrahlung aus der angeregten Metalldampfwolke zu erfassen.

Der Messkopf des Spektrometers zur Ermittlung des Metaldampfspektrums befand sich hinter einer Borosilikatglasplatte. Die Aufzeichnung erfolgte durch das Borosilikatglas, um die Ergebnisse mit den folgenden Experimenten besser vergleichen zu können. Aufgrund der hohen Linienintensitäten wurde ein Neutraldichtefilter eingesetzt, der die Intensität im betrachteten Wellenlängenbereich ( $\lambda = 340 \text{ nm}$  bis  $\lambda = 750 \text{ nm}$ ) reduzierte. Der Neutraldichtefilter der Firma Asahi Spectra USA Inc. hat einen Transmissionskoeffizienten von  $x_T = 3 \%$ . Dieser war bei der Kalibrierung berücksichtigt. Neben dem Metaldampfspektrum wurde auch das Nahtergebnis mit Hilfe von Querschliffen analysiert. Dabei wurde im Querschliff die Nahttiefe und die Nahtbreite vermessen. Um eine allgemeingültigere Aussage treffen zu können, wurde sowohl die Aluminiumlegierung EN-AW6060 als auch der Stahl X5CrNi18-10 verwendet. Bei den Lasern handelte es sich um einen Faser- und einen Hochleistungsdiodenlaser, deren Spezifikationen dem Anhang zu entnehmen sind. In Tabelle 10 sind die Schweißparameter und die Spektrometereinstellungen zu finden.

Tabelle 10: Schweißparameter für die Prozessstrahlungsaufzeichnungen

| Laserquelle                        | Material    | $a_{SM}$ in mm | $v_S$ in m/min | $P_L$ in kW | $d_{86}$ in $\mu\text{m}$ |
|------------------------------------|-------------|----------------|----------------|-------------|---------------------------|
| 6-kW-Diodenlaser<br>Laserline GmbH | EN AW-6060  | 62             | 3,5            | 600 - 6000  | 964                       |
| 6-kW-Diodenlaser<br>Laserline GmbH | X5CrNi18-10 | 62             | 3,5            | 600 - 6000  | 964                       |
| 8-kW-Faserlaser<br>IPG Laser GmbH  | EN AW-6060  | 113            | 3,5            | 1000 - 6000 | 580                       |
| 8-kW-Faserlaser<br>IPG Laser GmbH  | X5CrNi18-10 | 113            | 3,5            | 1000 - 6000 | 580                       |

Nach RUB (2006) wird der Übergang vom Wärmeleitungsschweißprozess in den Tiefschweißprozess wesentlich durch die Materialeigenschaften Verdampfungstemperatur, Wärmeleitfähigkeit und Absorptionsgrad für die Laserwellenlänge bestimmt. Die Sprunghöhe im Nahtaspektverhältnis wird ebenfalls von den Materialeigenschaften festgelegt, so dass für Aluminiumlegierungen aufgrund des geringen Absorptionsgrads ( $A < 5 \%$  bei  $\lambda_L = 1064 \text{ nm}$ ) und der hohen Wärmeleitfähigkeit im Vergleich zu Stahlwerkstoffen mit einem ausgeprägten Sprung zu rechnen ist. Für die durch RUB (2006) geschweißte Aluminiumlegierung (EN AW-6082) ist der Sprung unter Verwendung eines Scheibenlasers bei  $S_{86} \approx 4,8 \text{ kW/mm}$ . In Abbildung 42a ist der Sprung vom Wärmeleitungsschweißen zum Tiefschweißen für die Legierung EN AW-6060 zum einen für den Faserlaserprozess und zum anderen für den Diodenlaserprozess zu sehen. Der Sprung beim Faserlaserprozess liegt bei  $S_{86} \approx 5 \text{ kW/mm}$  und stimmt mit dem Ergebnis von RUB (2006) überein. Die geringe Abweichung kann sowohl an den leicht verschiedenen Zusammensetzungen der verwendeten Legierungen als auch an den Laserquellen

liegen. Beim Diodenlaserschweißprozess liegt der SPQ bei  $S_{86} \approx 5,8 \text{ kW/mm}$ . Das bedeutet, dass aufgrund der schlechteren Strahlqualität des Diodenlasers mehr Leistung pro 1 mm Brennfleckdurchmesser notwendig ist als bei einem Faserlaserprozess, um in den Tiefschweißprozess zu gelangen. Es zeigt sich jedoch auch, dass ein Tiefschweißprozess mit einem Diodenlaser realisierbar ist, was RUB (2006) in seiner Arbeit anzweifelt.

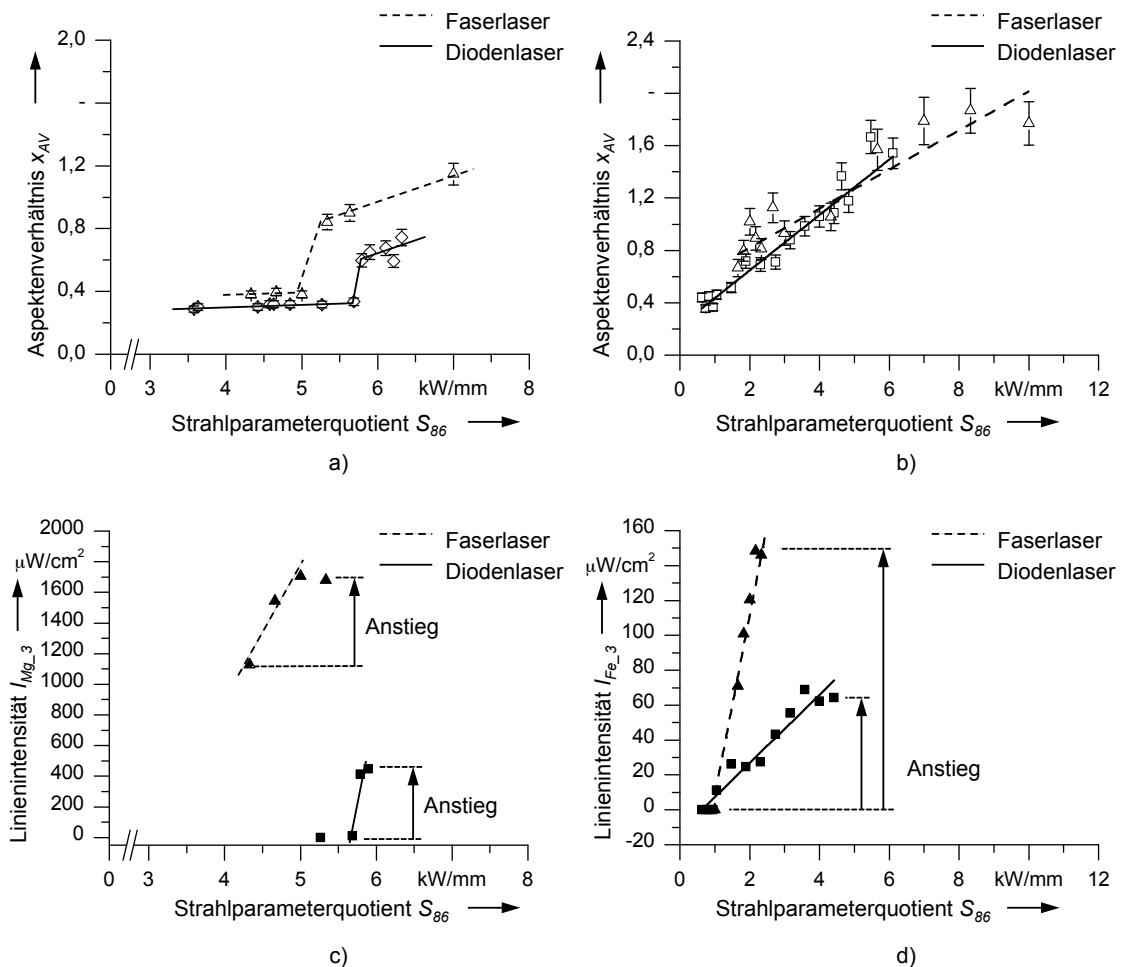


Abbildung 42: a) Sprünge im Aspektverhältnis bei EN AW-6060 für den Faser- und Diodenlaserprozess; b) kontinuierlicher Anstieg des Aspektverhältnisses beim Schweißprozess an X5CrNi18-10; c) sprungartiger Übergang in der Linienintensität; d) stetiger Anstieg in der Linienintensität

Um Aussagen über die emittierte Strahlung aus dem Metalldampf treffen zu können, wurde bei den geänderten Leistungseinstellungen das Metalldampfspektrum aufgezeichnet. In Abbildung 42c sind beispielhaft für das ganze Spektrum die Änderungen der Magnesiumlinie bei  $\lambda_{Mg_6} = 518,360 \text{ nm}$  über den Strahlparameterquotienten zu sehen. Für den Diodenlaserschweißprozess an EN AW-6060 ist vor dem Sprung die Linienintensität  $I_{Mg_6} \approx 0 \mu\text{W/cm}^2$  und danach  $I_{Mg_6} \approx 500 \mu\text{W/cm}^2$ . Hier ist ein eindeu-

tiger sprunghafter Übergang vom Wärmeleitungsschweißen zum Tiefschweißen anhand des Metalldampfspektrums detektierbar. Dieses Verhalten spiegelt den sprunghaften Anstieg in der Materialverdampfung wider, welche die Ursache für die Ausbildung einer Dampfkapillare ist. Demgegenüber ist beim Faserlaserschweißprozess der Übergang nicht sprunghaft, sondern stetig, und es existiert bereits ein Metalldampfspektrum im Wärmeleitungsschweißprozess. Dies ist an dem Ausgangsintensitätsniveau der Magnesiumlinie von  $I_{Mg_6} \approx 1100 \mu\text{W}/\text{cm}^2$  zu erkennen. Der Übergang zum Tiefschweißprozess zeigt sich im Metalldampfspektrum lediglich durch einen starken Anstieg in der Intensität auf  $I_{Mg_6} \approx 1700 \mu\text{W}/\text{cm}^2$ .

Beim Schweißen von Stählen beschreibt bereits RUB (2006), dass es zu keinem sprunghaften Anstieg im Nahtaspektverhältnis kommt. Dies erschwert die Bestimmung der Schwelle, die den Wärmeleitungsschweißprozess eindeutig vom Tiefschweißprozess abgrenzt. Nach der Modellierung von BECK (1996) ist der stetige Übergang in der geringen Wärmeleitfähigkeit der Stähle zu sehen. In Übereinstimmung mit den Arbeiten von RUB (2006) wird deshalb auch in dieser Arbeit angenommen, dass der Übergangsbereich beim Faserlaserschweißprozess für  $S_{86}$  von 1,4 kW/mm bis 2,0 kW/mm reicht. Beim Diodenlaserschweißprozess wird ein Tiefschweißprozess bei  $S_{86} > 2,0$  kW/mm angenommen. Analog zum Aspektverhältnis verhalten sich auch die Linienintensitäten in den Metalldampfspektren. Hierfür wird das Verhalten der Eisenlinie bei  $\lambda_{Fe_3} = 531,402$  nm bei einer Änderung des Strahlparameterquotienten betrachtet. Bis zu einem SPQ von  $S_{86} \approx 1,0$  kW/mm ist kein Metalldampfspektrum bei beiden Schweißprozessen zu erfassen. Ab diesem Wert steigt die Linienintensität der Eisenlinie linear auch über den Übergangsbereich hinaus an. Das heißt auch, dass es zu keinem abrupten Anstieg in der Materialverdampfung kommt, sondern zu einem stetigen Anwachsen der Verdampfung.

Bei Betrachtung der Schweißprozesse an Aluminium und Stahl fällt zudem auf, dass das Metalldampfspektrum, repräsentiert durch die Elementlinien  $\lambda_{Mg_6} = 518,360$  nm und  $\lambda_{Fe_3} = 531,402$  nm, beim Faserlaser ein wesentlich höheres Niveau erreicht und schneller ansteigt als beim Diodenlaserschweißprozess.

Für die In-situ-Legierungsbestimmung ergibt sich aus den Ergebnissen, dass sich sowohl für einen Festkörperlaserprozess als auch für einen Diodenlaserschweißprozess ein Metalldampfspektrum ergibt. Bei beiden Werkstoffgruppen (Aluminium und Stahl) ist darauf zu achten, dass es sich um einen Tiefschweißprozess handelt, da hierbei die Linienintensitäten am stärksten ausgeprägt sind. Eine starke Linienintensität erleichtert die eindeutige Unterscheidung und den Nachweis von Elementen im Metalldampfspektrum.

### 3.3.2 Strahlungsaktiver Bereich der Dampfkapillare

Durch die Aufzeichnung der Prozessstrahlung bei der In-situ-Legierungsbestimmung nahezu koaxial zur Achse des Bearbeitungslasers werden Prozessstrahlungsanteile aus verschiedenen Bereichen der Wechselwirkungszone erfasst. Bei den Elementlinien handelt es sich demnach um eine Summe aus Informationen aus der Gesamtheit des emittierenden Dampfvolmens. Für eine Auswertung der beim Schweißen entstehenden Prozessstrahlung ist es deshalb notwendig, die Entstehungsorte zu identifizieren. Hierbei kann sich die angeregte Metaldampf Wolke sowohl außerhalb der Dampfkapillare als auch im Inneren der Dampfkapillare befinden (Abbildung 43). Die differenzierte Betrachtung ist aufgrund der Temperaturverhältnisse innerhalb und außerhalb der Kapillare und der damit verbundenen Anregungsgrade sinnvoll. Der aktive Bereich kennzeichnet den Bereich, aus dem eine Prozessstrahlung inklusive der charakteristischen Linienstrahlung emittiert wird.

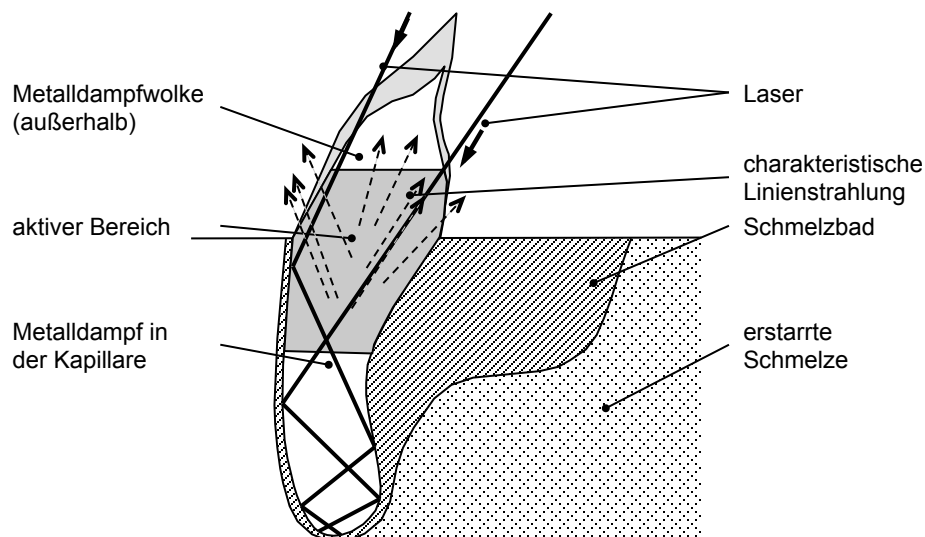


Abbildung 43: Aktiver Bereich im Querschnitt des Lasertiefschweißprozesses, der die charakteristische Linienstrahlung emittiert

Der Versuchsaufbau (Abbildung 44) ermöglicht das Aufzeichnen des Strahlungsverhaltens entlang der z-Achse der Dampfkapillare. Hierzu wurde zwischen dem Werkstück und einer Borosilikatglasscheibe geschweißt. Der Brennfleck des Laserstrahls wurde mittig positioniert und lag auf der Oberfläche des metallischen Werkstückes ( $z_{DK} = 0$  mm).

Durch die Glasscheibe, welche im betrachteten Wellenlängenbereich einen konstanten Transmissionsgrad von  $T_{TG} = 92\%$  hat, konnte mit Hilfe des Spektrometers die Prozessstrahlung aufgezeichnet werden. Die Zusammensetzung der Borosilikatglasscheibe

ist in Tabelle 11 angegeben. Die Eigenschaften der Glasscheibe sind in dem Datenblatt des Herstellers zu finden (GVB 2011).

Tabelle 11: Zusammensetzung des Borosilikatglases nach Datenblatt

|                      | SiO <sub>2</sub> | B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | Na <sub>2</sub> O +K <sub>2</sub> O |
|----------------------|------------------|-------------------------------|--------------------------------|-------------------------------------|
| x <sub>BG</sub> in % | 80,4             | 13,0                          | 2,4                            | 4,2                                 |

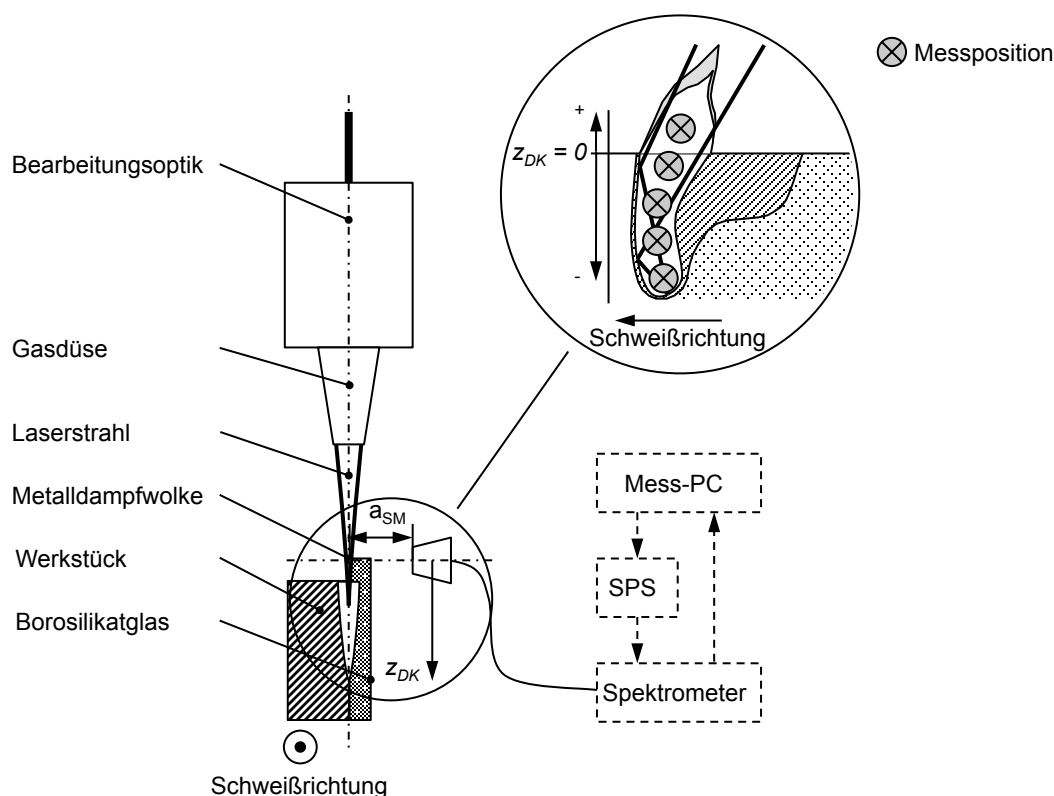


Abbildung 44: Versuchsaufbau zur Ermittlung des aktiven Bereichs mit Hilfe des Spektrometers AvaSpec-2048-USB2.0

Das Ergebnis erlaubt einen Einblick in den Verlauf der Anregung verschiedener Elemente im Materialdampf entlang der z-Achse. In Anlehnung an Abschnitt 3.2.3.1 (S. 46) hängt die Anregung direkt mit der Anregungs- und Elektronentemperatur zusammen. Aus dem Verlauf der Elementlinienintensitäten lässt sich der Bereich in der Wechselwirkungszone bestimmen, in dem die notwendigen Temperaturen für eine Anregung vorherrschen. Die Metalldampf-atome im aktiven Bereich der Wechselwirkungszone entsprechen den emittierenden Elementen, die das charakteristische Linienspektrum in der aufgezeichneten Prozessstrahlung erzeugen. Die Spektralanalyse erlaubt

anhand der Ergebnisse rein qualitative Aussagen über die Lage des aktiven Bereiches. Durch das Schweißen zwischen der Glasscheibe und dem Werkstück kann davon ausgegangen werden, dass sich das Ergebnis von einem Schweißprozess nur im metallischen Werkstück unterscheidet. Die Glasscheibe wurde während des Schweißprozesses zum Teil aufgeschmolzen. Es kam jedoch zu keinem vermischten Schmelzbad. Die für die Versuche eingesetzten Laserstrahlquellen und Proben sind gleich denen in Abschnitt 3.2.3.1 (S. 46). Der Vorschub und die Positionierung erfolgten durch eine Linearachse, auf der sich die Werkstücke befanden. Dadurch wurde die exakte Positionierung von Schweißort, Laserstrahl und Messstelle gewährleistet. Pro Schweißung wurde an jeweils einer Position gemessen. Die erste Messung lag oberhalb der Dampfkapillare in der sog. Metaldampf Wolke. Die weiteren Messungen erfolgten entlang der Dampfkapillare. Jedes Metaldampfspektrum entspricht einer separaten Position und einem Werkstück. Die verwendeten Versuchsparameter sind in Tabelle 12 gelistet.

Tabelle 12: Parameter für die Prozessstrahlungsaufzeichnungen

| Laserquelle                        | Material    | $a_{SM}$ in mm | $v_S$ in m/min | $P_L$ in kW | $z_{DK}$ in mm |
|------------------------------------|-------------|----------------|----------------|-------------|----------------|
| 6-kW-Diodenlaser<br>Laserline GmbH | EN AW-6060  | 62             | 3,5            | 6000        | +0,5 bis -6,0  |
| 6-kW-Diodenlaser<br>Laserline GmbH | X5CrNi18-10 | 62             | 3,5            | 6000        | +0,5 bis -6,0  |
| 8-kW-Faserlaser<br>IPG Laser GmbH  | EN AW-6060  | 113            | 3,5            | 6000        | +0,5 bis -6,5  |
| 8-kW-Faserlaser<br>IPG Laser GmbH  | X5CrNi18-10 | 113            | 3,5            | 6000        | +0,5 bis -6,5  |

In Abbildung 45 sind die Metaldampfspektren entlang der Dampfkapillare beim Schweißen von EN AW-6060 aufgetragen. Die Messpositionen wurden in Schritten von  $\Delta z_{DK} = -0,5$  mm variiert, wobei oberhalb der Dampfkapillare in der Metaldampfwolke begonnen wurde. Die Größe  $z_{DK}$  entspricht dabei der  $z$ -Position des Mittelpunkts der Messstelle. Aus Gründen der Lesbarkeit ist das Metaldampfspektrum in drei separate Abbildungen aufgeteilt. Außerhalb der Dampfkapillare ( $z_{DK} = 0,5$  mm) ist es in Abbildung 45a dargestellt. Die Ergebnisse zeigen deutlich, dass es in einem Bereich von  $z_{DK} = 0,5$  mm bis  $z_{DK} = -2,0$  mm zu ausgeprägten Elementlinien kommt. Unterhalb von  $z_{DK} = -2,5$  mm sind im Metaldampfspektrum nur einzelne Elementlinien mit einer sehr geringen Intensität vorhanden (vgl. Abbildung 45c). Anhand des Auftretens von Elementlinien lässt sich ableiten, dass in diesem Bereich die freien Elektronen eine ausreichende kinetische Energie besitzen, um Metaldampf atome und damit Legierungselemente anzuregen.

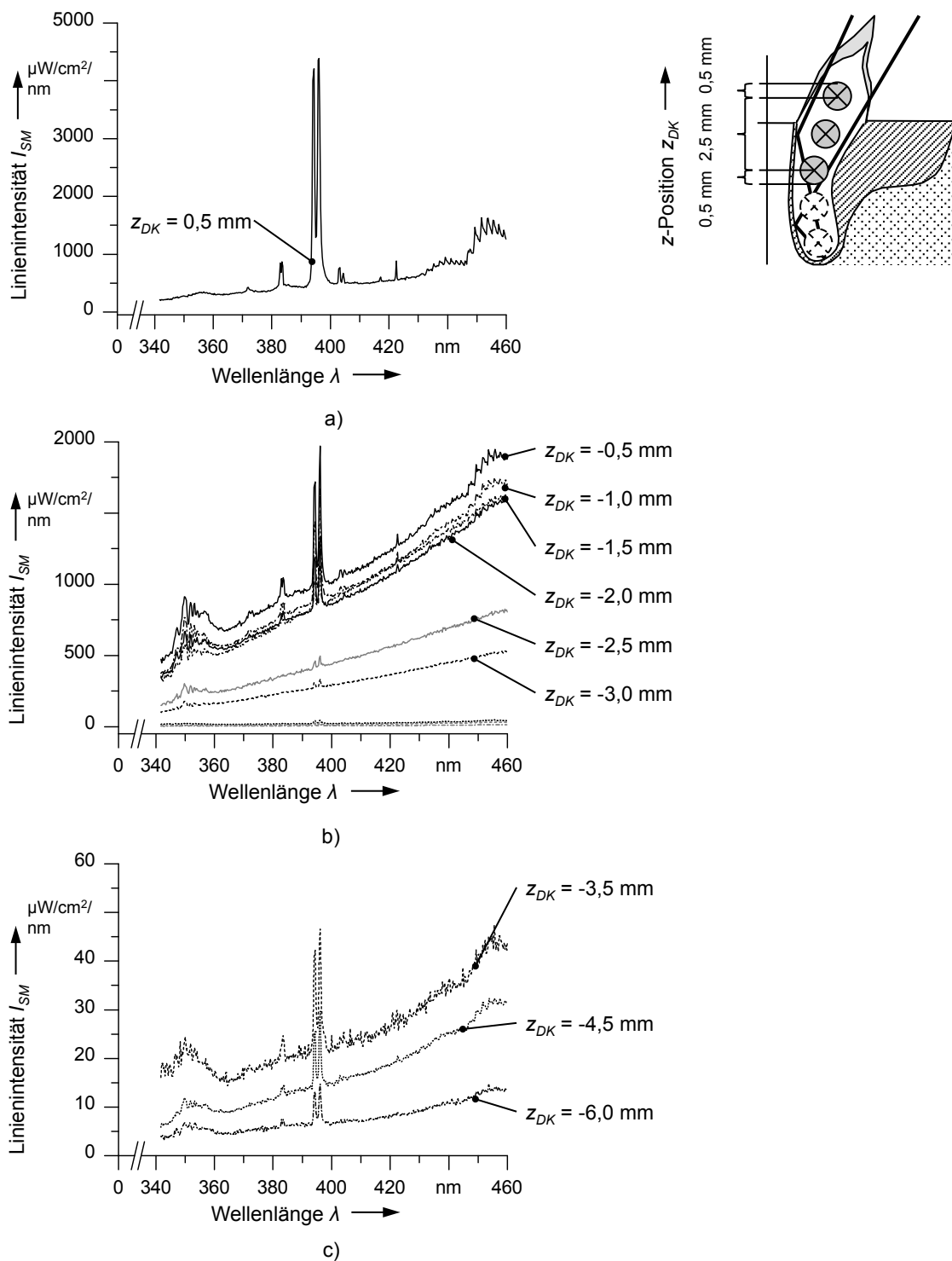
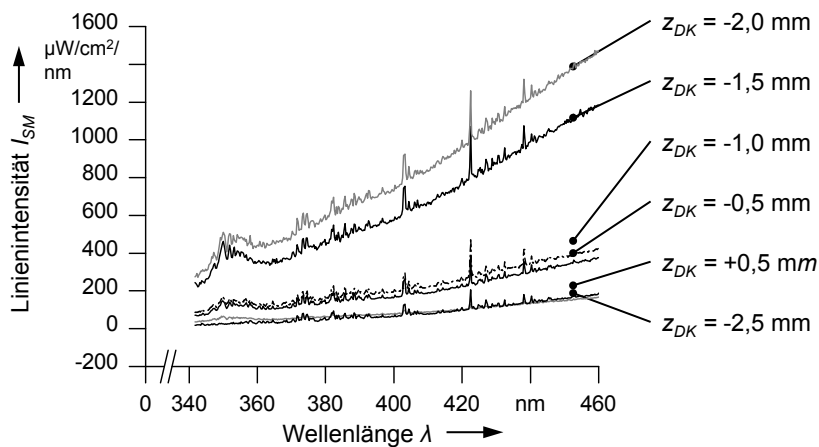


Abbildung 45: a) Metaldampfspektrum oberhalb der Kapillare; b) Metaldampfspektren innerhalb der Dampfkapillare; c) schwache Elementlinien im unteren Bereich der Dampfkapillare;

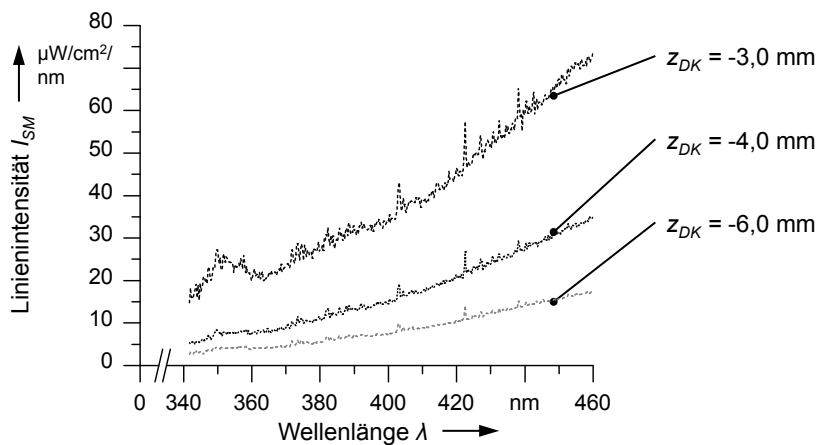
Da es sich um eine Aluminiumlegierung handelt, wurden vornehmlich die Aluminiumatome und Magnesiumatome angeregt. Der aktivste Bereich liegt beim Schweißen



von Aluminiumlegierungen mit einem Diodenlaser zwischen den Messpositionen  $z_{DK} = 0,5 \text{ mm}$  und  $z_{DK} = -2,0 \text{ mm}$ . An jeder Messposition wird die Strahlungsintensität in einem runden Messfleck gemessen. Da der beobachtete Messfleck einen Durchmesser von  $r_{SM} = 0,5 \text{ mm}$  hat, ergibt sich ein aktiver Bereich mit einer Länge von  $l_{AB} = 2,5 \text{ mm} + (2 \cdot 0,5 \text{ mm}) = 3,5 \text{ mm}$ . Ähnlich wie beim Schweißprozess von EN AW-6060 verhält es sich beim Schweißen von X5CrNi18-10 (Abbildung 46a). Im Gegensatz zur Schweißung der Aluminiumlegierung befindet sich hier das intensivste Metaldampfspektrum innerhalb der Dampfkapillare und nicht knapp oberhalb davon.



a)



b)

Abbildung 46: a) aktivster Bereich im Metaldampfspektrum; b) aufgezeichnete Elementlinien bei  $z_{DK} = -6,0 \text{ mm}$  bis  $z_{DK} = -3,0 \text{ mm}$  im Inneren der Dampfkapillare

Wie bereits bei dem Schweißprozess von Aluminium, kommt es auch bei der Schweißung von Stahl weit im Inneren der Dampfkapillare zu einer Elementanregung (Abbildung 46b). Diese ist jedoch sehr schwach gegenüber der bei  $z_{DK} > -2,5 \text{ mm}$ . Beim Schweißen des Edelstahls ist das intensivste Metaldampfspektrum bei einer Tiefe von

$z_{DK} = -2,0$  mm gegeben. Die Länge des aktiven Bereichs beim Tiefschweißprozess an X5CrNi18-10 ist anhand der Metalldampfspektren  $l_{AB} = 4,0$  mm ( $z_{DK} = 0,5$  mm bis  $z_{DK} = -2,5$  mm) und entspricht somit nahezu dem Wert beim Aluminiumschweißprozess. Auch hier wird der Radius der Messstelle mit berücksichtigt. Die Unabhängigkeit von der Laserquelle kann anhand der Schweißungen mit dem Faserlaser gezeigt werden. In Abbildung 47 sind die Ergebnisse für EN AW-6060 und X5CrNi18-10 zusammengefasst. Die Metalldampfspektren beim Schweißen der Aluminiumlegierungen waren zu intensiv für das verwendete Spektrometer und den eingebauten Filter. Bereits in größeren Tiefen innerhalb der Dampfkapillare kam es zu einer Übersättigung der Spektrometers (vgl. Abbildung 47a). Die Übersättigung einzelner Elementlinien ist an den abgeschnittenen Spitzen zu erkennen.

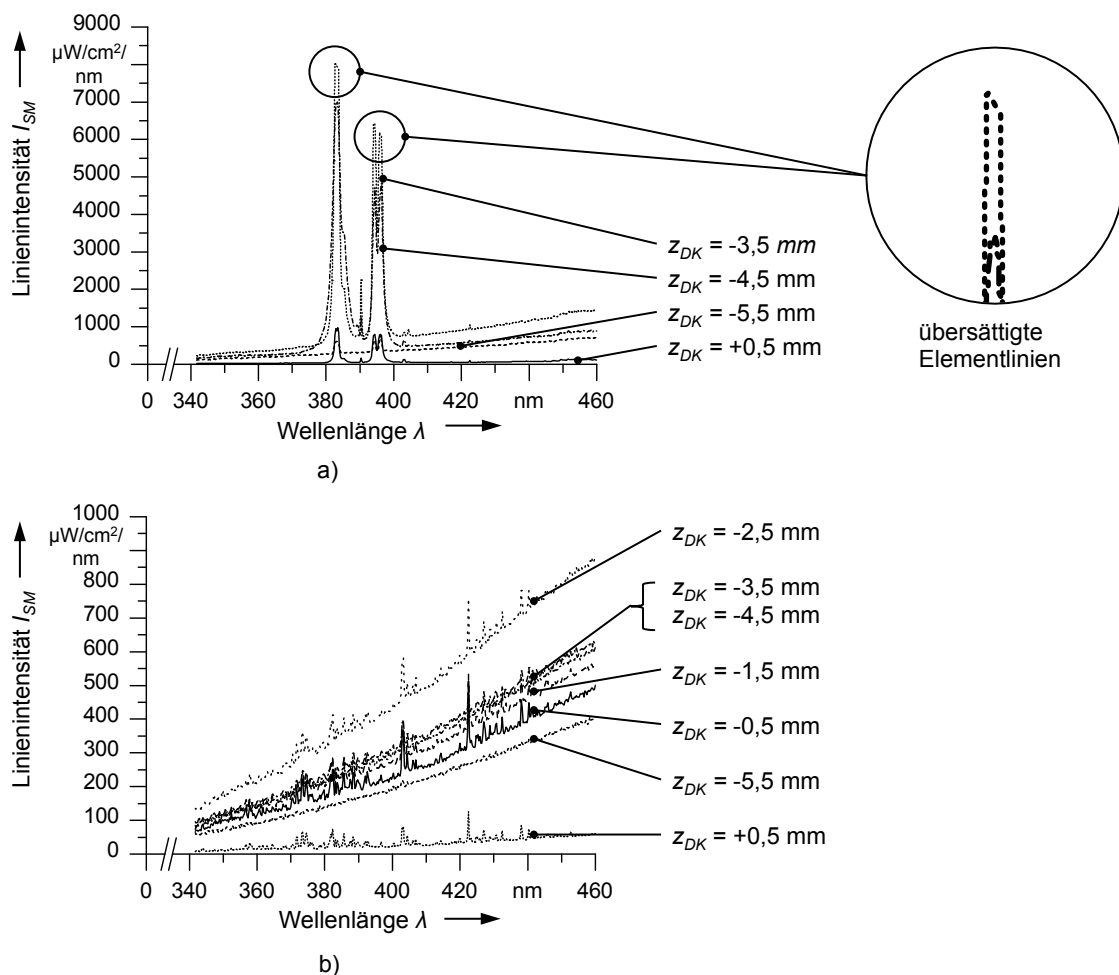


Abbildung 47: a) aufgezeichnete Metalldampfspektren für den Schweißprozess an EN AW-6060 und an b) X5CrNi18-10

Der aktivste Bereich der Kapillare und das intensivste Metalldampfspektrum liegen innerhalb der Dampfkapillare, jedoch kann dieses aufgrund der Übersättigung des De-

tektors nicht sinnvoll ermittelt werden. In der Metaldampf Wolke oberhalb der Dampfkapillare ist das Spektrum weniger intensiv ( $z_{DK} = 0,5$  mm). Für den Faserlaserschweißprozess kann somit die vollständige Länge der Dampfkapillare und die Metaldampfwolke als aktiver Bereich bezeichnet werden. Dies verdeutlichen auch die Ergebnisse beim Schweißen von X5CrNi18-10 (Abbildung 47b). Auch hier treten intensive Metaldampfspektren bis in eine Tiefe von  $z_{DK} = -4,5$  mm auf. Die Position der intensivsten Strahlung variiert mit dem Laserprozess und dem Material. Dies kann unter anderem durch die Brennpunktposition verursacht werden. Die Rayleigh-Länge  $z_{RL}$  eines Laserstrahls ist die Distanz entlang der optischen Achse von der Strahltaile bis zu dem Strahldurchmesser, bei dem sich die Querschnittsfläche des Laserstrahls verdoppelt hat. Es ist anzunehmen, dass innerhalb des Abstandes ein Lasertiefschweißprozess möglich ist. Bei dem hier verwendeten Diodenlaser ist  $z_{RL} = 4,25$  mm und beim Faserlaser ist  $z_{RL} = 13,20$  mm. Die Abweichungen in den  $z_{DK}$ -Maßen im Inneren der Dampfkapillare mit der intensivsten Prozessstrahlung können somit in den verschiedenen Brennebenen der Strahlung begründet sein. In dem beschriebenen Fall würde dies bedeuten, dass der Brennfleck im Werkstück positioniert war und nicht auf dessen Oberfläche.

Die mit Hilfe der In-situ-Legierungsbestimmung zu ermittelnden Anteile von Legierungselementen basieren auf der unter dem Winkel  $\delta_{la} = 36,5^\circ$  erfassten Prozessstrahlung und den darin enthaltenen Elementlinien (vgl. Abbildung 32, S. 49). Der beobachtete Prozessstrahlungsbereich unterscheidet sich demnach von den hier betrachteten Bereichen in der Art, dass sowohl Strahlungsanteile aus der Metaldampfwolke als auch aus der Dampfkapillare erfasst werden.

Um Aussagen über den bestimmten Elementanteil zu erhalten, muss gelten, dass die Intensitäten der Elementlinien mit  $z_{DK}$  gleichmäßig anwachsen oder abfallen. Dies konnte durch die Verhältnisbildung einer Aluminiumlinie bei  $\lambda_{Al_1} = 396,152$  nm und einer Magnesiumlinie bei  $\lambda_{Mg_2} = 383,230$  nm bei verschiedenen  $z_{DK}$ -Werten gezeigt werden. Durch die Verhältnisbildung können Störeffekte aus dem Prozess auf die Intensitätswerte vermieden werden. Die in Tabelle 13 dargestellten Verhältniswerte  $x_{MgAl}$  basieren auf den erfassten Metaldampfspektren von EN AW-6060 (vgl. Abbildung 45). Das Verhältnis ist mit  $x_{MgAl} = 0,13 \pm 0,01$  nahezu konstant über der Messposition  $z_{DK}$ . Die Gehaltsbestimmung basierend auf den charakteristischen Elementlinien ist damit unabhängig von der Messposition und dem Messwinkel. Dies gilt jedoch nur, wenn für jede Messposition eine Kalibrierung der Intensitätswerte mit den Elementanteilen der Legierungszusammensetzung erfolgt ist. Mit Hilfe von Kennlinien kann eine solche Kalibrierung ermöglicht werden (vgl. Abschnitt 4.3.3, S. 90). Für verschiedene Legierungen muss jeweils eine Kennlinie für die möglichen Anteilsschwankungen erstellt werden. Das Ergebnis zeigt, dass die Verhältnisse aus den Elementlinienintensitäten unabhängig von der Tiefe die Anteile der Legierungselemente im Grundmaterial widerspiegeln.

Tabelle 13: Intensitäts- und Verhältniswerte der Linienintensitäten zweier Elemente bei unterschiedlichen Messpositionen in der Dampfkapillare

| Position $z_{DK}$ in mm | Intensität $I_{kont}$ in $\mu\text{W}/\text{cm}^2$ für $\lambda_{Mg_2}$ | Intensität $I_{Mg_2}$ in $\mu\text{W}/\text{cm}^2$ | Intensität $I_{kont}$ in $\mu\text{W}/\text{cm}^2$ für $\lambda_{Al_2}$ | Intensität $I_{Al_2}$ in $\mu\text{W}/\text{cm}^2$ | Verhältnis $x_{MgAl}$ |
|-------------------------|---|--|---|--|-----------------------|
| +0,5                    | 427,39  | 443,56   | 488,59  | 3898,46  | 0,12                  |
| -0,5                    | 903,09  | 141,38   | 1006,50   | 965,29   | 0,15                  |
| -1,0                    | 778,05  | 99,60  | 903,91  | 764,05   | 0,13                  |
| -1,5                    | 745,14  | 65,39  | 832,02  | 502,08   | 0,13                  |
| -2,0                    | 713,63  | 37,86  | 857,98  | 268,25   | 0,14                  |

Mit größer werdenden  $z_{DK}$ -Werten steigen die Intensitäten der Aluminiumlinie und der Magnesiumlinie. Dies spricht für mehr angeregte Atome nahe der Dampfkapillaröffnung und die gleichmäßige Verdampfung sowie Anregung von Aluminium- und Magnesiumatomen.

### 3.4 Zwischenfazit

Beim Laserstrahlschweißen mit Dioden- und Faserlasern kommt es zu einem Niedertemperaturplasma. Dies wurde durch die experimentelle Bestimmung der Anregungstemperaturen und der Modellierung der möglichen kinetischen Energien der freien Elektronen nachgewiesen. Das existierende Plasma und die auftretenden Elementlinien ergeben die Grundlage für die In-situ-Legierungsbestimmung. Im Übergangsbereich zum Tiefschweißen bildet sich ein angeregter Metaldampf aus und es sind Elementlinien erfassbar. Die In-situ-Legierungsbestimmung kann somit grundsätzlich ab dem Überschreiten der Schwelle zwischen dem Wärmeleitungsschweiß- und dem Tiefschweißprozess als Prozessüberwachungsmethode eingesetzt werden. Wird das Strahlungsverhalten inner- und außerhalb der Dampfkapillare betrachtet, so zeigt sich, dass sich das Verhältnis der Elementlinienintensitäten zueinander konstant verhält und unabhängig von der Messposition ist. Für die In-situ-Legierungsbestimmung bedeutet dies, dass unabhängig von der Messposition Aussagen über die Zusammensetzung des Schmelzbads getroffen werden können. Die emittierte Prozessstrahlung aus dem Plasma erlaubt die qualitative und quantitative Analyse des Metaldampfs durch die Auswertung der Elementlinien (vgl. Kapitel 4). Der Nachweis der Zugehörigkeit zu einer Plasmaart vereinfacht es im weiteren Verlauf der Arbeit, die bekannten Methoden aus der LIPS für die In-situ-Legierungsbestimmung zu verwenden.

## **4 Qualifizierung der Metaldampfspektren zur In-situ-Legierungsbestimmung**

### **4.1 Allgemeines**

Die Überwachung der Schmelzbadzusammensetzung ist ein potentiell geeignetes Vorgehen, um Aussagen über das Auftreten chemisch bedingter metallurgischer Fehler zu treffen. Im vorausgegangen Kapitel wurden hierfür die physikalischen und prozesseigenen Voraussetzungen geschaffen. Die Legierungselemente, welche im Werkstoff enthalten sind und im Schweißprozess verdampfen, werden zur charakteristischen Strahlung im Metaldampf angeregt und wirken sich im Metaldampfspektrum in Form von Elementlinien aus. In Kapitel 3 wurde hergeleitet, dass es sich beim angeregten Metaldampf um ein Niedertemperaturplasma handelt. Mit Hilfe dieses Ergebnisses wird im Folgenden die Bestimmung der qualitativen Zusammensetzungen der Werkstoffe EN AW-6060 und X5CrNi18-10 anhand des Metaldampfspektrums beschrieben. Hierfür kommen gängige Methoden aus der LIPS zum Einsatz. Eine erfolgreiche qualitative Bestimmung der Legierungselemente ist die Voraussetzung für eine spätere Gehaltsbestimmung anhand der Intensitäten im Metaldampfspektrum. Dazu werden geeignete Elementlinien am Beispiel von EN AW-6060 identifiziert und charakterisiert.

### **4.2 Qualitative In-situ-Analyse**

#### **4.2.1 Identifizierung der Legierungselemente**

Die Identifizierung der Bestandteile eines Materials wird auch als qualitative Analyse bezeichnet. Diese bietet bereits oft ausreichende Informationen für die Interpretation von werkstoffwissenschaftlichen Problemen. Zum einen kann über die qualitative Analyse bestimmt werden, ob ein spezielles Element in einer Probe existiert. Zum anderen ist diese Form der Analyse hilfreich, sobald zwei Materialzustände verglichen werden sollen, wie z. B. bei einer Verwechslungsprüfung. Sie kann auch dazu dienen, einen unbekanntem Werkstoff grob zu kategorisieren. Die qualitative Analyse ist in jedem Fall die Grundvoraussetzung für eine quantitative Analyse, da dafür die vorhandenen Elemente in einem Werkstoff bekannt und erfassbar sein müssen.

Die Aufzeichnung der Metaldampfspektren von EN AW-6060 und X5CrNi18-10 fand mit dem Versuchsaufbau in Abbildung 32 (S. 49) statt. Als Spektrometer kam das AvaSpec-2048-USB2.0 der Firma Avantes BV zum Einsatz. Dieses Spektrometer wur-

de gewählt, da es kostengünstig ist und aus diesem Grund für einen späteren industriellen Einsatz in der Fertigung in Frage kommt. Die Metaldampfspektren wurden bei einer Schweißung mit einer erzeugten Nahtlänge von  $l_{SN} = 70$  mm aufgezeichnet. Die verwendete Probengeometrie war definiert durch die Abmessungen Länge  $l_{PG} = 100$  mm, Breite  $b_{PG} = 100$  mm und Dicke  $a_{PG} = 2$  mm. Für die Identifizierung der Legierungselemente ist nach Abschnitt 3.2.2.4 (S. 43) die Kenntnis über die ungefähre Zusammensetzung der Legierung notwendig. In Tabelle 14 und Tabelle 15 sind die Zusammensetzungen für EN AW-6060 und X5CrNi18-10 gelistet. Die Daten wurden mit dem Funkenspektrometer und anhand der Datenblätter ermittelt. Bei der Identifizierung von Elementlinien für die In-situ-Legierungsbestimmung ist zu beachten, dass kleinere Mengen an Verunreinigungen mit dem Funkenspektrometer nicht erfasst wurden. Zum Beispiel sind Lithium und Natrium typische Verunreinigungen von Aluminiumlegierungen aufgrund ihrer guten Löslichkeit in Aluminium. Natriumlauge wird bei der Gewinnung von Aluminium aus Bauxit eingesetzt. Hierbei können Anteile des Natriums im Rohaluminium zurück bleiben (SCHNEIDER et al. 2002).

Tabelle 14: Zusammensetzung von EN AW-6060

| Element       | Si      | Mg      | Fe      | Cu  | Cr   | Zn   | Ti  | Al   |
|---------------|---------|---------|---------|-----|------|------|-----|------|
| $x_{LG}$ in % | 0,3-0,6 | 0,3-0,6 | 0,1-0,3 | 0,1 | 0,05 | 0,15 | 0,1 | Rest |

Tabelle 15: Zusammensetzung von X5CrNi18-10

| Element       | Cr    | Ni   | Mn  | S    | Si  | P     | N   | C    | Fe   |
|---------------|-------|------|-----|------|-----|-------|-----|------|------|
| $x_{LG}$ in % | 17,98 | 8,43 | 1,7 | 0,01 | 0,8 | 0,045 | 0,1 | 0,06 | Rest |

Für die Schweißungen wurde der Diodenlaser mit den im Anhang beschriebenen Eigenschaften und den Versuchsparametern in Tabelle 16 verwendet.

Tabelle 16: Verwendete Parameter für die Schweißprozesse zur Identifizierung der Elemente

| Laserquelle                        | Material    | $v_s$ in m/min | $P_L$ in kW |
|------------------------------------|-------------|----------------|-------------|
| 6-kW-Diodenlaser<br>Laserline GmbH | EN AW-6060  | 2,0            | 6000        |
| 6-kW-Diodenlaser<br>Laserline GmbH | X5CrNi18-10 | 2,0            | 3000        |

Die Identifizierung der Elementlinien geschieht anhand der erarbeiteten Methode aus Abschnitt 3.2.2.4 (S. 43). Hierbei wird auf die Daten der *NIST Atomic Spectra Database* des *National Institute of Standards and Technology* (RALCHENKO et al. 2008) zurückgegriffen. Die Methode erlaubt die Zuordnung der charakteristischen Linien im Metall-dampfspektrum zu den Elementen.

In Abbildung 48 ist das identifizierte Metaldampfspektrum von EN AW-6060 dargestellt. Es können die Legierungselemente Magnesium (Mg) und Eisen (Fe) bestimmt werden. Neben diesen sind auch die Elementlinien von Mangan (Mn), Gallium (Ga), Calcium (Ca), Natrium (Na) und Lithium (Li) zu finden, welche in Spuren in EN AW-6060 enthalten sein müssen.

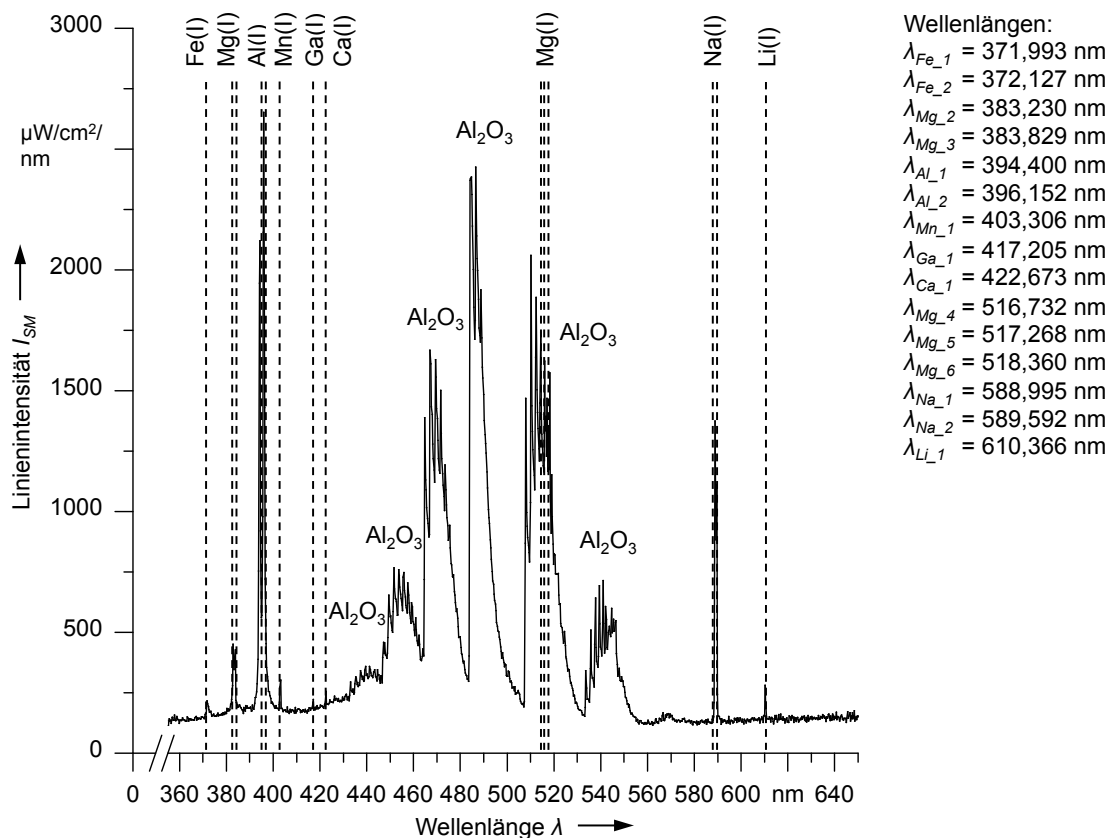


Abbildung 48: Identifiziertes Metaldampfspektrum von EN AW-6060

Andere Legierungselemente sind in diesem Ausschnitt des Spektrums nicht zu erkennen. Besonders das Legierungselement Silizium (Si), welches in größeren Mengen im Material vorhanden ist, kann nicht im Spektrum gefunden werden. Die Ursache hierfür ist im Anregungsgrad der Siliziumatome (vgl. Abschnitt 3.2.3.3, S. 60) zu sehen. Die Elementlinie wäre im Spektrum bei  $\lambda_{EL} < 300 \text{ nm}$ . Das Metaldampfspektrum in Abbildung 48 ist bereits eingegrenzt dargestellt. In der Abbildung sind die Molekülbanden von Aluminiumoxid ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) eindeutig zu sehen. Jede Aluminiumlegierung ist an Luft

mit einer Aluminiumoxidschicht überzogen und diese zeigt sich im Metaldampfspektrum.

Das Metaldampfspektrum, welches beim Schweißen von X5CrNi18-10 entsteht, hat eine Vielzahl an charakteristischen Linien (vgl. Abbildung 49). Die Mehrzahl davon sind Elementlinien von Eisen (Fe) und Chrom (Cr). Aus Gründen der Lesbarkeit sind nicht alle Elementlinien von Eisen und Chrom in Abbildung 49 gekennzeichnet. Die Identifizierung ist jedoch anhand der erarbeiteten Richtlinien und der Methodik einfach umzusetzen. Neben Chrom und Eisen sind im Spektrum auch die Legierungselemente Mangan (Mn), Schwefel (S) und Nickel (Ni) sowie Spuren von Magnesium (Mg) und Kupfer (Cu) zu erkennen. Für Silizium verhält es sich wie bei der Aluminiumlegierung, da die vorherrschenden Temperaturen ähnlich sind. Phosphor (P) hat im betrachteten Wellenlängenbereich keine charakteristischen Linien und ist deshalb im Metaldampfspektrum nicht identifizierbar.

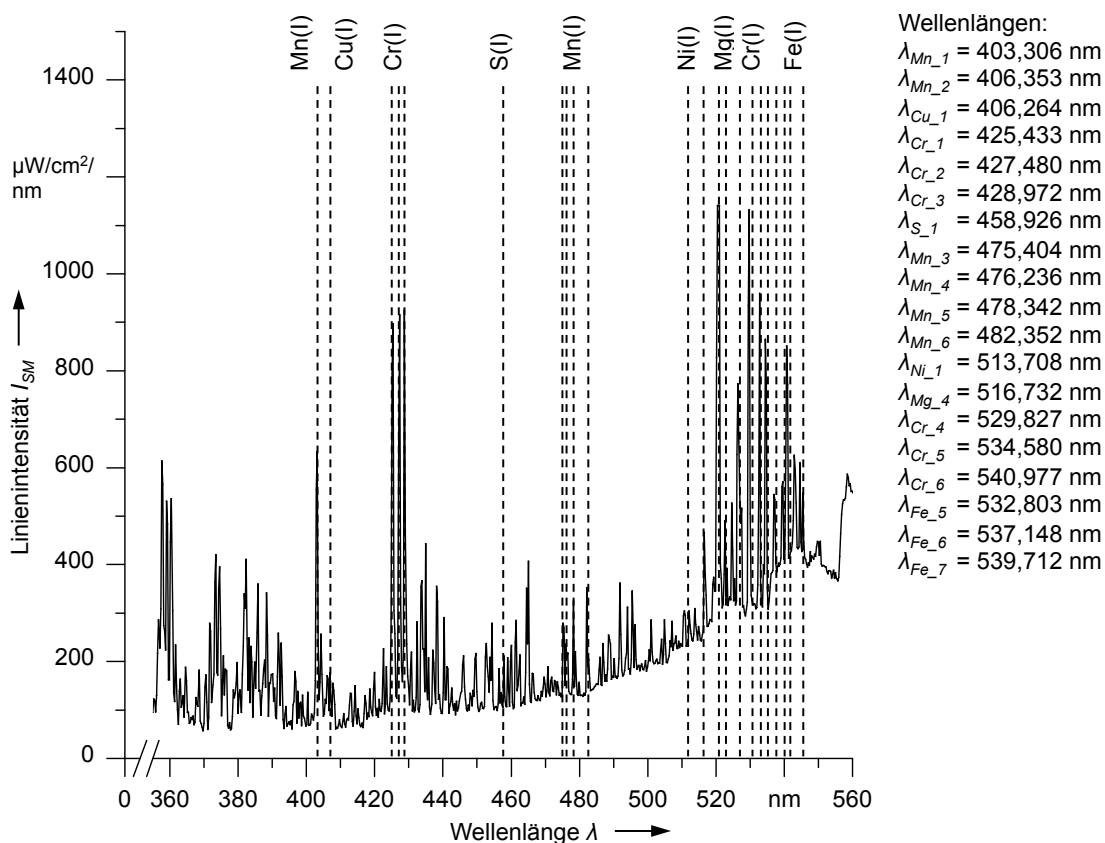


Abbildung 49: Identifiziertes Metaldampfspektrum von X5CrNi18-10

Es zeigte sich sowohl bei der Aluminiumlegierung als auch bei Stahl, dass nicht alle Legierungselemente eine ausreichend hohe Anzahl angeregter Atome im Metaldampf für die Entstehung von detektierbaren Elementlinien besitzen.



Beim Laserstrahlschweißprozess ist das entstehende Plasma ein Nebenprodukt des Prozessablaufs. Dieses Nebenprodukt wird zur Analyse verwendet. Aus diesem Grund ist der Informationsgehalt der Metaldampfspektren eines Schweißprozesses gegenüber den Plasmaspektren in der Laboranalytik eingeschränkt. Das Metaldampfspektrum des Schweißprozesses gibt notwendigerweise nicht alle Bestandteile der zu schweißenden Legierungen wieder, wohingegen bei einem LIPS-Plasma die Laserparameter bestmöglich eingestellt werden, um möglichst viele Elemente zu verdampfen und anzuregen (CREMERS & RADZIEMSKI 2006).

Die identifizierten Elementlinien in Abbildung 48 sind die Basis für die Elementlinienauswahl für die quantitative Analyse. Im Folgenden wird der Schwerpunkt auf die Aluminiumlegierung gelegt, da das Vorgehen zur Ermittlung der quantitativen Zusammenhänge aufwendig ist. Das Vorgehen kann jedoch entsprechend auf andere Werkstoffe übertragen werden. Ein ähnliches Vorgehen ist daher auch bei Stahl denkbar.

#### 4.2.2 Elementlinien zur Gehaltsbestimmung

Neben der qualitativen Analyse des Metaldampfspektrums, welche einen Teil der Zusammensetzung wiedergibt, ist für eine In-situ-Legierungsbestimmung der Zusammenhang zwischen den Elementanteilen und der Linienintensitäten im Metaldampfspektrum von Bedeutung. Erst hierdurch werden Aussagen über Anteilsänderungen im Schmelzbad möglich. In dieser Arbeit wird in diesem Kontext das Aluminium-Magnesium-System genauer betrachtet. Dieses wurde aufgrund des großen Einflusses von Magnesium auf den Schweißprozess von Aluminium bei den Legierungen der Serie 5xxx und 6xxx gewählt (ION 2000). Im Metaldampfspektrum der eingesetzten Legierung EN AW-6060 sind zwei Elementlinien von Aluminium und sechs intensive Linien von Magnesium zu finden.

Für die Umsetzung der In-situ-Legierungsbestimmung ist es hilfreich, die Linien mit Hilfe des hochauflösenden Spektrometersystems ESA 4000 erstmalig zu charakterisieren. Die Elementlinienausprägung und die damit verbundenen Intensitätswerte sind die maßgebenden Faktoren für die Anteilsermittlung. Da für die In-situ-Legierungsbestimmung das Spektrometer AvaSpec-2048-USB2.0 verwendet wird, sind die damit verbundenen Messunsicherheiten aufgrund der geringeren Auflösung genauer zu spezifizieren.

In Abbildung 50a und Abbildung 50b sind die Aluminiumlinien aus dem Metaldampfspektrum von EN AW-6060 einander gegenübergestellt, welche mit beiden Spektrometern aufgenommen wurden. Bei dem Spektrum in Abbildung 50a, welches mit dem ESA 4000 erfasst wurde, ist zu sehen, dass beide Aluminiumlinien von der Selbstabsorption betroffen sind (vgl. Abschnitt 3.2.2.1, S. 34). Dieser Effekt ist im Metaldampfspektrum

in Abbildung 50b aufgrund der schlechteren Auflösung des AvaSpec-2048-USB2.0-Systems nicht zu erkennen. Das bedeutet, dass der aufgezeichnete Intensitätswert mit dem AvaSpec-2048-USB2.0-System verfälscht ist. Der damit ermittelte Intensitätswert kann somit über Gleichung (17) (S. 48) nicht direkt einer Anzahl von emittierenden Aluminiumatomen im Metalldampf zugeordnet werden. Die Literaturrecherche zeigt, dass zur Kompensation des Fehlers, der durch die Selbstabsorption verursacht wird, für die LIPS-Verfahren Ansätze gesucht werden. Näheres hierzu ist in LAZIC et al. (2001) und PAYLING (1997) zu finden. Die Auswirkung dieses Effektes auf die In-situ-Legierungsbestimmung muss bei der Umsetzung berücksichtigt werden.

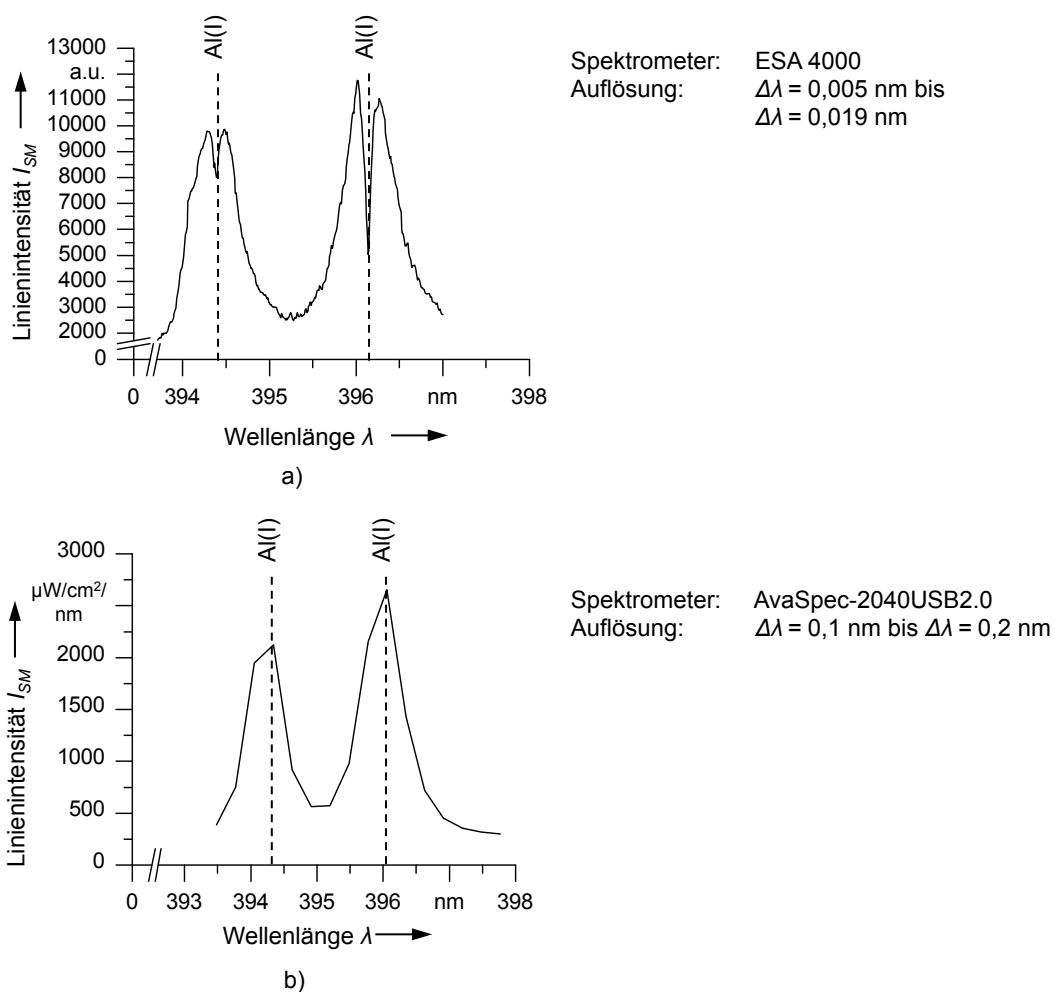


Abbildung 50: Aluminiumlinien, aufgezeichnet mit dem Spektrometer a) ESA 4000 und b) AvaSpec-2048-USB2.0

Demgegenüber zeigt sich bei den Magnesiumlinien in Abbildung 51 keine Selbstabsorption im Metalldampfspektrum. Bei einem Vergleich der Elementlinien von Magnesium im Bereich von  $\lambda_{Mg_9} = 382,935 \text{ nm}$  bis  $\lambda_{Mg_3} = 383,829 \text{ nm}$  (Abbildung 51a und Abbildung 51b) wird deutlich, dass aufgrund der schlechteren Auflösung beim AvaS-

pec-2048-USB2.0-System die Elementlinie bei  $\lambda_{Mg_2} = 383,230$  nm nicht eindeutig zu identifizieren ist. Im Spektrumausschnitt wird die Überlappung zwischen den einzelnen Elementlinien deutlich. Bei der Auswertung der Linienintensitäten ist deshalb auch auf diesen Effekt Rücksicht zu nehmen.

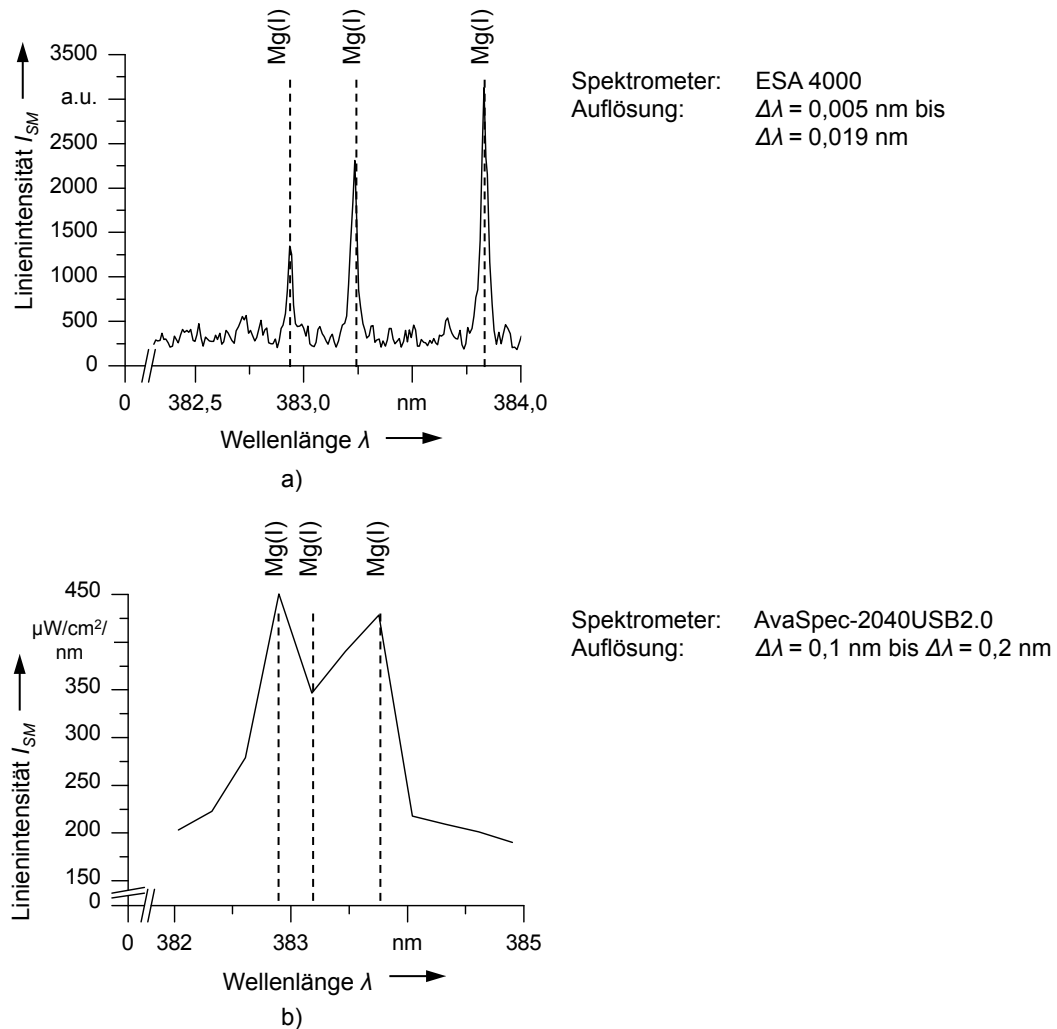


Abbildung 51: Magnesiumlinien im niedrigen Wellenlängenbereich, aufgezeichnet mit Hilfe der Spektrometer a) ESA 4000 und b) AvaSpec-2048-USB2.0

Die Magnesiumlinien bei  $\lambda_{Mg_4} = 516,732$  nm bis  $\lambda_{Mg_6} = 518,360$  nm sind mit beiden Systemen eindeutig zu identifizieren (Abbildung 52a und Abbildung 52b) und eignen sich aus diesem Grund für die Anteilsbestimmung. Lediglich die Überlagerung der Elementlinien mit den Moleküllinien des Aluminiumoxids ist zu berücksichtigen (vgl. Abbildung 48, S. 79). Die Magnesiumlinien unterscheiden sich darin eindeutig von den Linien des Aluminiumoxids.

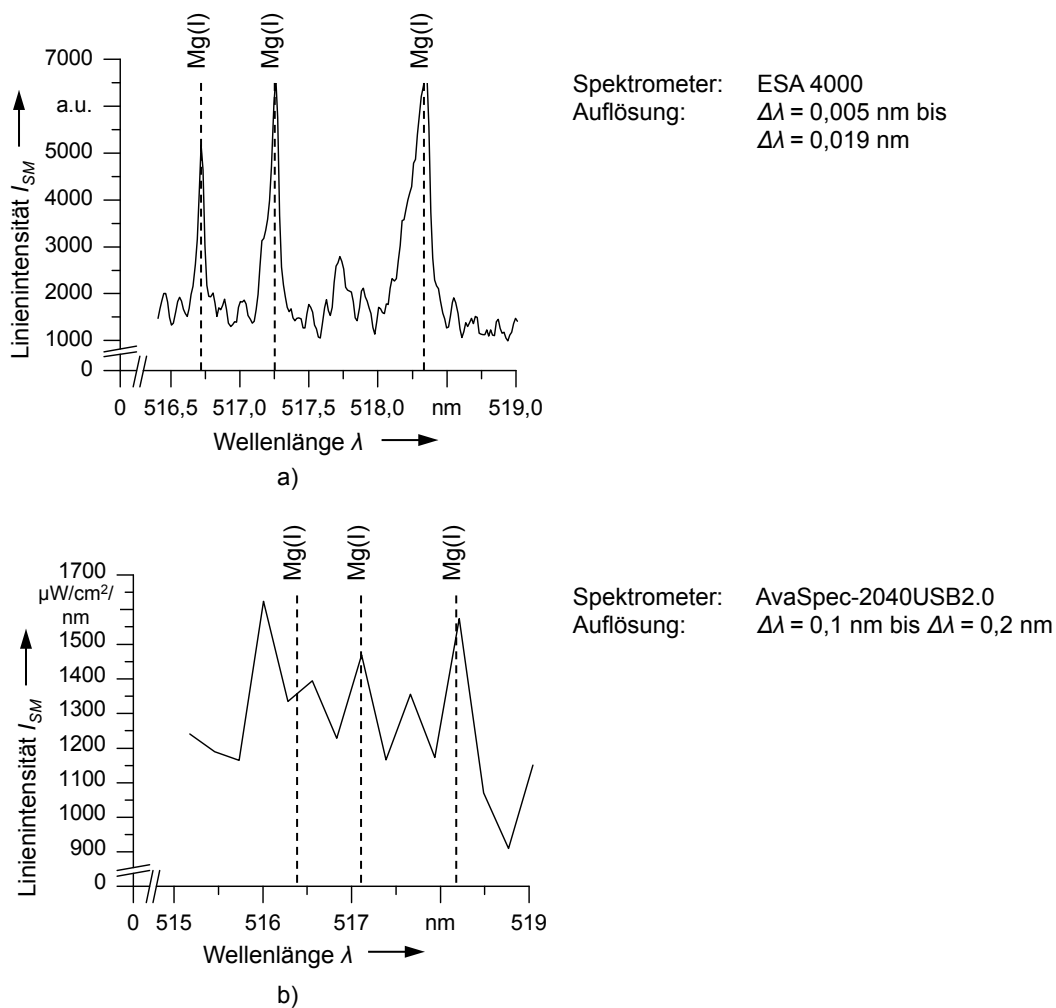


Abbildung 52: Magnesiumlinien im hohen Wellenlängenbereich, aufgezeichnet mit Hilfe der Spektrometer c) ESA 4000 und d) AvaSpec-2048-USB2.0

Zusammenfassend lässt sich über die erfassten Spektrallinien mit den Systemen ESA 4000 des Herstellers LLA Instruments GmbH und AvaSpec-2048-USB2.0 der Firma Avantes BV im Vergleich aussagen, dass die Gefahr einer Verfälschung der Ergebnisse durch die schlechtere Auflösung des Spektrometers AvaSpec-2048-USB2.0 besteht. Die Verfälschung kann von einer nicht auflösbaren Liniendeformation (z. B. Selbstabsorption) (Abbildung 50) oder einer starken Überlappung von Linien herrühren (Abbildung 51). Die Verfälschungen sind bei den nachfolgenden Überlagerungen zur Anteilsbestimmung zu beachten.

## 4.3 Quantitative In-situ-Analyse

### 4.3.1 Berücksichtigung von Störeinflüssen aus dem Schweißprozess

Wird das Verhalten einer Elementlinie entlang des Schweißprozessverlaufs verfolgt, so sollten sich Änderungen oder Schwankungen im Elementanteil anhand der Linienintensität erkennen lassen. In Abbildung 53a sind die Variationen der Magnesiumlinienintensität bei Aufzeichnung des Metaldampfspektrums im Lasertiefschweißprozess zu sehen. Die Erfassung des Metaldampfspektrums erfolgte an der Aluminiumlegierung  $AlMg_{9,665}Si_4$  mit einem effektiven Magnesiumanteil von  $x_{Mg} = 9,665\%$ .

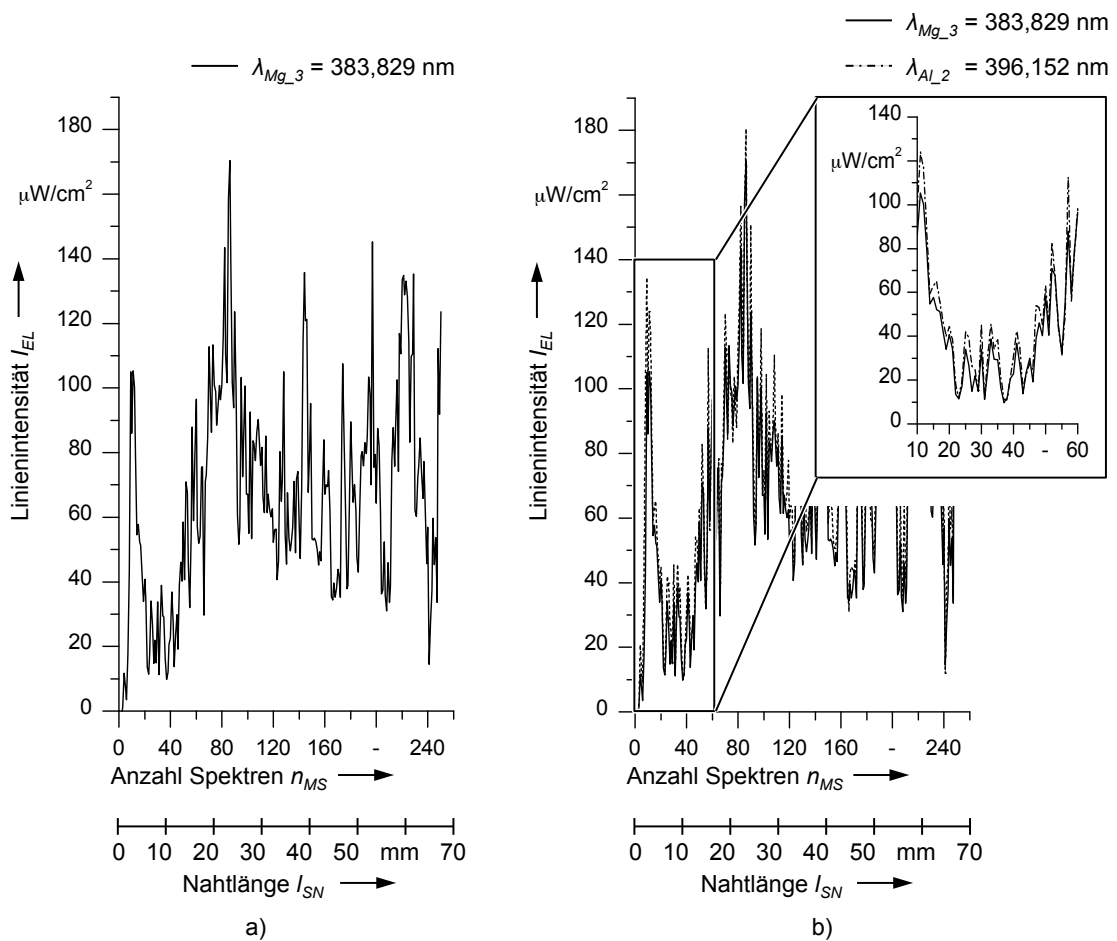


Abbildung 53: Verlauf der a) Magnesiumlinie bei  $\lambda_{Mg_3} = 383,829\text{ nm}$  und b) im Vergleich zur Aluminiumlinie bei  $\lambda_{Al_2} = 396,152\text{ nm}$  über der Schweißnahtlänge ( $AlMg_{9,665}Si_4$  mit einem effektiven Magnesiumanteil von  $x_{Mg} = 9,665\%$ )

Die erzeugte Schweißnaht hat eine Länge von  $l_{SN} = 70\text{ mm}$  mit einer daraus resultierenden Anzahl von  $n_{MS} = 250$  aufgezeichneten Metaldampfspektren. Da die Integrations-

zeit konstant ist, kann die Schweißnaht in 250 Abschnitte unterteilt werden. Diesen ist jeweils ein Intensitätswert zugeordnet. Somit ist die Intensität pro Wellenlänge über einen Nahtabschnitt von  $\Delta l_{SN} = 0,28 \text{ mm}$  integriert und spiegelt bei einer Anteilsbestimmung dessen Elementgehalt wider (Abbildung 54).

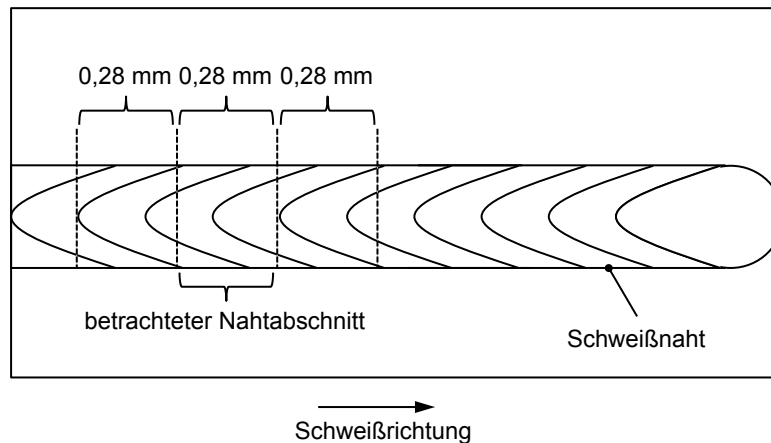


Abbildung 54: Schweißnaht, unterteilt in analysierte Nahtabschnitte mit  $\Delta l_{SN} = 0,28 \text{ mm}$

Die Intensität der Magnesiumlinie variiert entlang des Schweißvorgangs von  $I_{Mg_3} < 20 \mu\text{W}/\text{cm}^2$  bis hin zu  $I_{Mg_3} > 160 \mu\text{W}/\text{cm}^2$  (Abbildung 53a). Bei einer direkten Verwendung des Intensitätswertes spräche dies fälschlich für eine starke Änderungen im Magnesiumgehalt. Aus den Messungen der Magnesiumanteile im Grundmaterial mit Hilfe des Funkenspektrometers ist jedoch bekannt, dass es im Material nur zu geringen Schwankungen von  $\Delta x_{Mg} \approx 0,3 \%$  aufgrund des Gießprozesses gekommen war. Die Ursache für die starken Variationen ist somit nicht in den Schwankungen des Magnesiumanteils zu suchen. Bei einem Vergleich der Linienintensitäten von Magnesium und Aluminium (Abbildung 53b) fällt zudem auf, dass sich die Aluminiumlinie nahezu identisch zu der Magnesiumlinie verhält, was in dem vergrößertem Ausschnitt bei Abbildung 53b zu erkennen ist. Diese Beobachtung deutet darauf hin, dass die Intensitätsschwankungen aus dem Lasertiefschweißprozess resultieren. Die Schwankungen können aus variierenden Mengen an angeregtem Metaldampf und unterschiedlich intensiver Prozessstrahlung entstehen.

Die Arbeiten von WEBERPALS (2010) und FABBRO et al. (2007), welche den Einfluss des ausströmenden Metaldampfs aus der Dampfkapillare auf das dynamische Verhalten der Kapillare betrachten, unterstützen diese Vermutung. Es zeigt sich, dass die ungleichmäßig ausströmende Dampfmenge den Kapillardurchmesser bei einer Schweißgeschwindigkeit kleiner  $v_S < 10 \text{ m}/\text{min}$  dominiert. Um trotz dieses Verhaltens Rückschlüsse auf die Elementanteile im Schmelzbad ziehen zu können, wird die Methode der *Internen Standardisierung* auf die Linienintensitäten angewendet. Hierzu wird die Linienintensität des zu beobachtenden Legierungselements ins Verhältnis zu einer Referenz-

intensität bei einer anderen Wellenlänge aus dem gleichen Metaldampfspektrum gesetzt. GERLACH & SCHWEITZER (1933) führten diese Methode bei der quantitativen Analyse von Materialien anhand von Spektren, erzeugt durch Funken, Flammen und Lichtbogen, ein. Die Bezeichnung als Internen Standardisierung folgt aus der Tatsache, dass die zueinander ins Verhältnis zu setzenden Linienintensitäten aus ein und demselben Metaldampfspektrum stammen und damit unter identischen Versuchsbedingungen erzeugt wurden. Mit Hilfe der Internen Standardisierung lassen sich störende Einflüsse des Schweißprozesses auf das quantitative Ergebnis eliminieren. Dadurch wird der Vergleich von Messungen bei verschiedenen Schweißungen möglich, da lediglich ein Elementanteilsunterschied die Intensitätsverhältnisse beeinflusst. Die Bedingung für die Anwendbarkeit der Internen Standardisierung ist ein konstantes Verhältnisse zwischen den Intensitäten aus den Metaldampfspektren (Gleichung 40) (NELIS 1997).

$$y_{MS} = \frac{I_{EL_1}^*}{I_{EL_1}} = \frac{I_{EL_2}^*}{I_{EL_2}} \quad (40)$$

Hierbei entspricht  $y_{MS}$  dem konstanten Verhältniswert zwischen den gleichen Elementlinien zweier unabhängig voneinander ermittelter Metaldampfspektren bei gleicher Legierungszusammensetzung (Abbildung 55).

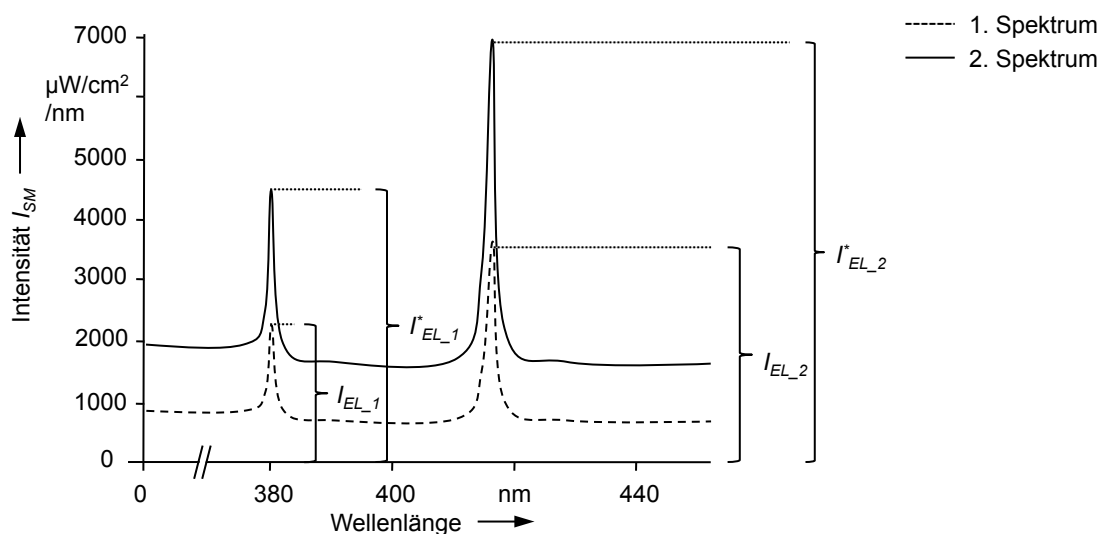


Abbildung 55: Zusammenhang zwischen den Elementlinienintensitäten zweier unabhängig voneinander ermittelter Metaldampfspektren

Für die Interne Standardisierung ist die Wahl der Referenzintensität von besonderer Bedeutung und sie ist abhängig von dem zu messenden Effekt (NELIS 1997). Für die In-situ-Legierungsbestimmung werden hierfür die Intensität einer Aluminiumlinie und eine Referenzintensität aus der kontinuierlichen Strahlung verwendet.

### 4.3.2 Einfluss eines Elementanteils auf die Linienintensität

Wie in Abschnitt 4.2 (S. 77) nachgewiesen, können im Metaldampfspektrum die Elementlinien von Legierungselementen aus der Aluminiumlegierung identifiziert werden. Für die Umsetzung einer In-situ-Legierungsbestimmung ist zusätzlich der Zusammenhang zwischen den Elementanteilen und der Elementlinienintensität im Spektrum zu klären. Die Intensität wird neben dem Anregungsrad durch die Größe des Elementanteils in der Dampfphase bestimmt. Demnach teilt sich der Elementgesamtanteil im Ausgangsmaterial durch den Schweißprozess in einen im Metaldampf gelösten Anteil und einen in der Schmelze verbleibenden Anteil auf (vgl. Abbildung 56). Wenn ein nahezu konstanter, prozentualer Elementanteil in die Dampfphase übergeht, dann ist es denkbar, dass ein größerer Elementanteil im Werkstoff in einem ebenfalls größeren Anteil am Metaldampf resultiert. Die Größe des gelösten Anteils spiegelt sich über die Anregung und Strahlungsemission in der Elementlinienintensität wieder.

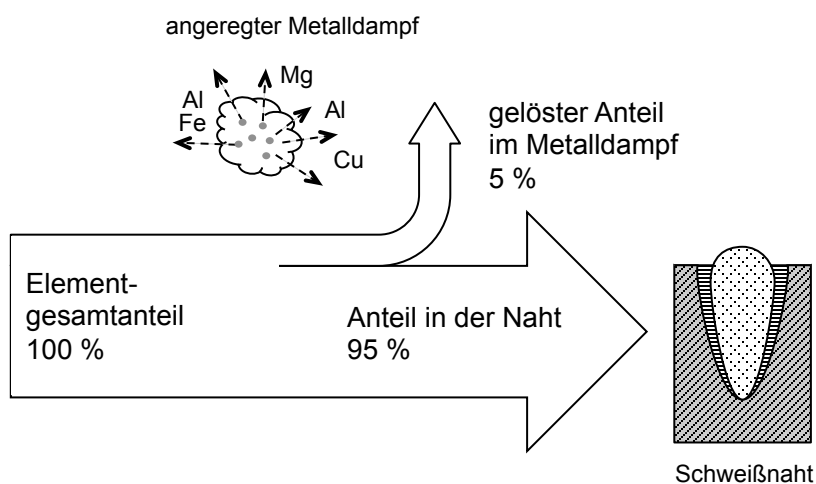


Abbildung 56: Aufteilung des Elementanteils aus dem Grundwerkstoff in einen Anteil im Metaldampf und einen in der Naht

Für die Bestimmung des Elementanteils in der Schmelze muss der im Metaldampf befindliche Anteil mit der Elementlinienintensität aus dem angeregten Metaldampf korrelieren. Hierfür wurden Aluminiumwerkstoffe mit einem aufsteigenden Magnesiumanteil mit dem Laser geschweißt, welche speziell hierfür in einem Gießprozess hergestellt wurden. Die Legierungszusammensetzung je Probe ist der Tabelle 17 zu entnehmen.



Tabelle 17: Zusammensetzung der gegossenen Aluminiumwerkstoffe  $AlMg_{x_{Mg}}Si_4$ 

| Element       | Si    | Mg       | Fe    | Cu    | Mn    | Ni    | Zn    | Ga    | V     | Zr    | Al   |
|---------------|-------|----------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| $x_{LG}$ in % | 4,007 | $x_{Mg}$ | 0,068 | 0,001 | 0,313 | 0,003 | 0,005 | 0,014 | 0,012 | 0,001 | Rest |

Die Magnesiumanteile sind mit  $x_{Mg}$  gekennzeichnet (Tabelle 18). Der nominale Magnesiumanteil variierte zwischen  $x_{Mg} = 1\%$  und  $x_{Mg} = 10\%$  mit einer Schrittweite von  $\Delta x_{Mg} = 1\%$ . Aufgrund der prozessbedingten Ungenauigkeiten beim Zusetzen von Magnesium während des Gießens kam es zu Abweichungen vom nominalen Magnesiumgehalt. Die mit Hilfe der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX engl. *energy dispersive X-ray spectroscopy*) gemessenen effektiven Magnesiumanteile sind in Tabelle 18 zusammengefasst. Da die Schrittweite der Magnesiumanteile zwischen den Einzelproben  $\Delta x_{Mg} \neq 1\%$  ist, muss dies bei späteren Auswertungen berücksichtigt werden. Der Versuchsaufbau ist identisch zu dem in Abbildung 32 (S. 49). Als Spektrometer kam das Gerät AvaSpec-2048-USB2.0 der Firma Avantes BV zum Einsatz.

Tabelle 18: Magnesiumanteil  $x_{Mg}$  in den gegossenen Aluminiumwerkstoffen

| Probennummer  | 1    | 2    | 3    | 4    | 5    | 6    | 7    | 8    | 9    | 10   |
|---|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| effektiver Anteil $x_{Mg}$ in % von $AlMg_{x_{Mg}}Si_4$ | 1,36 | 2,17 | 3,02 | 3,80 | 4,91 | 6,52 | 7,60 | 8,47 | 9,54 | 10,6 |

Für die Schweißungen wurde der Diodenlaser mit den im Anhang beschriebenen Eigenschaften verwendet. Die Versuchsparameter sind der Tabelle 19 zu entnehmen.

Tabelle 19: Schweißparameter für die Bestimmung des Zusammenhangs zwischen dem Elementgesamtanteil und der Elementlinienintensität

| Laserquelle                        | Material            | $v_s$ in m/min | $P_L$ in kW |
|------------------------------------|---------------------|----------------|-------------|
| 6-kW-Diodenlaser<br>Laserline GmbH | $AlMg_{x_{Mg}}Si_4$ | 2,0            | 6000        |

Am Beispiel der Ergebnisse der Proben mit den effektiven Magnesiumanteilen  $x_{Mg} = 1,36\%$  und  $x_{Mg} = 7,6\%$  ist zu sehen, dass die Linienintensität mit dem Elementanteil im Ausgangswerkstoff zusammenhängt (vgl. Abbildung 57). Bei einer Abnahme des Aluminiumanteils um  $\Delta x_{Al} \approx 8\%$  von  $x_{Al} \approx 90\%$  auf  $x_{Al} \approx 82\%$  sinkt der Intensitätswert der Aluminiumlinie um  $\Delta I_{Al_1} \approx 1000 \mu W/cm^2$ . Demgegenüber steht ein Anstieg der Intensität der Magnesiumlinien um  $\Delta I_{Mg_2} \approx \Delta I_{Mg_3} \approx 300 \mu W/cm^2$ . Das

Verhalten der Elementlinien zeigt, dass der Gehalt eines Legierungselements Einfluss auf die Linienintensitäten im Metaldampfspektrum hat. Dies stellt die Grundlage für die quantitative In-situ-Legierungsbestimmung dar.

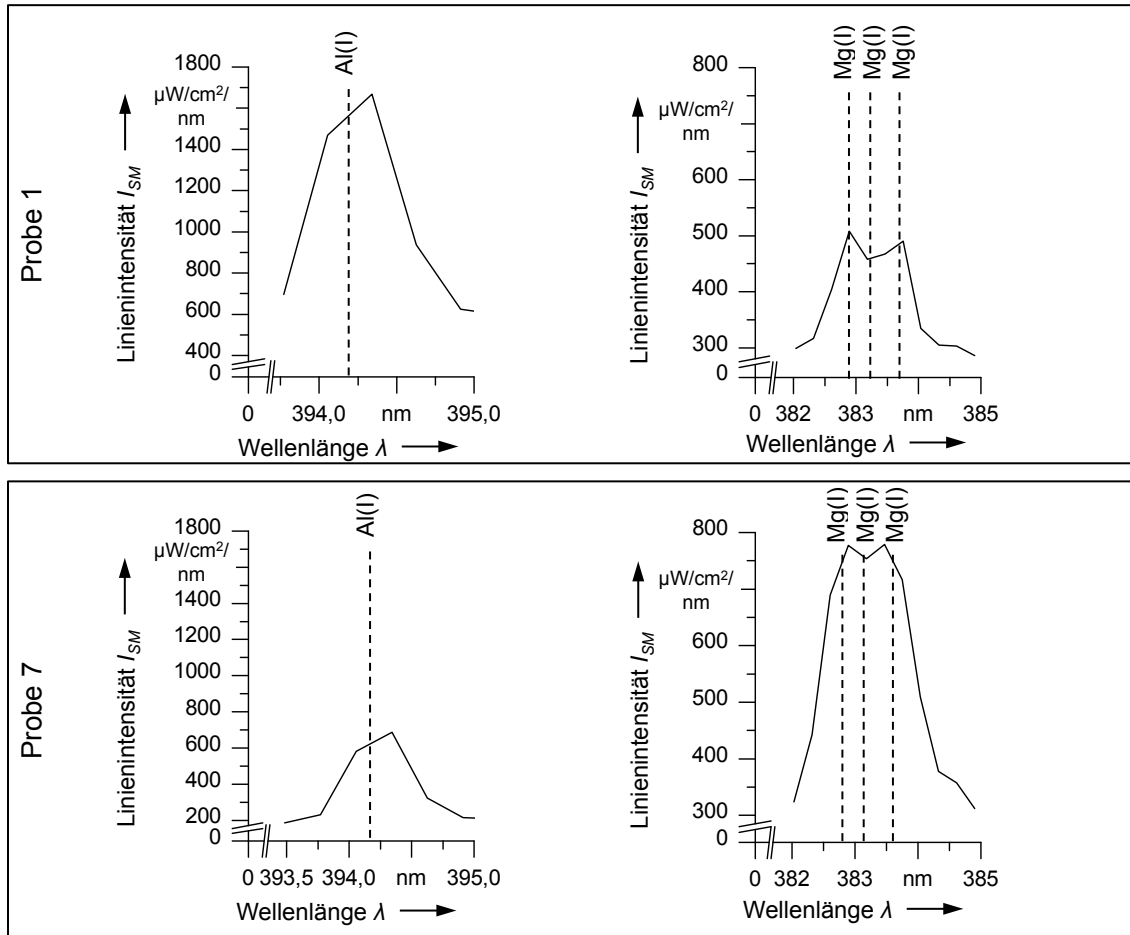


Abbildung 57: Zusammenhang zwischen den Intensitäten von Aluminium- und Magnesiumlinien und dem effektiven Magnesiumgehalt im Ausgangswerkstoff

### 4.3.3 Zusammenhang zwischen dem Elementanteil und dem Intensitätsverhältnis

Der Anstieg der Linienintensität im Metaldampfspektrum bei einem erhöhten Magnesiumgehalt im Ausgangsmaterial ist auf einem höheren Elementanteil im Metaldampf begründet. Daraus folgt, dass der Elementgehalt in der Naht gegenüber dem Ausgangsmaterial reduziert sein muss. Aus diesem Grund wurde im Anschluss an die Schweißungen der Magnesiumgehalt in den Nähten mit Hilfe der EDX erneut bestimmt (vgl. Abbildung 60).

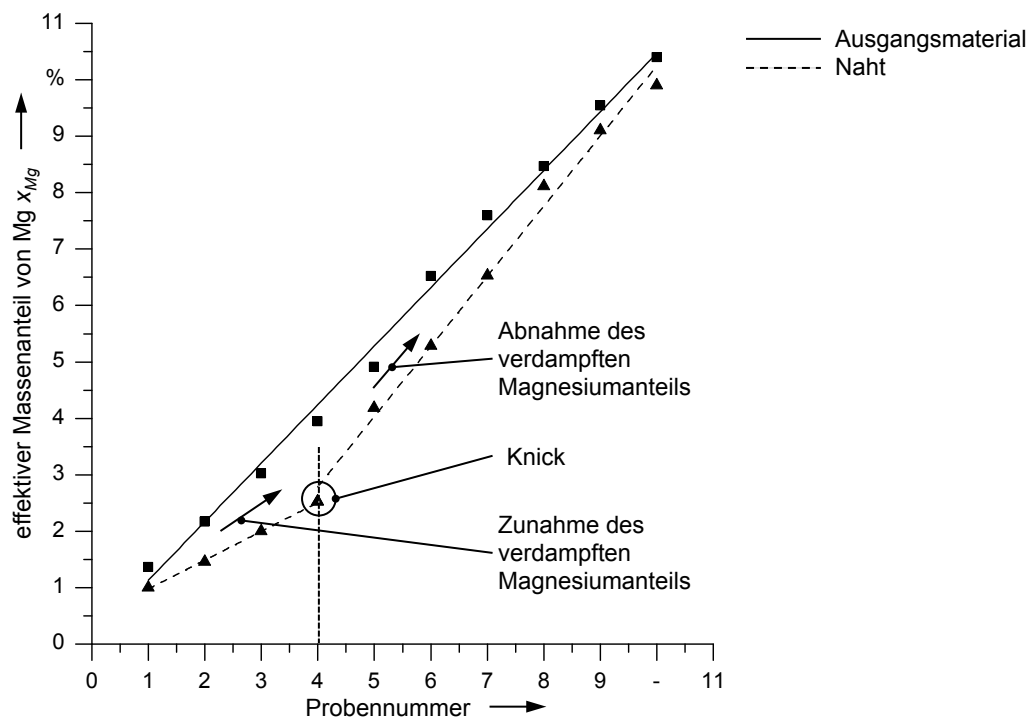


Abbildung 58: Verdampfter Magnesiumanteil mit ansteigendem Magnesiumgehalt im Ausgangsmaterial

Es kommt bei den verwendeten Schweißparametern zu einer ausgeprägten Verdampfung von Magnesium aus dem Schmelzbad. Bis zu einem Magnesiumgehalt von  $x_{Mg} \approx 4\%$  im Ausgangsmaterial verdampft das Legierungselement verstärkt mit bis zu  $\Delta x_{Mg} \approx 2\%$ . Ab diesem Magnesiumgehalt nimmt der verdampfte Anteil kontinuierlich mit Anstieg des Elementausgangsgehalts ab. Bei  $x_{Mg} \approx 10\%$  ist kaum noch ein Verlust von Magnesium messbar. Der dargestellte Verlauf des Magnesiumgehalts in den Schweißnähten weist daraufhin, dass sich mit dem Elementgehalt die Zusammensetzung im angeregten Metalldampf ändert. Es ist anzunehmen, dass es mit steigendem Magnesiumgehalt im Ausgangsmaterial zu einer Sättigung an Magnesium im angeregten Metalldampf kommt. Da Magnesium ( $T_{VD\_Mg} \approx 1300\text{ K}$ ) eine weit niedrigere Verdampfungstemperatur als Aluminium ( $T_{VD\_Al} \approx 2700\text{ K}$ ) besitzt, verdampft Magnesium vermehrt als Aluminium und erreicht früher seinen Sättigungsdampfdruck. Damit wäre erklärbar, warum bis zu einer Sättigung des Metalldampfs mehr Magnesium aus dem Schmelzbad entweicht. Besteht der Metalldampf zum großen Teil aus Magnesium, so wirken sich Schwankungen im Magnesiumgehalt der Schmelze nur noch geringfügig auf die verdampfte Menge aus (vgl. Abbildung 59).

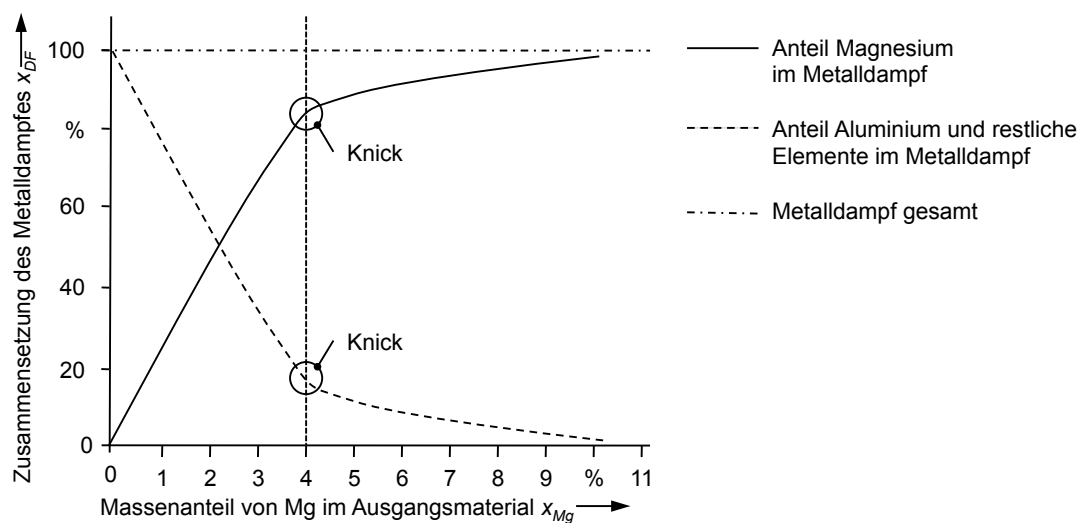


Abbildung 59: Schematischer Verlauf des Elementanteils (Magnesium und Aluminium) im Metaldampf als Erklärungsmodell für das Verdampfungsverhalten

Der Knick bei  $x_{Mg} \approx 4\%$  im Verdampfungsverhalten wirkt sich auch in den Intensitätswerten der Elementlinien aus. Als Referenz für die Interne Standardisierung wird die Elementlinie von Aluminium bei  $\lambda_{Al_I} = 394,400\text{ nm}$  genutzt (Abbildung 60). Diese wurde gewählt, da Aluminium mit einem Masseanteil von  $x_{Al} \approx 80\%$  bis  $x_{Al} = 99\%$  im Ausgangsmaterial den größten Anteil besitzt. Bei einem sich senkenden Aluminiumanteil und zunehmenden Magnesiumanteil reduziert sich die Linienintensität der zugehörigen Aluminiumlinie (Abbildung 57, S. 90). Eine Aluminiumlinie als Referenz zu verwenden verstärkt den zu messenden Effekt, da bei einer Intensitätszunahme der Magnesiumlinien zugleich die Intensitäten der Aluminiumlinien abnehmen. Abbildung 60 zeigt den abschnittsweise linear ansteigenden Zusammenhang zwischen dem Verhältnis der Linienintensitäten und dem steigendem Magnesiumgehalt. Bei einem Gehalt von  $x_{Mg} \approx 4\%$  im Ausgangsmaterial kommt es auch hier zu dem Knick im linearen Anstieg des Intensitätsverhältnisses, der durch das geänderte Verdampfungsverhalten verursacht wird. Die Anwendung der linearen Regression auf die gemessenen Verhältnisse ergab, dass die Annahme eines linearen Zusammenhangs zwischen dem ansteigenden Magnesiumgehalt in den Versuchsproben und den Intensitätsverhältnissen zumindest in Abschnitten getroffen werden kann. Der bestimmende Faktor für diesen linearen Anstieg vor und nach dem Knick ist das Bestimmtheitsmaß  $R^2$ . Es ist ein Indikator für die Richtigkeit der Annahme eines linearen Zusammenhangs und ein Maß für die Varianz der abhängigen Variablen. Die abhängige Variable entspricht hier dem Intensitätsverhältnis. Für weitere Informationen zu den statistischen Methoden der linearen Regressionsanalyse wird auf BOSCH (1998) verwiesen. Die Bestimmtheitsmaße für die in Abbildung 60 dargestellten linearen Zusammenhänge sind in Tabelle 20 zu finden.

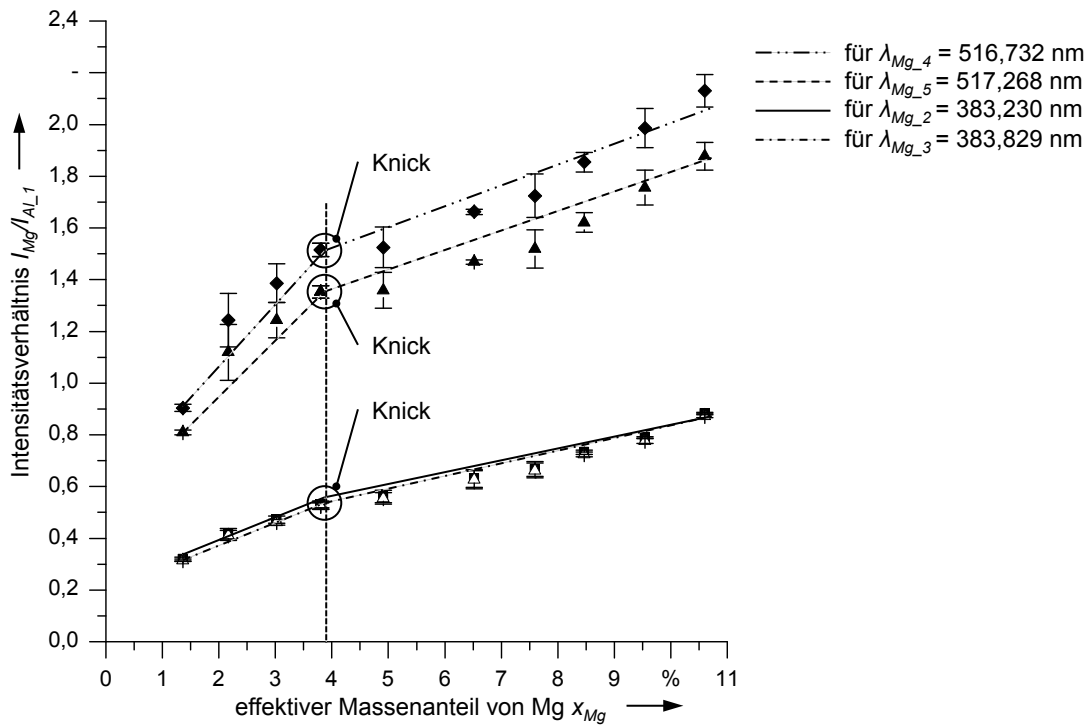


Abbildung 60: Zusammenhang zwischen ansteigendem Magnesiumgehalt und den Intensitätsverhältnissen der Linien von Magnesium und Aluminium

Die Annahme des linearen Zusammenhanges ist valide für  $R^2 \approx 1$  und sie ist vor und nach dem Knick für die Intensitätsverhältnisse für alle vier Magnesiumlinien des Metaldampfspektrums mit Werten zwischen  $R^2 = 0,86$  bis  $R^2 = 0,99$  erfüllt.

Tabelle 20: Bestimmtheitsmaß  $R^2$  für vor und nach dem Knick bei  $x_{Mg} \approx 4\%$

| Intensitätsverhältnis $I_{Mg}/I_{AL_1}$                       | Bestimmtheitsmaß $R^2$ | Steigung der Regressionsgeraden $b_R$ | Schnittpunkt mit der Ordinatenachse $a_R$ |
|---|------------------------|---------------------------------------|---|
| bei $\lambda_{Mg_1} = 383,231$ nm (bis $x_{Mg} \approx 4\%$ ) | 0,99                   | 0,1                                   | 0,20                                      |
| bei $\lambda_{Mg_1} = 383,231$ nm (ab $x_{Mg} \approx 4\%$ )  | 0,93                   | 0,06                                  | 0,25                                      |
| bei $\lambda_{Mg_2} = 383,829$ nm (bis $x_{Mg} \approx 4\%$ ) | 0,99                   | 0,1                                   | 0,19                                      |
| bei $\lambda_{Mg_2} = 383,829$ nm (ab $x_{Mg} \approx 4\%$ )  | 0,97                   | 0,05                                  | 0,30                                      |
| bei $\lambda_{Mg_3} = 516,733$ nm (bis $x_{Mg} \approx 4\%$ ) | 0,99                   | 0,25                                  | 0,56                                      |
| bei $\lambda_{Mg_3} = 516,733$ nm (ab $x_{Mg} \approx 4\%$ )  | 0,89                   | 0,08                                  | 1,17                                      |
| bei $\lambda_{Mg_4} = 517,268$ nm (bis $x_{Mg} \approx 4\%$ ) | 0,99                   | 0,22                                  | 0,51                                      |
| bei $\lambda_{Mg_4} = 517,268$ nm (ab $x_{Mg} \approx 4\%$ )  | 0,86                   | 0,07                                  | 1,05                                      |

Ein großer Nachteil bei der Verwendung der Aluminiumlinie ( $\lambda_{Al\_1} = 394,400 \text{ nm}$ ) als Referenz ist, dass diese von der Selbstabsorption betroffen ist (vgl. Abbildung 50, S. 82). Dieser Effekt kann gegebenenfalls das Ergebnis einer späteren Gehaltsbestimmung verfälschen.

Als weitere mögliche Referenz wird ein Wert aus dem Metaldampfspektrum in der Nähe der maßgebenden Magnesiumlinien benutzt. Dieser Bereich wird nach Abschnitt 3.2.1 (S. 28) maßgeblich von der kontinuierlichen Wärmestrahlung bestimmt. Es wird darauf geachtet, dass sich der Referenzwert in der unmittelbaren Nachbarschaft der betrachteten Magnesiumlinien befindet. Hierdurch können für die Magnesiumlinienintensität und die Referenzintensität konstante Aufzeichnungsbedingungen angenommen werden. Für die Magnesiumlinien bei  $\lambda_{Mg\_2} = 383,230 \text{ nm}$  und  $\lambda_{Mg\_3} = 383,829 \text{ nm}$  wurde die Intensität bei  $\lambda_{RF} = 357 \text{ nm}$  angewendet.

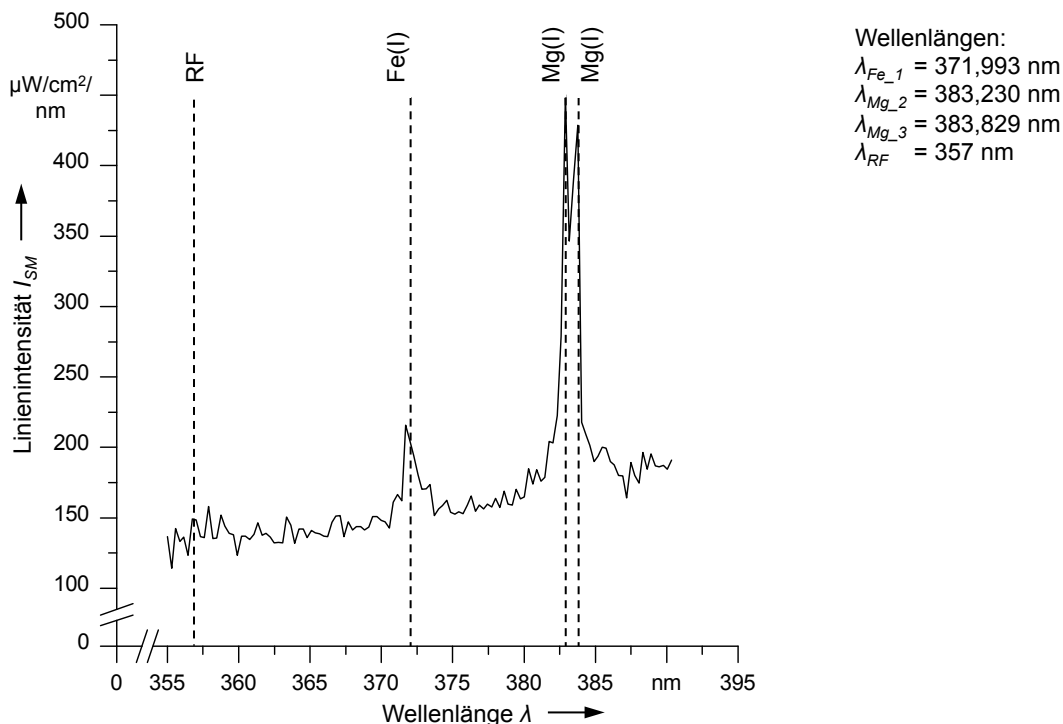


Abbildung 61: Magnesiumlinien und Wellenlängenposition der Referenzintensität

Abbildung 62 zeigt den Zusammenhang zwischen dem Anstieg des Magnesiumgehalts im Ausgangsmaterial und dem Intensitätsverhältnis zwischen den Magnesiumlinienintensitäten und der Referenzintensität. Auch hier ist der lineare Anstieg der Intensitätsverhältnisse mit dem Magnesiumgehalt eindeutig zu erkennen. Wie bereits bei der Verwendung der Aluminiumlinie als Referenz kommt es auch hier zu einem Knick im Anstieg bei  $x_{Mg} \approx 4 \%$ . Das Ergebnis der linearen Regression verdeutlicht, dass der lineare Zusammenhang bei  $x_{Mg} > 4 \%$  nicht mit der Qualität gegeben ist, wie bei dem

Einsatz der Aluminiumlinie als Referenz. Die Bestimmtheitsmaße  $R^2$  sind schlechter als bei denen in Tabelle 20. In Tabelle 21 sind die Bestimmtheitsmaße und die Regressoren für die Verwendung des Intensitätsniveaus bei  $\lambda_{RF} = 357 \text{ nm}$  als Referenz zusammengefasst.

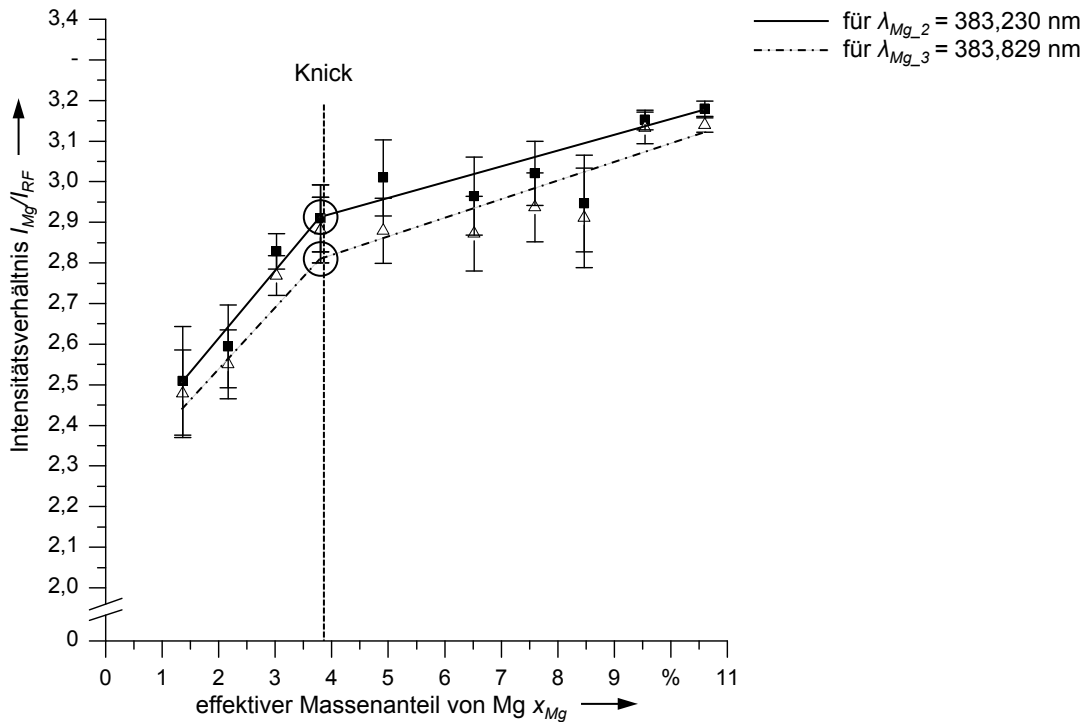


Abbildung 62: Zusammenhang zwischen dem Magnesiumgehalt und dem Intensitätsverhältnis zwischen der Magnesiumlinienintensität und der Referenzintensität

Tabelle 21: Bestimmtheitsmaße  $R^2$  unter Verwendung der Referenzintensität

| Intensitätsverhältnis $I_{Mg}/I_{AL_1}$                                | Bestimmtheitsmaß $R^2$ | Steigung der Regressionsgeraden $b_R$ | Schnittpunkt mit der Ordinatenachse $a_R$ |
|--|------------------------|---------------------------------------|---|
| bei $\lambda_{Mg_2} = 383,230 \text{ nm}$<br>bis $x_{Mg} \approx 4 \%$ | 0,90                   | 0,18                                  | 2,25                                      |
| bei $\lambda_{Mg_2} = 383,230 \text{ nm}$<br>ab $x_{Mg} \approx 4 \%$  | 0,85                   | 0,04                                  | 2,75                                      |
| bei $\lambda_{Mg_3} = 383,829 \text{ nm}$<br>bis $x_{Mg} \approx 4 \%$ | 0,94                   | 0,18                                  | 2,20                                      |
| bei $\lambda_{Mg_3} = 383,829 \text{ nm}$<br>ab $x_{Mg} \approx 4 \%$  | 0,85                   | 0,05                                  | 2,65                                      |

Die getroffene Annahme, dass das Verhältnis von Magnesiumlinienintensität zur Aluminiumlinienintensität einen deutlicheren Gehaltsanstieg zeigt als in Relation zur Referenzintensität.

renzintensität, kann anhand des Vergleichs der Bestimmtheitsmaße und der Regressoren bestätigt werden. Durch den gleichzeitigen Intensitätsrückgang der Aluminiumlinie und den Intensitätsanstieg der Magnesiumlinie ist ein Indikator gefunden, welcher den Magnesiumanteil im Schmelzbad wiedergibt. Für den Einsatz der In-situ-Legierungsbestimmung zur Überwachung der Schmelzbadzusammensetzung bedeutet der Knick im linearen Anstieg, dass sich Änderungen im Magnesiumgehalt zwischen  $x_{Mg} \approx 1\%$  bis  $x_{Mg} \approx 4\%$  deutlicher im Intensitätsverhältnis erkennen lassen als bei  $x_{Mg} > 4\%$ . Aufgrund der größeren Steigung wirken sich kleine Änderungen im Magnesiumgehalt stärker auf das Intensitätsverhältnis aus. Für die Verwendung der In-situ-Legierungsbestimmung bei größeren Magnesiumgehalten wäre zu prüfen, ob die notwendige Empfindlichkeit zur Detektion von Anteilsschwankungen gegeben ist. Für den weiteren Verlauf der Arbeit wird auf das Intensitätsverhältnis von Magnesiumlinien zu Aluminiumlinien zurückgegriffen. Des Weiteren werden Magnesiumanteile im Schmelzbad von  $x_{Mg} = 4\%$  nicht überschritten.

#### 4.4 Zwischenfazit

Die In-situ-Legierungsbestimmung basiert auf zwei Auswertungsmethoden: der qualitativen Analyse zum Nachweis eines Elements und der quantitativen Analyse zur Bestimmung des Anteils eines Elements an der Schmelze. Dabei ist die Möglichkeit des qualitativen Nachweises eine Grundvoraussetzung zur Ermittlung des quantitativen Elementanteils in einer Legierung. In Kapitel 4 wurden Richtlinien erarbeitet, anhand derer die qualitative Analyse des Metaldampfspektrums eines Schweißprozesses erfolgen kann. Es zeigte sich bei der Auswertung der Spektren, dass das Metaldampfspektrum folgende charakteristische Linien beinhaltet:

- Elementlinien von einigen, jedoch nicht allen Legierungselementen,
- Elementlinien von Verunreinigungen und
- Moleküllinien von Oxiden.

Diese Merkmale der qualitativen Analyse des Metaldampfspektrums können für eine Prozessüberwachung genutzt werden. Die Folgerung aus den Ergebnissen ist jedoch auch, dass nicht alle Legierungselemente im Spektrum identifiziert werden können. Die qualitative In-situ-Legierungsbestimmung ist somit nicht in allen Fällen dazu geeignet, alle Bestandteile des Werkstoffs zu ermitteln.

Die Elementlinien und die damit verbundenen Intensitätswerte sind die bestimmenden Größen für die quantitative Analyse. Ein Vergleich der erfassten Linien verdeutlicht die Unterschiede in der Linienqualität. Mit Hilfe des Vergleichs konnten Elementlinien für das Werkstoffsystem einer Aluminium-Magnesium-Legierung identifiziert werden.



Anhand der ermittelten Elementlinien und ihres Verhaltens bei Elementanteilsänderungen wurde der Nachweis für die Möglichkeit einer Elementanteilsbestimmung im Schmelzbad durch Bildung von Intensitätsverhältnissen erbracht. Die Empfindlichkeit der In-situ-Legierungsbestimmung verschlechtert sich bei höheren Magnesiumgehalten, da die aufgezeichneten Kennlinien eine geringere Steigung in diesen Bereichen aufweisen.

Die Übertragung des Verhaltensprinzips von Magnesium auf andere Legierungselemente ist nur bedingt möglich. Jedoch können das Vorgehen und das Prinzip auf andere Legierungselemente übertragen werden. Für Legierungselemente, welche eine höhere Verdampfungstemperatur als Magnesium besitzen, verschiebt sich die Schwelle zur Identifikation des Elements im Metaldampfspektrum zu höheren Masseanteilen im Ausgangsmaterial. Ist die Verdampfungstemperatur des betrachteten Legierungselements höher als die des Grundmaterials (hier Aluminium), so kann angenommen werden, dass erst bei hohen Elementanteilen eine nennenswerte Verdampfung gegenüber dem Grundmaterial eintritt vorausgesetzt die Verdampfungstemperatur des Legierungselements wird im Schweißprozess erreicht.

Im weiteren Verlauf der Arbeit werden diese Ergebnisse, welche anhand grober Anteilsschritte von  $\Delta x_{Mg} \approx 1\%$  ermittelt wurden, auf einen Laserschweißprozess mit Zusatzdrahtzuführung übertragen. Bei der Auflegierung einer Schweißnaht mit Zusatzdraht sind kleine Anteilsänderungen im Bereich von  $\Delta x_{Mg} \approx 0,2\%$  gewünscht.



## 5 Umsetzung der In-situ-Legierungsbestimmung

### 5.1 Allgemeines

Die In-situ-Legierungsbestimmung wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit bei einem Laserschweißprozess an Aluminiumlegierungen umgesetzt. Die hierfür verwendete Schweißtechnologie ist das Bifokal-Hybrid-Laserstrahlschweißen (BHLS), welches am Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (*iwb*) der Technischen Universität München (TUM) für nicht-schweißgeeignete Aluminiumlegierungen erforscht wird (REINHART et al. 2000, TRAUTMANN 2009).

Beim Laserstrahlschweißen von heißbrissanfälligen Aluminiumlegierungen, wie der Legierung EN AW-6060, bestimmen kleine Masseanteile von Magnesium und Silizium im Schmelzbad über die Qualität der Schweißnaht. Um diese Legierung schweißen zu können wird das BHLS mit einer Zusatzdrahtzuführung verwendet, die es erlaubt die Legierungszusammensetzung im Schmelzbad zu beeinflussen. Zur Überwachung der Masseanteile wurde die In-situ-Legierungsbestimmung in die Systemtechnik der am Institut zur Verfügung stehenden Schweißanlage für das BHLS implementiert. Unter Anwendung der Erkenntnisse aus Kapitel 3 und Kapitel 4 wurde eine Überwachung der Magnesiumanteile im Schmelzbad realisiert. Anhand des Beispiels wurden die Sensitivität und die Stabilität des Verfahrens ermittelt.

### 5.2 Schweißen von heißbrissanfälligen Aluminiumlegierungen

#### 5.2.1 Bifokal-Hybrid-Laserstrahlschweißen

Das BHLS beruht auf einer Kombination der Strahleigenschaften von zwei separaten Laserstrahlquellen. Auf die zu verschweißenden Werkstücke treffen die voneinander unabhängigen Laserstrahlen mit verschiedenen geometrischen Strahlformen auf. Damit gehört das BHLS zu der Familie der Laserschweißverfahren, welche die Multifokustechnik nutzen. Der Begriff der Multifokustechnik beschreibt allgemein das Einwirken von mehreren Laserstrahlen auf ein Schmelzbad. Nach LEIMSER (2009) wird in der Praxis die Doppelfokus- und die Fokusmatrixtechnik unterschieden, welche über eine Strahlteilung bzw. eine Strahladdition realisiert werden. Der Einsatz der Multifokustechnik hat sich als geeignetes Mittel zur Stabilisierung des sehr dynamisch ablaufenden Tiefschweißprozesses erwiesen (HOHENBERGER 2003). Das ursprüngliche Ziel lag in dem Versuch, eine höhere Leistung durch Kombination zweier Strahlquellen (Doppelfokustechnik) für Schweiß- und Beschichtungsprozesse zu qualifizieren (GLUMANN et

al. 1994). In den Arbeiten wird deutlich, dass durch die Multifokustechnik eine Steigerung der Nahtqualität erreichbar ist. DAUSINGER (1997) wies nach, dass besonders bei Aluminiumlegierungen Nahtfehler infolge von Prozessporen und Schmelzbadauswürfen vermindert und teilweise auch vermieden werden können. Prozessporen sind dabei Nahtfehler, welche auf ein Zusammenspiel von Gaseinschlüssen (z. B.: Schutzgas und Metaldampf) und dem Kollabieren der Kapillare zurückzuführen sind (KATAYAMA et al. 2000). Als Ursache für die positiven Effekte der Doppelfokustechnik konnte die künstliche Aufweitung der Dampfkapillare identifiziert werden. Durch die vergrößerte Kapillare werden Gaseinschlüsse sowie ein Kollabieren der Kapillare vermieden und damit die Ursache der Prozessporenbildung verhindert (GLUMANN et al. 1994).

Das BHLS kombiniert einen Tiefschweiß- und einen separaten Wärmeleitungsschweißprozess. Realisiert wird das BHLS durch die Superposition zweier Laserstrahlen mit unterschiedlichen Strahlgeometrien und Intensitäten. Abbildung 63 verdeutlicht die Laserstrahlanordnung mit Hilfe einer Bearbeitungsoptik und den daraus resultierenden Strahlverlauf.

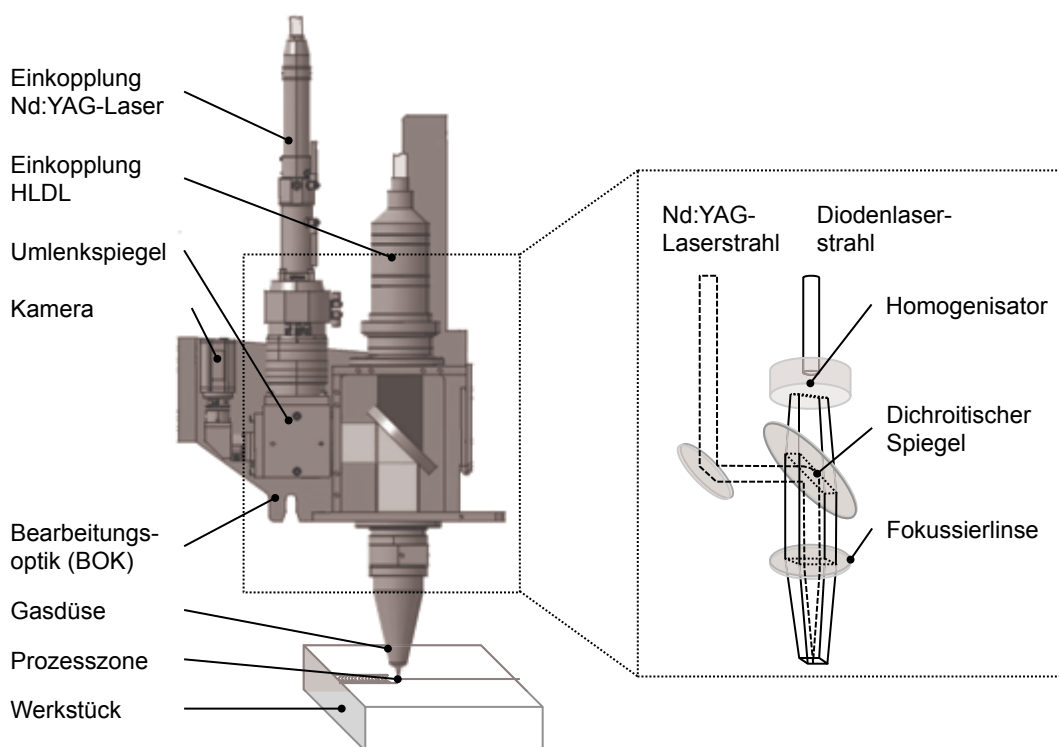


Abbildung 63: Kopplung der Strahlengänge eines Hochleistungsdiodenlasers (HLDL) und eines Nd:YAG-Laser unter Zuhilfenahme eines dichroitischen Spiegels

Zur Erzeugung der beiden unabhängigen Laserstrahlen werden ein Hochleistungsdiodenlaser (HLDL) und ein Nd:YAG-Laser verwendet. Die beiden Laserstrahlen werden

jeweils mittels Lichtleitkabel zur Bearbeitungsoptik geleitet und dort anhand ihrer unterschiedlichen Wellenlängen mit einem dichroitischen Spiegel gekoppelt (vgl. Abbildung 63). Der HLDL-Strahl wird durch einen Homogenisatorring in eine Rechteckform gebracht (HUBER et al. 2009). Diese Strahlform ermöglicht die Realisierung eines großen, gleichmäßigen Wärmeleitungsschweißbads um die Dampfkapillare des Tiefschweißprozesses (ELSER et al. 2009). In Tabelle 22 sind die Konfigurationen für den im Rahmen der vorliegenden Arbeit betrachteten BHLS-Prozess zusammengefasst. Für die Anwendung des BHLS auf die Aluminiumlegierung EN AW-6060 hat sich ein Diodenlaserstrahl mit den Abmessungen  $b_{HLDL} = 0,9$  mm und  $l_{HLDL} = 4,0$  mm und einer Leistung von  $P_{HLDL} = 4300$  W bewährt (vgl. Tabelle 22).

Tabelle 22: Konfiguration des BHLS-Systems für das Schweißen der Aluminiumlegierung EN AW-6060

|                                      | $P_L$ in W | $\lambda_L$ in nm      | $b_{HLDL}, l_{HLDL}$<br>in mm<br>$d_{YAG}$ in $\mu\text{m}$ | $I$ in<br>$10^6$ W/cm <sup>2</sup> | $SPP$ in<br>mm*mrad |
|--------------------------------------|------------|------------------------|---|------------------------------------|---------------------|
| 6-kW-Diodenlaser<br>Laserline GmbH   | 4300       | 915, 940,<br>980, 1030 | 0,9 mm<br>4,0 mm  | 0,12                               | 96<br>250           |
| 3-kW-Nd:Yag-Laser<br>Haas Laser GmbH | 3000       | 1064                   | 600 $\mu\text{m}$   | 1,0                                | 23,6                |

Der Laserstrahl des Nd:YAG-Lasers zeichnet sich durch eine hohe Strahlqualität und eine rotationssymmetrische Leistungsverteilung aus. Er ermöglicht bei der verwendeten Aluminiumlegierung eine große Einschweißtiefe durch Ausbildung des Tiefschweißprozesses. Die Parameter für eine qualitativ hochwertige BHLS-Naht waren eine Leistung von  $P_{YAG} = 3$  kW und ein Durchmesser des Lichtleitkabels von  $d_{YAG} = 600$   $\mu\text{m}$ .

Obwohl das BHLS aufgrund seiner Strahlanordnung einen positiven Einfluss auf das Schweißgefüge der Schweißnaht von heißbrisanfälligen Aluminiumlegierungen hat (TRAUTMANN 2009), können mit Hilfe des BHLS allein im Allgemeinen keine heißbrissfreien Schweißnähte erzeugt werden. Um dies zu erreichen, ist die Zufuhr eines Schweißzusatzdrahts notwendig. Mit Hilfe einer Zusatzdrahtzuführung können zusätzliche Anteile von Legierungselementen in das Schmelzbad und damit in die Schweißnaht eingebracht werden (vgl. Abbildung 64). Die Wahl des Zusatzdrahtes erlaubt eine Auflegierung der Naht mit Silizium und Magnesium.

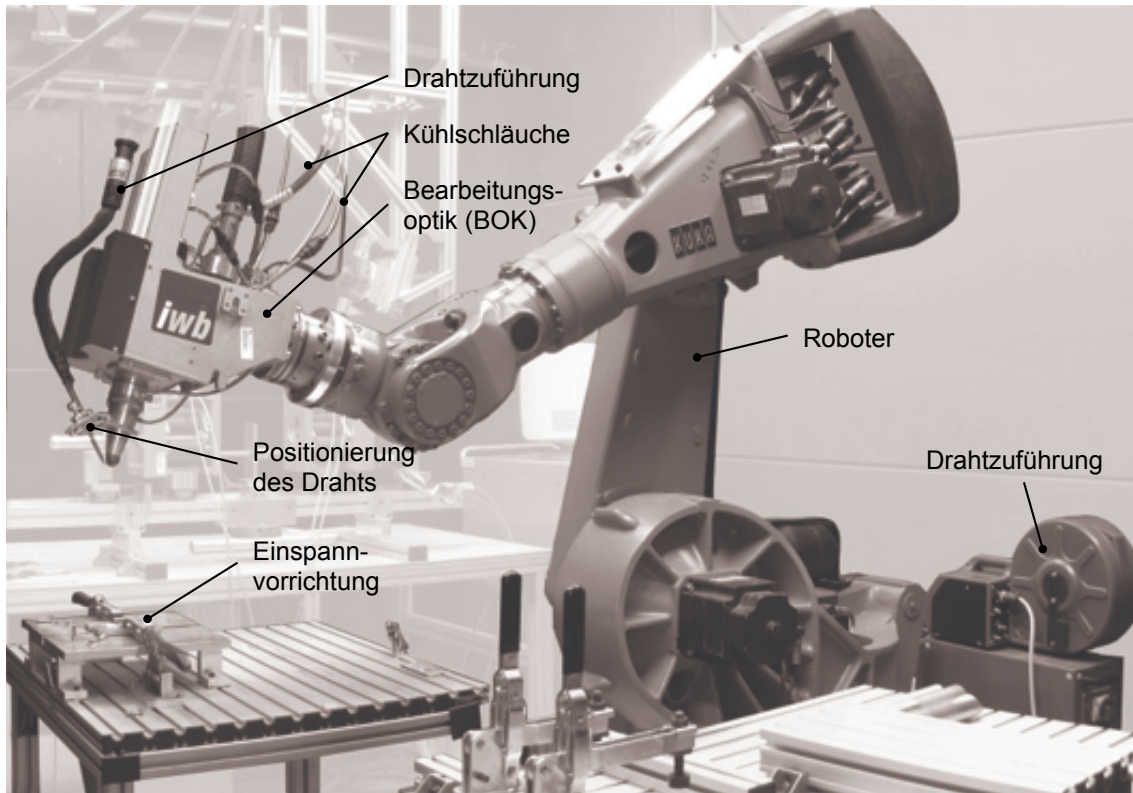


Abbildung 64: Versuchsaufbau für das BHLs mit Zusatzdrahtzuführung am Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (iwb) der TUM

Die Zuführung des Zusatzdrahtes muss dafür relativ zu den Foki der Laser positioniert werden, so dass die Laserstrahlen den Draht mit aufschmelzen und es zu einer Vermischung im Schmelzbad kommen kann (vgl. Abbildung 65).

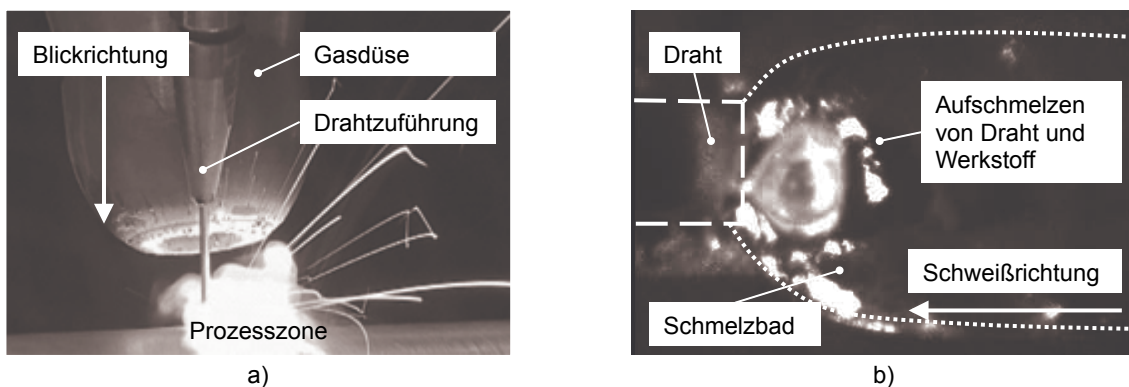


Abbildung 65: a) Zusatzdrahtzuführung im Schweißprozess mit eingezeichneter Blickrichtung für b) den Blick durch die Bearbeitungsoptik auf den Wechselwirkungsbereich beim Schweißprozess

Der Zusatzdraht wird im vorderen Bereich des entstehenden Schmelzbads positioniert, so dass eine Vermischung mit der Metallschmelze bis zur Erstarrung und Nahtausbildung ermöglicht wird.

### 5.2.2 Materialzusammensetzung und Heißrisneigung

Seit langem gehören Heißrisse in einer Schweißnaht in dynamisch beanspruchten Bauteilen zu den gefährlichsten Schweißfehlern (MATTING & NEITZEL 1966). Im Gegensatz zur einfachen Detektion von Makroheißrisen, welche bis zu mehreren Zentimetern lang werden, sind Mikroheißrisse besonders im Inneren der Naht schwer zu detektieren. Deren Gefahr liegt in ihrer Kerbwirkung und ihrem fortschreitenden Wachstum bei einer dynamischen Bauteil- und Schweißnahtbelastung. In der Literatur werden für die Definition von Heißrisen folgende Möglichkeiten unabhängig vom Werkstoff in Betracht gezogen:

- durch den Entstehungsmechanismus (DVS 1004-1 1996, KOU 2003),
- über den Temperaturbereich der Entstehung (HEMSWORTH et al. 1969),
- über die Bruchtopographie bei Bauteilversagen (WOLF 2006) und
- durch den Entstehungsort in und um die Schweißnaht (KRAFKA 2000).

Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird in dieser Arbeit der Schwerpunkt auf die Definition über die Entstehungsmechanismen und den Entstehungsort von Heißrisen gelegt, da diese für den Einsatz der In-situ-Legierungsbestimmung von Bedeutung sind.

Nach Richtlinie DVS 1004-1 (1996) des Deutschen Verbands für Schweißen und verwandte Verfahren e. V. (DVS) entstehen Heißrisse während des Schweißens bei Abkühlung des Schweißgutes im Übergang von der flüssigen in die feste Phase. Heißrisse sind dabei Materialabtrennungen, die entlang der Korngrenzen von sich ausbildenden Dendriten und Zellen verlaufen. Sie treten zumeist in Verbindung mit niedrigschmelzenden, eutektischen Phasen an den Korngrenzen auf. BORLAND (1960) entwickelte eine in vier Stadien unterteilte Theorie zur Entstehung von Heißrisen während des Erstarrungsvorgangs unabhängig vom verwendeten Werkstoff (Abbildung 66).

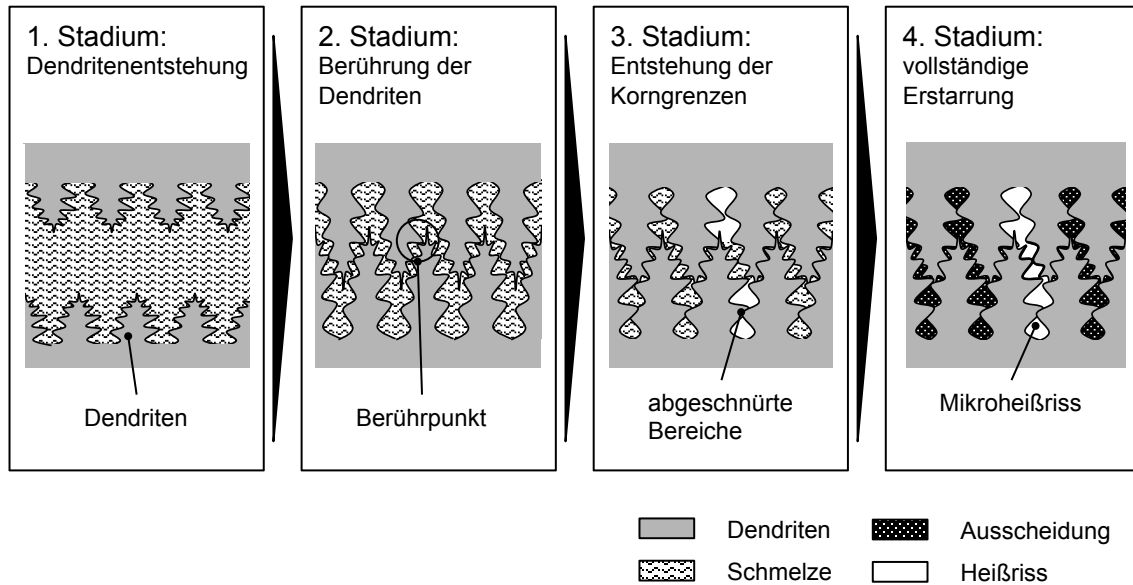


Abbildung 66: Die vier Stadien bei der Heißrissentstehung nach BORLAND (1960)

- 1. Stadium – Primäre Dendritenentstehung** (engl. *primary dendrite formation*): Aus der Schmelze beginnt sich die feste Phase auszuschcheiden. Heißrisse können nicht auftreten, da sowohl die Schmelze als auch erste Keimzellen frei beweglich sind und sich beliebig verschieben lassen. KOU (2003) wies nach, dass die Erstarrung beim Schweißen entlang des hohen Temperaturgradienten zwischen kühlem Feststoff und erhitzter Schmelzbadmitte erfolgt. Aus diesem Grund erstarrt das Schmelzgut zuerst am Schmelzbadrand. Somit kann davon ausgegangen werden, dass sich keine frei beweglichen Keimzellen in der Schmelze befinden. Die von BORLAND (1960) angestellte Überlegung trifft somit nur auf eine idealisierte Schmelze mit frei beweglichen Keimzellen zu.
- 2. Stadium – Berührung der Dendriten** (engl. *dendrite interlocking*): Bei Erreichen der Kohärenztemperatur im Abkühlvorgang berühren sich benachbarte Dendriten erstmals während des Erstarrungsprozesses. In diesem Stadium ist sowohl eine ausgeprägte feste Phase als auch eine Schmelze vorhanden. Die Schmelze kann sich zwischen den Dendriten bewegen. Eine Heißrissbildung ist in diesem Stadium möglich, jedoch ist die Wahrscheinlichkeit groß, dass die Risse durch die frei bewegliche Restschmelze ausheilen. BORLAND (1960) betrachtet in diesem Stadium nicht das Auftreten von thermischen Spannungen und Schrumpfungsvorgängen, welche bereits Einflüsse haben müssten.
- 3. Stadium – Entstehung der Korngrenzen** (engl. *grain boundary development* oder *Critical Solidification Range*): Der Anteil der Schmelze ist in diesem Stadium gering, so dass ein potentiell Nachfließen von Schmelze in Zwischenräume nicht mehr möglich ist. Es entstehen Heißrisse und sie verbleiben mehrheitlich im Gefüge, da eine Ausheilung nur noch vereinzelt stattfinden kann.



- **4. Stadium – vollständige Erstarrung** (engl. *solidification*): Die Solidustemperatur wird erreicht und die restliche Schmelze erstarrt eutektisch. Die entstanden Risse bleiben in der Schweißnaht erhalten.

Wie bereits in der Theorie von BORLAND (1960) angedeutet wird, gibt es eine entscheidende Komponente, die ausschlaggebend dafür ist, ob Heißrisse in der Schweißnaht verbleiben oder nicht. Die während des Erstarrungsprozesses vorhandene Schmelze kann entstehende Heißrisse im Gefüge durch ein Nachfließen auffüllen und ausheilen. Dieser Vorgang wird in der Fachliteratur als *Heißrisshheilung* bezeichnet. Somit besteht die Problematik von Heißrissen im Schweißgut aus einem Zusammenspiel von Heißrissentstehung und Heißrisshheilung. Lediglich wenn eine ungenügende Schmelzmenge am Ende der Erstarrung vorhanden, oder der Weg zu einem Heißriss durch Dendriten versperrt ist, verbleiben die Risse in der Naht und stellen eine Schwachstelle dar. Die kurz vor der vollständigen Erstarrung vorhandene Restschmelze hat eine andere chemische Zusammensetzung als zu Beginn des Verfestigungsprozesses, da es im Verlauf zu einer Entmischung der Legierungselemente kommt. Mit fortschreitender Erstarrung verändert sich damit die chemische Zusammensetzung anwachsenden Kristallschichten (vgl. Abbildung 67). Dieser Prozess hält an, bis die Soliduslinie im Phasendiagramm erreicht ist.

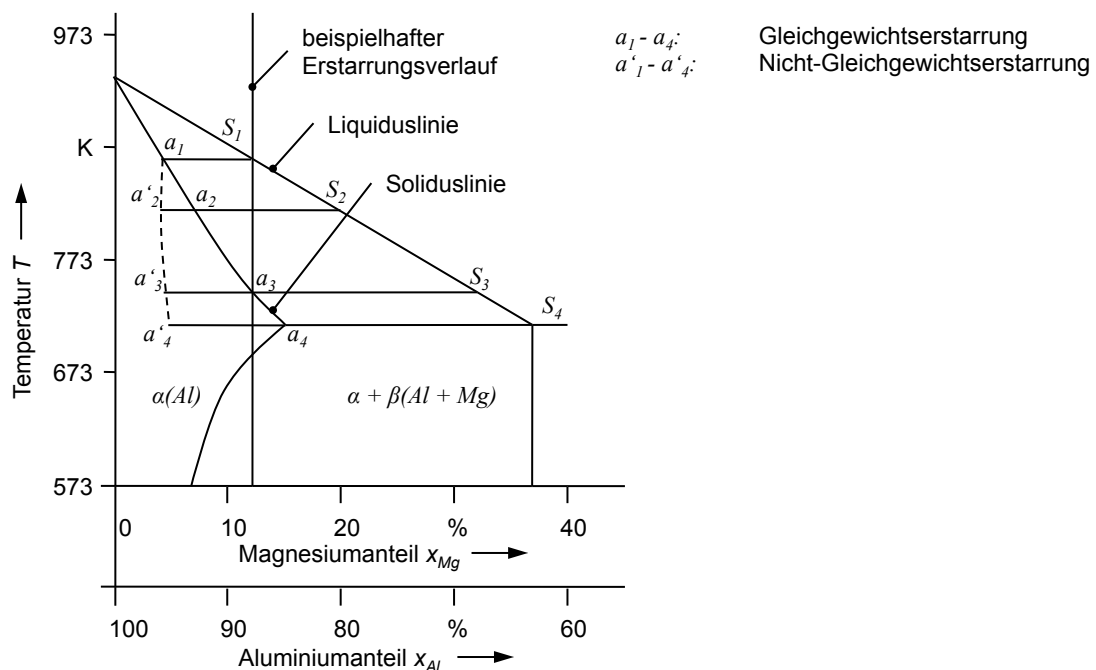


Abbildung 67: Phasendiagramm von Aluminium mit Magnesium und Darstellung der Nicht-Gleichgewichtserstarrung ( $a'_2$  bis  $a'_4$ ) (nach RUGE (1991))

Je höher die Abkühlrate ist, desto weniger kommt es zur Entmischung und zu einem Elementanteilsunterschied zwischen der Schmelze zu Beginn und am Ende des Erstar-

rungsprozesses. Ein Laserstrahlschweißprozess zeichnet sich durch hohe Aufheiz- und Abkühlraten aus, so dass der Grad der Entmischung geringer als bei konventionellen Schweißverfahren ist. Die beim Laserstrahlschweißen übliche hohe Abkühlrate von  $dT/dt > 350 \text{ K/s}$  (KOU 2003) hat somit einen entscheidenden Einfluss auf das entstehende Gefüge, da die Schmelze nicht im Gleichgewicht erstarren kann. In Abbildung 67 geben die Punkte  $a_2$  bis  $a_4$  und  $a'_2$  bis  $a'_4$  den Anteil der gebildeten Mischkristalle  $\alpha(\text{Al})$  beim Fortschritt der Erstarrung am Beispiel einer Aluminiumlegierung mit  $x_{\text{Mg}} = 13 \%$  an. An der Grenzschicht vor der Erstarrungsfront kommt es bei der Nicht-Gleichgewichtserstarrung zur Ausbildung eines geänderten Anteilprofils der Schmelze. Die Restschmelze erstarrt wie ein Eutektikum mit einem Magnesiumanteil von  $S_4$  bei Erreichen der eutektischen Temperatur und stellt im Schweißgefüge die Phase mit der niedrigsten Schmelztemperatur dar (vgl. Abbildung 68) (RUGE 1991).

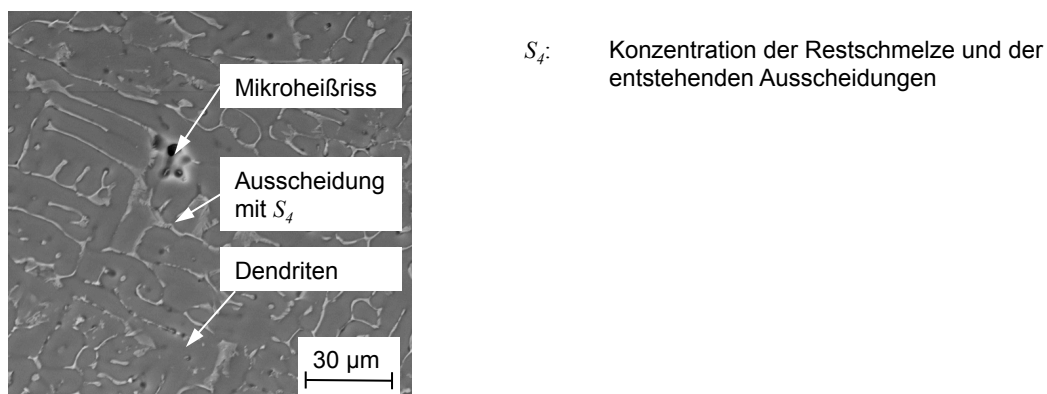


Abbildung 68: Ausschnitt aus dem Gefüge einer Schweißnaht mit Ausscheidungen und einem Mikroheißriss zwischen den Dendriten

Dadurch bilden sich fein verteilte Ausscheidungen im Mischkristallgefüge aus, welche die Zwischenräume der Dendriten füllen. Die leeren Zwischenräume sind Mikroheißrisse im Schweißnahtgefüge. Die Viskosität und damit die Fließfähigkeit der Restschmelze werden durch die enthaltenen Legierungselemente und deren Anteile bestimmt (SKUPIN 2004).

Für die heißrissanfällige Aluminiumlegierung EN AW-6060 sind die für die Heißrisbildung und -heilung kritischen Legierungselemente Silizium und Magnesium. Bereits PUMPHREY & LYONS (1948) belegen deren kritischen Einfluss auf die Ausbildung von Makroheißrissen bei manuellen Schweißungen von Aluminiumwerkstoffen. Die verursachenden Anteile von Silizium und Magnesium wurden zu  $x_{\text{Si}} = 0,4 \%$  bis  $x_{\text{Si}} = 1,5 \%$  und  $x_{\text{Mg}} = 3 \%$  bis  $x_{\text{Mg}} = 6 \%$  bestimmt. Diese Werte können nicht direkt auf die Ergebnisse beim Laserstrahlschweißen von EN AW-6060 übertragen werden, da sich die Abkühlraten stark unterscheiden. Wie in diesem Abschnitt erörtert, hat die Abkühlrate einen erheblichen Einfluss auf die Erstarrung und damit auf die Heißrisausbildung. Die

Abkühlrate steht in direktem Zusammenhang mit der Ausbildung von thermischen Spannungen und Schrumpfvorgängen in der Schweißnaht.

### 5.2.3 Heißbrissneigung der Legierung EN AW-6060

Aufgrund des starken Einflusses von Silizium und Magnesium auf die Eigenschaften der Schweißnähte in Aluminium, wurde mit Hilfe des in Abbildung 64 (S. 102) dargestellten Versuchsaufbaus gezielt die chemische Nahtzusammensetzung von Blindschweißnähten manipuliert. Durch das Schweißen von Blindschweißnähten können auftretende Spannungen gering gehalten werden. CONIGLIO et al. (2008) wiesen nach, dass bei größeren Spannungen mehr Legierungselementanteile in der Restschmelze vorhanden sein müssen, um die Risse auszuheilen.

Die zeitgleichen Variationen der Drahtgeschwindigkeit und der Schweißgeschwindigkeit erlaubten eine stufenweise Auflegung der Schweißnaht. Um in der Schweißnaht verschiedene Anteile an Silizium und Magnesium realisieren zu können, sind die Paarungen von Drahtzufuhr- und Schweißgeschwindigkeit vorab zu berechnen. Eine ähnliche Berechnung erlaubt die Bestimmung der geeigneten Drahtzuführgeschwindigkeit für das BHLS (TRAUTMANN 2009). Hierzu wird vom Ansatz in Gleichung (41) ausgegangen. Er beschreibt den Zusammenhang zwischen den Volumenanteilen des Legierungselements EL im erstarrten Nahtvolumen  $V_{SN}$ , des aufgeschmolzenen Ausgangsmaterials  $V_{AM}$  (hier EN AW-6060) und dem zugeführten Drahtvolumen  $V_{DT}$ . Hierbei sind  $\chi_{EL\_SN}$  der Anteil in der Naht,  $\chi_{EL\_AM}$  der Anteil im aufgeschmolzenen Grundmaterial und  $\chi_{EL\_DT}$  der durch den Draht zugeführte Anteil.  $\chi$  entspricht hierbei dem Volumenanteil und ist in Prozent als Vol.-% anzugeben. Es gilt:

$$\chi_{EL\_SN} \cdot V_{SN} = \chi_{EL\_AM} \cdot V_{AM} + \chi_{EL\_DT} \cdot V_{DT} \quad (41)$$

Da nach DIN 1310 (1984) die Zusammensetzung von Legierungen anhand von Masseanteilen geschieht, ist es für das weitere Vorgehen sinnvoll die Volumenanteile in Masseanteile umzurechnen. Hierzu gelten die Gleichungen:

$$\chi = \frac{V_{EL}}{V_{LG}}, \quad (42)$$

$$x = \frac{m_{EL}}{m_{ges}} \quad (43)$$

und

$$V = \frac{m}{\rho}, \quad (44)$$

wobei  $V_{EL}$  und  $m_{EL}$  das Elementvolumen bzw. die -masse von EL in der Legierung,  $V_{LG}$  und  $m_{LG}$  das Gesamtvolumen bzw. die -masse der Legierung und  $m$  und  $\rho$  allgemein die Masse und die Dichte sind. Hieraus ergibt sich eine Umrechnung zwischen Volumenanteil und Masseanteil in Form von Gleichung (45):

$$\chi = \frac{V_{EL}}{V_{LG}} = \frac{m_{EL}}{m_{LG}} \cdot \frac{\rho_{LG}}{\rho_{EL}} = y_m \cdot \frac{\rho_{LG}}{\rho_{EL}} \quad (45)$$

Es gelten für  $V_{SN}$ ,  $V_{AM}$  und  $V_{DT}$  folgende Zusammenhänge (Gleichungen 46, 47 und 48):

$$V_{SN} = A_{SN} \cdot l_{SN} \quad (46)$$

$$V_{AM} = V_{SN} - V_{DT} \quad (47)$$

und

$$V_{DT} = A_{DT} \cdot v_{DT} \cdot t_S \quad (48)$$

Hierbei sind  $A_{SN}$  die Nahtquerschnittsfläche,  $l_{SN}$  die Nahtlänge,  $A_{DT}$  die Drahtquerschnittsfläche,  $v_{DT}$  die Drahtzufuhrgeschwindigkeit und  $t_S$  die Schweißdauer. Die Schweißdauer kann durch Gleichung (49) beschrieben werden, wobei  $v_S$  die Schweißgeschwindigkeit ist:

$$t_S = \frac{l_{SN}}{v_S} \quad (49)$$

Der Zusammenhang für das aufgeschmolzene Volumen des Ausgangsmaterials steht in Gleichung (50):

$$V_{AM} = l_{SN} \left[ A_{SN} - \frac{A_{DT} \cdot v_{DT}}{v_S} \right] \quad (50)$$

Daraus ergibt sich in Gleichung (51) der Zusammenhang zwischen dem Anteil eines Legierungselements in der Naht und der Drahtzufuhr- und Schweißgeschwindigkeit:

$$\begin{aligned} x_{EL\_SN} \cdot \frac{\rho_{SN}}{\rho_{EL}} \cdot \left[ A_{SN} \cdot l_{SN} \right] = \\ x_{EL\_AM} \cdot \frac{\rho_{AM}}{\rho_{EL}} \cdot l_{SN} \left[ A_{SN} - \frac{A_{DT} \cdot v_{DT}}{v_S} \right] + x_{EL\_DT} \cdot \frac{\rho_{DT}}{\rho_{EL}} \cdot l_{SN} \left[ \frac{A_{DT} \cdot v_{DT}}{v_S} \right] \end{aligned} \quad (51)$$

Hierbei ist  $\rho_{SN}$  die Dichte der Legierung in der Naht,  $\rho_{AM}$  die Dichte der Ausgangslegierung,  $\rho_{EL}$  die Dichte des Elements EL und  $\rho_{DT}$  die Dichte der Drahtlegierung. Daraus ergibt sich durch Kürzen und Umstellen Gleichung (52):

$$x_{EL\_SN} = x_{EL\_DT} \cdot \frac{\rho_{DT}}{\rho_{SN}} \cdot \frac{A_{DT} \cdot v_{DT}}{A_{SN} \cdot v_S} + x_{EL\_AM} \cdot \frac{\rho_{AM}}{\rho_{SN}} \cdot \left[ 1 - \frac{A_{DT} \cdot v_{DT}}{A_{SN} \cdot v_S} \right] \quad (52)$$

Zur Berechnung müssen die verschiedenen Dichten und die Drahtzusammensetzung bekannt sein (Tabelle 23). Bis auf die abgeschätzte Dichte der Legierung in der Naht in Tabelle 23 stammen die Daten aus der Materialdatenbank MATWEB LLC (2011).

Tabelle 23: Angaben zur Dichte von den verwendeten Materialien

| Material                            | EN AW-6060 | S Al 5356 | S Al 4047 | Legierung in der Naht |
|-------------------------------------|------------|-----------|-----------|-----------------------|
| Dichte $\rho$ in kg/dm <sup>3</sup> | 2,7        | 2,63      | 2,65      | 2,68                  |

Die Drahtzusammensetzungen legen über den Gehalt an Magnesium bzw. Silizium den Auflegierungsgrad mit dem entsprechenden Element fest. Der Draht S Al 5356 besitzt einen Magnesiumanteil von  $x_{Mg\_DT} \approx 5\%$  (vgl. Tabelle 24) und der Draht S Al 4047 einen Siliziumanteil von  $x_{Si\_DT} \approx 12\%$  (vgl. Tabelle 25). Die Legierungsbestandteile von EN AW-6060 sind in Tabelle 14 (S. 78) zu finden.

Tabelle 24: Zusammensetzung des Drahtes S Al 5356 mit  $x_{Mg\_DT} \approx 5\%$

| Element       | Si  | Mn  | Mg   | Cr  | Ti   | Al   |
|---------------|-----|-----|------|-----|------|------|
| $x_{LG}$ in % | 0,2 | 0,3 | 5,02 | 0,3 | 0,15 | Rest |

Tabelle 25: Zusammensetzung des Drahtes S Al 4047 mit  $x_{Si\_DT} \approx 12\%$

| Element       | Si   | Mn   | Mg  | Fe  | Ti   | Al   |
|---------------|------|------|-----|-----|------|------|
| $x_{LG}$ in % | 12,3 | 0,15 | 0,1 | 0,6 | 0,15 | Rest |

Zur Bestimmung der Schweiß- und Drahtzufuhrgeschwindigkeit ist die Entwicklung der Nahtquerschnittsfläche zu berücksichtigen. Diese ist nicht konstant. Hierzu wurde eine Näherung verwendet, welche den Anstieg des Nahtquerschnittes mit der Auflegierung berücksichtigt (Gleichung 53):

$$A_{SN}^{i+1} = A_{SN}^i + 0,5 \text{ mm}^2, i \in \mathbb{N} \quad (53)$$

Mit jedem  $i$ -ten Anstieg von  $\Delta x_{EL\_SN} \approx 0,25\%$  erhöht sich die Nahtquerschnittsfläche um  $\Delta A_{SN} \approx 0,5 \text{ mm}^2$ . Die Ausgangsfläche von  $A_N^0 = 5 \text{ mm}^2$  ist die Nahtquerschnittsfläche, wenn kein Zusatzdraht hinzugefügt und mit  $v_S = 3 \text{ m/min}$  geschweißt wird. Basierend darauf lassen sich die notwendigen Geschwindigkeiten berechnen, um den Legierungsgehalt in der Schweißnaht je Schweißung zu variieren. Die Berechnung

wurde mit Hilfe eines Funkenspektrometers, welches die Zusammensetzung in der Naht erfasst, überprüft (vgl. Tabelle 26 und Tabelle 27).

Tabelle 26: Berechneter Magnesiumanteil der Naht und erzielte Magnesiumanteile

| Probennummer                                  | 1                  | 2                  | 3                  | 4                 | 5                 | 6                  | 7                  | 8                 | 9                 |
|---|--------------------|--------------------|--------------------|-------------------|-------------------|--------------------|--------------------|-------------------|-------------------|
| Schweißgeschwindigkeit $v_S$ in m/min         | 5                  | 5                  | 4,5                | 4                 | 3,5               | 3                  | 2,5                | 2,5               | 2,5               |
| Drahtzuführgeschwindigkeit $v_{DT}$ in m/min  | 0                  | 3                  | 4                  | 5                 | 6                 | 7                  | 8                  | 9                 | 10                |
| berechneter Magnesiumgehalt $x_{Mg\_SN}$ in % | 0,50               | 0,85               | 0,98               | 1,12              | 1,29              | 1,51               | 1,81               | 1,89              | 1,96              |
| gemessener Magnesiumgehalt $x_{Mg\_SN}$ in %  | 0,41<br>$\pm 0,01$ | 0,89<br>$\pm 0,17$ | 1,16<br>$\pm 0,25$ | 1,3<br>$\pm 0,19$ | 1,53<br>$\pm 0,1$ | 1,58<br>$\pm 0,35$ | 1,95<br>$\pm 0,15$ | 2,22<br>$\pm 0,5$ | 2,1<br>$\pm 0,25$ |

Da handelsübliche Drähte eingesetzt wurden und es keine magnesiumhaltigen Drähte mit  $x_{Mg\_DT} > 5\%$  gibt, ist nur eine Schrittweite von  $\Delta x_{Mg\_SN} \approx 0,25\%$  in der Auflegung möglich. Dadurch sind die erzielten Magnesiumanteile bei Verwendung des Drahtes S Al 5356 geringer als die erzielten Siliziumanteile durch den zugeführten siliziumhaltigen Draht S Al 4047.

Tabelle 27: Berechneter Siliziumanteil der Naht und erzielte Siliziumanteile

| Probennummer                                 | 1                  | 2                  | 3                 | 4                  | 5                  | 6                  | 7                  | 8                  | 9                  |
|--|--------------------|--------------------|-------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|
| Schweißgeschwindigkeit $v_S$ in m/min        | 5                  | 6                  | 6                 | 5,5                | 5                  | 4,5                | 4                  | 3,5                | 3                  |
| Drahtzuführgeschwindigkeit $v_{DT}$ in m/min | 0                  | 1                  | 2                 | 3                  | 4                  | 5                  | 6                  | 7                  | 8                  |
| berechneter Siliziumgehalt $x_{Si\_SN}$ in % | 0,5                | 0,75               | 0,96              | 1,20               | 1,46               | 1,74               | 2,08               | 2,49               | 3,01               |
| gemessener Siliziumgehalt $x_{Si\_SN}$ in %  | 0,45<br>$\pm 0,01$ | 0,52<br>$\pm 0,01$ | 1,2<br>$\pm 0,10$ | 1,40<br>$\pm 0,16$ | 0,81<br>$\pm 0,34$ | 1,72<br>$\pm 0,01$ | 1,92<br>$\pm 0,25$ | 2,61<br>$\pm 0,19$ | 2,82<br>$\pm 0,18$ |

Aufnahmen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM), verbunden mit einer Graubildanalyse, verdeutlichen den Einfluss von Silizium und Magnesium auf das Nahtgefüge. Mit Hilfe der Graubildauswertung wurde an zufällig gewählten Stellen im oberen,

mittleren und unteren Bereich des polierten Nahtquerschnittes das Gefüge ausgewertet (Abbildung 69).

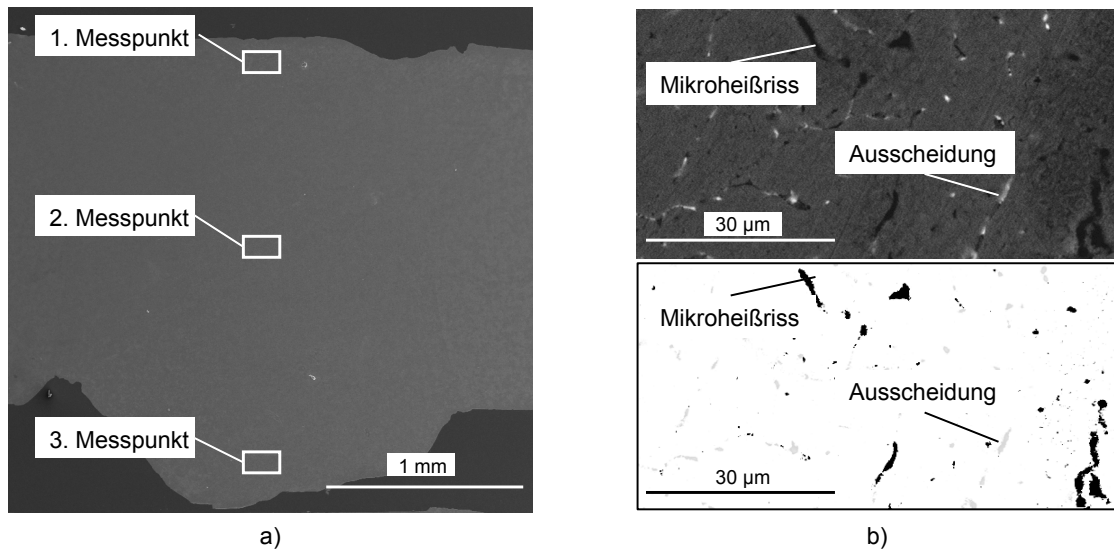


Abbildung 69: a) Messstellen (1. – 3. Messpunkt) im Nahtquerschnitt, b) Messfläche mit Mikroheißrissen und Ausscheidungen

Durch das Einfärben können die Mikroheißrisse von den Ausscheidungen unterschieden und Werte für die Menge an Mikroheißrissen und Ausscheidungen stichprobenartig ermittelt werden (Abbildung 70).

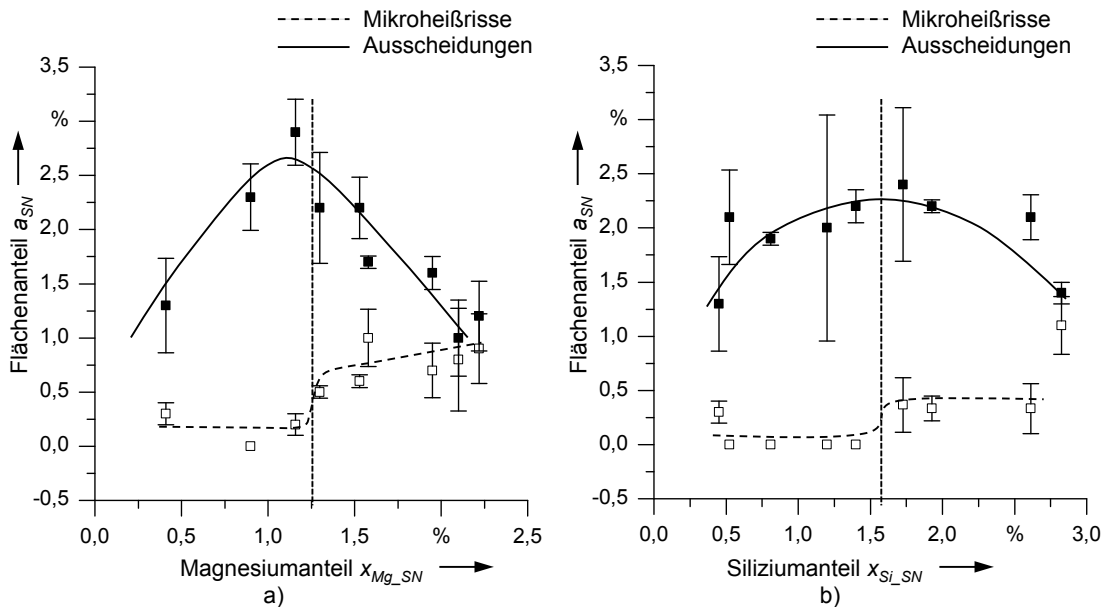


Abbildung 70: a) Flächenanteil von Ausscheidungen und Mikrorissen bei einer Auflegung mit dem Draht S Al 5356 und b) mit dem Draht S Al 4047

Nach der Theorie von BORLAND (1960) muss ein hoher Ausscheidungsanteil für einen geringen Anteil an Mikroheißrissen sprechen, was sowohl für die Auflegung der Aluminiumnaht mit Magnesium als auch mit Silizium nur teilweise zutrifft. Eine geringe Auflegung im Bereich von  $x_{EL\_SN} \approx 0,5\%$  bis  $x_{EL\_SN} \approx 1,5\%$  erzeugt kaum Mikroheißrisse. Für die In-situ-Legierungsbestimmung ergibt sich daraus, dass sie bei kleinen Legierungsanteilsschwankungen von  $\Delta x_{EL\_SN} \approx 0,25\%$  ausreichend sensitiv sein muss, um für das BHLS-Verfahren zum Schweißen von EN AW-6060 mit Zusatzdraht eingesetzt werden zu können. Aus diesem Grund wird im Folgenden die Empfindlichkeit der In-situ-Legierungsbestimmung bei diesen geringen Variationen im Magnesiumanteil beschrieben. Neben der Empfindlichkeit ist auch die Stabilität der In-situ-Legierungsbestimmung innerhalb einer Schweißung von besonderer Bedeutung. Die Stabilität der In-situ-Legierungsbestimmung beschreibt die Eigenschaft das Messsignal frei von strahlen system- und prozessbedingten Schwankungen aufzuzeichnen. Sie kann unabhängig von der Auflegung ermittelt und deshalb an Materialien mit festem Magnesiumgehalt betrachtet werden. Bei Verwendung eines definierten Materials kann von einer homogenen Elementverteilung im Werkstoff ausgegangen werden, was sich in einem stabilen Intensitätsverhältnis widerspiegeln muss. Die Ergebnisse können auf das BHLS mit Zusatzdraht übertragen werden.

### 5.3 In-situ-Legierungsbestimmung beim Schweißen von Aluminium

#### 5.3.1 Empfindlichkeit der Anteilsbestimmung

Nach DIN 1319 (1995) ist die Empfindlichkeit definiert als die Änderung des Wertes der Ausgangsgröße einer Messeinrichtung, bezogen auf die verursachende Änderung des Wertes der Eingangsgröße. Das Ziel der Empfindlichkeitsbestimmung für die In-situ-Legierungsbestimmung ist es, den Nachweis zu führen, dass das Intensitätsverhältnis von Elementlinien auch bei kleinen Anteilsänderungen eines Legierungselements im Schmelzbad eine Anteilsbestimmung erlaubt. Bei dem hier betrachteten BHLS-Prozess entsprechen das Intensitätsverhältnis der Ausgangsgröße und die Magnesiumänderung im Schmelzbad der in der Norm genannten Eingangsgröße. Die Darstellung der Empfindlichkeit erfolgt anhand einer Kennlinie, die das Intensitätsverhältnis als Funktion des Magnesiumgehalts im Schmelzbad darstellt. Hierzu wurden parallel zu den Auflegungsversuchen mit dem Zusatzdraht *SAI 5356* die Metaldampfspektren aufgezeichnet und ausgewertet. Das Spektrometer war hierbei das AvaSpec-2048-USB2.0.

Für das Intensitätsverhältnis wurden zwei Magnesiumlinien im Metaldampfspektrum zur Veranschaulichung ausgewählt. Es handelt sich um die Intensitätslinien bei



$\lambda_{Mg_2} = 383,230$  nm und  $\lambda_{Mg_6} = 518,360$  nm. Für die interne Standardisierung dient die Aluminiumlinie bei der Wellenlänge  $\lambda_{Al_1} = 394,400$  nm (Abbildung 71). Die In-situ-Legierungsbestimmung erlaubt auch bei Anteilsschwankungen von  $\Delta x_{Mg_{SN}} \approx 0,2$  % bis  $\Delta x_{Mg_{SN}} \approx 0,5$  % eine Unterscheidung anhand des Intensitätsverhältnisses. Die Bestimmtheitsmaße von  $R^2 = 0,90$  für die Magnesiumlinie bei  $\lambda_{Mg_2} = 383,230$  nm und  $R^2 = 0,89$  für die Magnesiumlinie bei  $\lambda_{Mg_6} = 518,360$  nm erlauben eine lineare Kennlinie anzunehmen. Es ergeben sich die Zusammenhänge in Gleichung (54) und Gleichung (55):

- Verwendung der Magnesiumlinie bei  $\lambda_{Mg_2} = 383,230$  nm:

$$\Delta x_{Mg_{SN}} = \frac{1}{0,21} \cdot \Delta \left[ \frac{I_{Mg_2}}{I_{Al_1}} \right] \quad (54)$$

- Verwendung der Magnesiumlinie bei  $\lambda_{Mg_6} = 518,360$  nm:

$$\Delta x_{Mg_{SN}} = \frac{1}{0,43} \cdot \Delta \left[ \frac{I_{Mg_6}}{I_{Al_1}} \right] \quad (55)$$

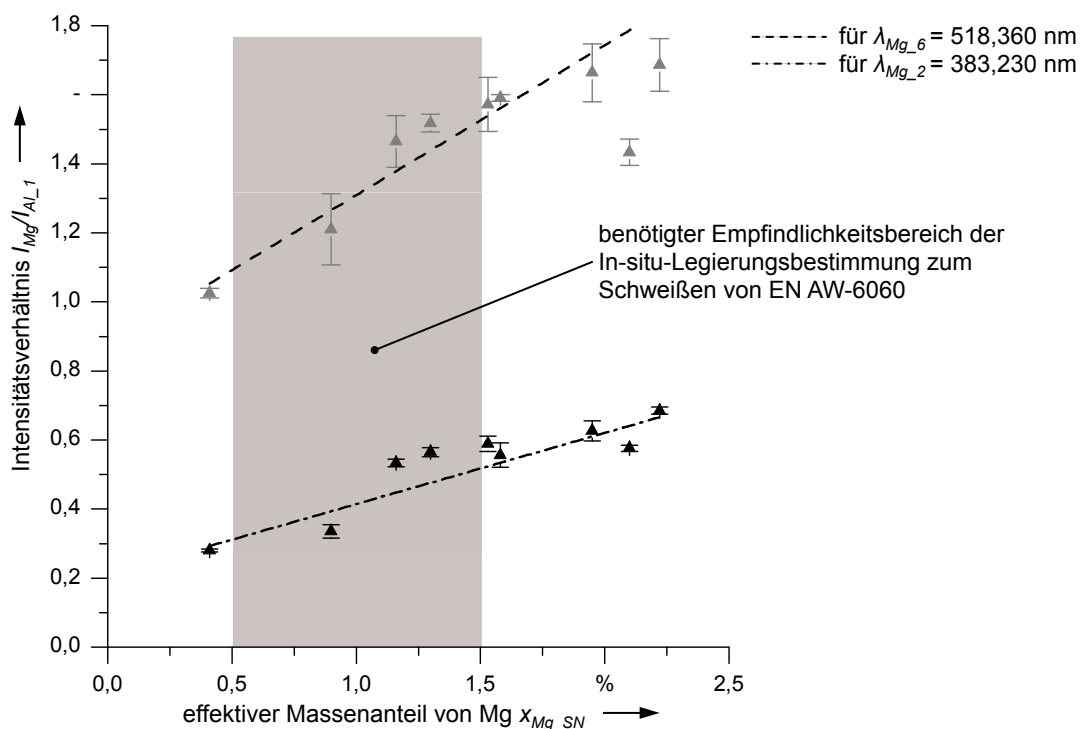


Abbildung 71: Empfindlichkeit der In-situ-Legierungsbestimmung für Magnesium im Schmelzbad in Form von Kennlinien für zwei Intensitätsverhältnisse

Die Kennlinie für die Elementlinie bei  $\lambda_{Mg_6}$  zeichnet sich durch eine erhöhte Steigung von  $b_R = 0,43$  gegenüber der bei  $\lambda_{Mg_2}$  mit  $b_R = 0,21$  aus. Änderungen in der Schmelz-

badzusammensetzung führen somit zu einer deutlicheren Änderung im Intensitätsverhältnis und damit zu einer einfacheren Detektion. Die Magnesiumkennlinie für  $\lambda_{Mg_2}$  hat eine geringere Streuung in den Messwerten, was sich durch den fehlenden, ungünstigen Einfluss der Aluminiumoxidlinien erklären lässt. In dem kleinen Bereich der Anteilsänderung von  $x_{Mg_{SN}} = 0,45\%$  bis  $x_{Mg_{SN}} \approx 2,3\%$  ist der Aluminiumanteil als nahezu konstant anzunehmen und es kommt zu keiner Reduzierung der Empfindlichkeit wie in Abbildung 60 (S. 93). Die notwendige Empfindlichkeit für das BHLS mit Zusatzdraht zum Schweißen von der heißbrissanfälligen Legierung EN AW-6060 ist somit gegeben. In dem für die Mikroheiße relevanten Magnesiumanteilsbereich ist das Verfahren ausreichend sensitiv, um Schwankungen im Magnesiumgehalt der Schmelze erfassen zu können.

### 5.3.2 Stabilität des Verfahrens im Schweißverlauf

Die Stabilität der In-situ-Legierungsbestimmung im Verlauf einer einzelnen Schweißung für eine definierte Schweißnahtlänge wird in dieser Arbeit unter zwei Gesichtspunkten betrachtet. Dabei steht der Begriff Stabilität für die Zuverlässigkeit und die geringe Störanfälligkeit der Signalaufzeichnung.

- Prozessbedingte Aufzeichnungsstabilität: Während des Schweißprozesses für eine Naht mit vorgegebener Nahtlänge kann eine bestimmte Anzahl an Metaldampfspektren durch das Spektrometer aufgezeichnet werden. Die Anzahl wird durch die eingestellte Integrationszeit am Spektrometer und die gewählte Schweißgeschwindigkeit bestimmt. Die prozessbedingte Aufzeichnungsstabilität entspricht der Anzahl der verwertbaren, aufgezeichneten Metaldampfspektren in Relation zur Gesamtanzahl an Metaldampfspektren. Die Verwertbarkeit eines Metaldampfspektrums ist gegeben, wenn die Intensitätswerte im Spektrum sich innerhalb eines festgelegten Intensitätsbereiches befinden. Der Bereich ist durch einen Minimalwert und einen Maximalwert begrenzt. Ist das gesamte Spektrum unterhalb des Minimalwertes, so ist es vom Rauschen nicht zuverlässig zu unterscheiden. Dies tritt dann ein, wenn die Aufzeichnung z. B. durch einen Kollaps der Dampfkapillare und die damit verbundene geringe Menge an angeregten Metaldampf gestört wird. Ein Überschreiten des Maximalwertes geht immer mit der Übersättigung mindestens einer Elementlinie einher. Eine Übersättigung bedeutet, dass die Strahlungsintensität für den Versuchsaufbau zu intensiv war und die Intensität nicht vollständig durch den CCD-Sensor im Spektrometer erfasst werden konnte.
- Stabilität der Intensitätsverhältnisse: Da das Intensitätsverhältnis Auskunft über den Magnesiumanteil im Schmelzbad gibt, ist die Stabilität dieses Verhältnisses im Verlauf einer Schweißung mit nahezu konstantem Magnesiumgehalt entlang der Schweißnaht zu beurteilen. Hierfür werden die verwertbaren einzelnen Metall-

dampfspektren verwendet, welche im Verlauf einer Schweißung mit dem BHLS-Verfahren aufgezeichnet wurden. Kommt es zu größeren Abweichungen im Intensitätsverhältnis, obwohl keine Magnesiumanteilsänderung vorliegt, so spricht das gegen den Einsatz der In-situ-Legierungsbestimmung zur Prozessüberwachung.

Die prozessbedingte Aufzeichnungsstabilität wird an neun Schweißungen von Nähten der Länge  $l_{SN} = 70$  mm beurteilt, die mit dem BHLS-Verfahren hergestellt wurden. Die Nähte wurden mit einer Schweißgeschwindigkeit von  $v_S = 2$  m/min gefertigt und die eingestellte Integrationszeit war  $t_{IT} = 2$  ms. Somit war es möglich, eine Anzahl von  $n_{MS} = 250$  Metaldampfspektren aufzuzeichnen und auszuwerten (Abbildung 72). Dies bedeutet, dass die Strahlung des Schweißprozesses entlang einer Nahtlänge von  $\Delta l_{SN} = 0,28$  mm in einem Metaldampfspektrum zusammengefasst wird. Das eingesetzte Material ist eine Aluminiumlegierung des Typs AlMg $x_{Mg}$ Si4 mit einem nominalen Magnesiumanteil von  $x_{Mg} = 8$  %. Der Magnesiumanteil spielt bei dieser Beurteilung eine untergeordnete Rolle und wird hier lediglich der Vollständigkeit halber genannt. Als Maximalwert für die prozessbedingte Aufzeichnungsstabilität dient die Photonen-zählrate des Spektrometers, angegeben in cps mit einem Wert von  $C_{max} = 67000$  cps. Die Einheit cps (engl. *counts per second*) für die Zählrate entspricht der SI-Einheit Hz. In der Spektrometrie hat sich die Angabe der Zählrate in cps durchgesetzt. Sie wird in dieser Arbeit auch so verwendet. Als Minimalwert diene eine Zählrate von  $C_{min} = 200$  cps, die auf Erfahrungen bei der Aufzeichnung von Metaldampfspektren beruht. Es ergibt sich, dass  $x_{MS} \approx 98$  % bis  $x_{MS} \approx 99$  % der aufgezeichneten Metaldampfspektren für eine In-situ-Legierungsbestimmung geeignet sind (vgl. Tabelle 28). Das heißt, dass die Mehrheit der geschweißten Nahtlänge mit dem bisherigen Aufbau auf die Zusammensetzung hin analysiert werden kann.

Tabelle 28: Anteil der verwertbaren Metaldampfspektren

| Probennummer   | 1     | 2     | 3     | 4     | 5     | 6     | 7     | 8     | 9     |
|--|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Anzahl verwertbarer Metaldampfspektren $n_{MS}$        | 247   | 244   | 246   | 247   | 248   | 247   | 245   | 247   | 247   |
| Rate der verwertbaren Metaldampfspektren $x_{MS}$ in % | 98,80 | 97,60 | 98,40 | 98,80 | 99,20 | 98,80 | 98,00 | 98,80 | 98,80 |

Zur Bewertung der Stabilität der Intensitätsverhältnisse im Schweißverlauf wurden zwei unterschiedliche Materialien geschweißt. Zum einen kam die Aluminiumlegierung EN AW-6060 zum Einsatz, welche in der Legierungszusammensetzung als nahezu homogen betrachtet werden kann. Eine Schwankung im Magnesiumanteil ist lediglich in einem Bereich bis zu maximal  $\Delta x_{Mg} = 0,35$  % erlaubt. Die Legierung wurde mit dem

BHLS-Verfahren ohne Zusatzdraht geschweißt und die Metalldampfspektren wurden über den Schweißverlauf hinweg aufgezeichnet.

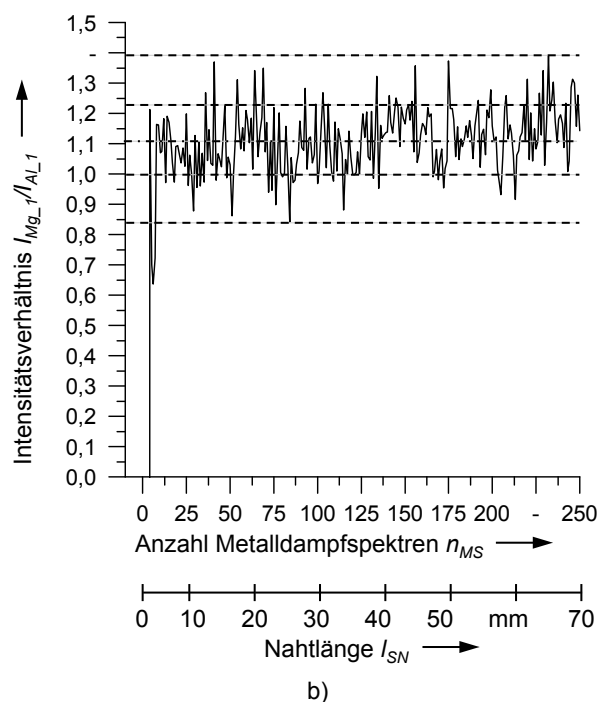
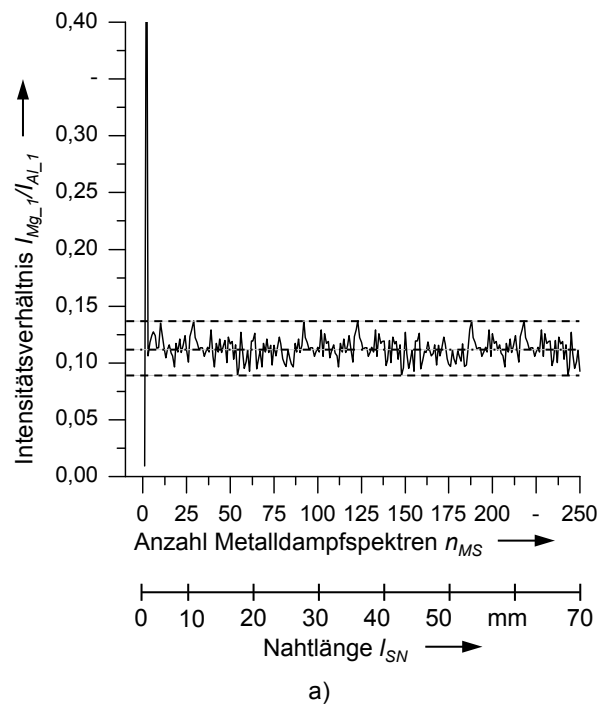


Abbildung 72: a) Verlauf des Intensitätsverhältnisses bei EN AW-6060; b) Verlauf des Intensitätsverhältnisses bei der Legierung  $AlMg_{x_{Mg}}Si_4$  mit  $x_{Mg} = 8\%$  (Parameter: siehe S. 115 oben,  $P_{HLDL} = 4300\text{ W}$ ,  $P_{YAG} = 3\text{ kW}$ )

In Abbildung 72a ist der gleichmäßige Verlauf des Intensitätsverhältnisses aus der Magnesiumlinie  $\lambda_{Mg_2}$  und der Aluminiumlinie  $\lambda_{Al_1}$  während des Schweißprozesses zu sehen. Es trat im Schweißverlauf eine maximale Schwankung im Intensitätsverhältnis von  $\Delta(I_{Mg_2}/I_{Al_1}) = 0,06$  auf. Mit Hilfe des Zusammenhangs in Gleichung (54) lässt sich diese in eine maximale Magnesiumanteilsänderung von  $\Delta x_{Mg} \approx 0,3 \%$  entlang des Schweißnahtverlaufs umrechnen. Hierbei ist jedoch die Messempfindlichkeit des verwendeten Spektrometers (AvaSpec-2048-USB2.0) mit zu betrachten. Daraus ergibt sich für die Magnesiumschwankungen eine Genauigkeit von  $\Delta x_{Mg} \approx 0,3 \% \pm 0,1 \%$ . Zum anderen wurden die Metaldampfspektren beim Schweißen der Aluminiumlegierung AlMg $x_{Mg}$ Si4 mit einem nominalen Magnesiumanteil von  $x_{Mg} = 8 \%$  aufgezeichnet. Da diese Legierung in einer Prototypenanlage gegossen wurde, kam es zu erheblichen Schwankungen in der Legierungselementverteilung in den Werkstücken. Abbildung 72b zeigt den Verlauf des Intensitätsverhältnisses entlang der erzeugten Schweißnaht. Es kann aus der Grafik ermittelt werden, dass das Verhältnis mit einer Abweichung von  $\Delta(I_{Mg_2}/I_{Al_1}) = 0,56$  schwankt. Dies würde, ausgehend vom niedrigsten Intensitätsverhältnis bis hin zum größten Verhältnis, einer maximalen Magnesiumänderung von  $\Delta x_{Mg} \approx 2,6 \% \pm 0,2 \%$  entsprechen. Der Großteil der Änderungen des Intensitätsverhältnisses liegt bei  $\Delta(I_{Mg_2}/I_{Al_1}) = 0,12$  mit einer entsprechenden Schwankung von  $\Delta x_{Mg} \approx 0,57 \% \pm 0,2 \%$ . Der effektive Magnesiumanteil wurde mit Hilfe der EDX zu  $x_{Mg} = 8,47 \% \pm 0,4 \%$  bestimmt. Der mit der EDX gemessene Magnesiumanteil in der Legierung hat entsprechende Schwankungen von  $\Delta x_{Mg} \approx \pm 0,4 \%$ , welche in der gleichen Größenordnung wie die mit der In-situ-Legierungsbestimmung gemessenen Schwankungen liegen. Die In-situ-Legierungsbestimmung ist somit stabil im Verlauf einer Schweißung und spiegelt die Legierungsanteile im Schmelzbad wider.

## 5.4 Zwischenfazit

Die Entstehung von Heißrissen kann die Prozessgrenzen von Laser- und Hybrid-schweißverfahren einschränken und deren Einsetzbarkeit in industriellen Anwendungen in Frage stellen. Diese Prozessgrenzen können durch ein geeignetes Prozessüberwachungswerkzeug erweitert werden. Für die In-situ-Legierungsbestimmung ergibt sich daraus, dass sie bereits bei kleinen Legierungsanteiländerungen im Schmelzbad sensitiv sein muss. Zur Überprüfung wurde das Verfahren beim BHLS der Legierung EN AW-6060 mit Zusatzdraht betrachtet. Mit Hilfe einer Zusatzdrahtzuführung und der Drähte S Al 5356 und S Al 4047 wurden zusätzliche Anteile von Legierungselementen von bis zu 1,5 % und 2,5 % in das Schmelzbad und damit in die Schweißnaht eingebracht. Für die heißrissanfällige Aluminiumlegierung sind die heißrissbildenden, kritischen Legierungselemente Silizium und Magnesium. Der notwendige Auflegierungsgrad zur Unterdrückung der Heißrisse wurde zu  $x_{EL\_SN} \approx 0,5 \%$  bis  $x_{EL\_SN} \approx 1,5 \%$  ermittelt und legte

zugleich die notwendige Empfindlichkeit für die In-situ-Legierungsbestimmung fest. Um in der Schweißnaht mit Hilfe der vorgestellten Anlagentechnik unterschiedliche Anteile an Silizium und Magnesium zu realisieren, wurden die Drahtzufuhr- und die Schweißgeschwindigkeit vorab berechnet. Die Variation der beiden Geschwindigkeiten erlaubte eine stufenweise Auflegierung der Schweißnaht mit Magnesium. Die Ergebnisse an Blindschweißnähten zeigen, dass eine geringe Auflegierung im Bereich von  $x_{Mg\_SN} \approx 0,5\%$  bis  $x_{Mg\_SN} \approx 1,25\%$  Mikroheißrisse im Gefüge verhindert. Für diesen Anteilsbereich an Legierungselementen ist die In-situ-Legierungsbestimmung ausreichend sensitiv, um Schwankungen im Magnesiumgehalt der Schmelze erfassen zu können. Ein Prozentsatz von  $x_{MS} \approx 98\%$  bis  $x_{MS} \approx 99\%$  der während der Schweißung aufgezeichneten Metalldampfspektren kann für die In-situ-Legierungsbestimmung verwendet werden. Während der Schweißung ist die Aufzeichnung stabil und sie bildet die Legierungsanteile im Schmelzbad korrekt ab, wie der Vergleich mit EDX-Analysen verdeutlicht.

## 6 Bewertung der industriellen Anwendbarkeit

### 6.1 Allgemeines<sup>2</sup>

Besondere Herausforderungen für das Schweißen mit Lasern stellen unter anderem diejenigen Werkstoffe und Werkstoffkombinationen dar, welche aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzung normalerweise als ungeeignet für das Schmelzschweißen bezeichnet werden. Die Erweiterung der Prozessgrenzen beim Schweißen dieser Werkstoffe ist entscheidend für den industriellen Einsatz des Laserstrahlschweißens, da Schweißprozesse eine Schlüsselstellung in der Prozesskette einnehmen. Dies ist durch die In-situ-Legierungsbestimmung möglich. Die Grundlagen (Kapitel 3) für das beschriebene Konzept (Kapitel 4) und die Umsetzung der In-situ-Legierungsbestimmung am Demonstratorprozess BHLS mit Zusatzdraht (Kapitel 5) bilden die Basis für den industriellen Einsatz des Prozessüberwachungsverfahrens. Ausgehend von den gesammelten Erkenntnissen wird im vorliegenden Kapitel das Verfahren für die Erweiterung der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen hinsichtlich technischer und wirtschaftlicher Kriterien anhand eines Szenarios, das in der Dissertation von GRUSS (2008) beschrieben ist, bewertet. Dabei erfolgt eine Auflistung der Nutzeneffekte und der erforderlichen Aufwände für die In-situ-Legierungsbestimmung.

### 6.2 Fallbeispiel

#### 6.2.1 Anwender aus der Luft- und Raumfahrt

Zur Beschreibung des Fallbeispiels wird auf den Anwendungsfall, den Schweißprozess und die Untersuchungsmethoden in der Arbeit von GRUSS (2008) zurückgegriffen. Die dort beschriebene Schweißanwendung wird im Rahmen des Fallbeispiels um weitere Quellen und eigene Annahmen zu Kosten, Preisen, Stundensätzen und Gewinnen ergänzt.

Nach GRUSS (2008) stellt der betrachtete Anwender aus dem Industriezweig der Luft- und Raumfahrt Teile der Flugzeugaußenhaut her. Hierbei kommen zwei in der chemischen Zusammensetzung verschiedene Aluminiumlegierungen zum Einsatz. Die Fertigungsaufgabe besteht darin, Verstärkungsrippen auf ein großflächiges Aluminiumblech zu fügen. Die Verstärkungsrippen und das Grundblech bestehen aus ungleichen Alumi-

---

<sup>2</sup> Aus Gründen der Übersichtlichkeit sind die Formelzeichen dieses Kapitels in einem separaten Verzeichnis auf S. XXIII ff. gelistet.

niumwerkstoffen. Der Anwender hat den bisher verwendeten Nietprozess gegen einen Laserschweißprozess mit Zusatzdrahtzuführung ausgetauscht. Dadurch rechnet er mit Einsparungen von 20 % bei den Herstellungskosten und 12 % bei der Masse der Außenhautbauteile.

Durch die Kosteneinsparung kann er seinen Gewinn erhöhen und durch die Masseneinsparung erzielt er einen Vorteil gegenüber Wettbewerbern im gleichen Marktsegment. Er schweißt pro Jahr  $n_{FA} = 450$  Teile für unterschiedliche Flugzeugmodelle. Ein einzelnes Außenhautbauteil hat aufgrund des Materials, der bis dahin eingeflossenen Fertigungsschritte und der damit verbundenen Herstellkosten nach dem Schweißen einen Wert von  $P_{FA} = 10.000$  €. Bei der Qualität der erzeugten Schweißnähte stehen vor allem die Porenfreiheit, die Mikroheißrissfreiheit sowie die Homogenität der Schmelzbadvermischung und der Legierungselementverteilung im Vordergrund. Entstandene Mikroheißrisse können nur durch die Kombination einer aufwendigen Röntgenanalyse mit einer manuellen Rissprüfung (z. B. Farbeindringprüfung) nachgewiesen werden. Eine Zusammenstellung der Randbedingungen auf der Seite des Anwenders ist in Tabelle 29 zu finden.

Tabelle 29: Ausgangssituation auf Seiten des Anwenders

| Randbedingungen für den Anwender        |               |        |         |                           |
|---|---------------|--------|---------|---------------------------|
|   | Formelzeichen | Wert   | Einheit | Quelle                    |
| Stückzahl an Außenhautteilen            | $n_{FA}$      | 450    | 1/a     | Annahme                   |
| Wert eines Außenhautteils               | $P_{FA}$      | 10.000 | €       | Annahme                   |
| Anzahl der Schweißanlagen               | $x_{SA}$      | 2      | -       | Annahme                   |
| Stundensatz Techniker                   | $s_{TK}$      | 26     | €/h     | BISPNICK & DRIBBUSCH 2009 |
| Stundensatz Ingenieur                   | $s_{IN}$      | 33     | €/h     | BISPNICK & DRIBBUSCH 2009 |
| Maschinenstundensatz der Schweißanlage  | $s_{SA}$      | 15     | €/h     | Annahme                   |
| Maschinenstundensatz der Röntgenanlage  | $s_{RA}$      | 50     | €/h     | Annahme                   |
| Arbeitszeit pro Tag (Einschichtbetrieb) | $t_{AS}$      | 7      | h/d     | BISPNICK & DRIBBUSCH 2009 |

### 6.2.2 Nutzeneffekte durch die In-situ-Legierungsbestimmung

Jedes geschweißte Bauteil wird mit dem Farbeindringverfahren auf oberflächliche Risse geprüft. Hierfür wird pro Außenhautbauteil die Arbeitszeit eines Technikers von  $t_{TK} = 4$  h notwendig. Im Anschluss wird jedes Teil mit Hilfe von Röntgengeräten auf innere Mikrorisse und Poren geprüft. Die Untersuchungsdauer beträgt pro Bauteil



$t_{RA} = 4$  h und die Ergebnisse werden anschließend manuell ausgewertet. Dafür fallen  $t_{TK} = 3$  h eines Technikers an. Sollte ein Bauteil Poren oder Heißrisse aufweisen, so muss dieses Bauteil einer manuellen Nacharbeit und im Anschluss erneut den Prüfungen unterzogen werden. Es wird davon ausgegangen, dass durchschnittlich 7,6 % aller Außenhautbauteile pro Jahr aufgrund von Heißrissen in die Nacharbeit gehen und erneut zu prüfen sind. Durch den Einsatz der In-situ-Legierungsbestimmung erhofft sich der Anwender eine Reduzierung der Röntgenanalysenanzahl, da durch diese bereits im Schweißprozess chemische Zusammensetzungen, die zur Heißrissentstehung führen, erkannt werden. Die Anzahl der eingesparten Röntgenanalysen wäre somit  $n_{RA} = 34$  1/a. Des Weiteren soll die In-situ-Legierungsbestimmung die manuelle Rissprüfung vollständig ersetzen, da auf diese Weise bereits kleinste Konzentrationsschwankungen frühzeitig erkannt werden können. Im Gegensatz zur manuellen Rissprüfung kann die Röntgenanalyse nicht vollständig entfallen, da neben Heißrissen auch Poren erkannt werden müssen. Vor jedem Wechsel der Ausgangsmaterialien (ca.  $n_{MW} = 10$  1/a) aufgrund einer neuen Aluminiumcharge müssen aufwendige Drahteinrichtversuche und zerstörende Nahtprüfungen durchgeführt werden, um die Nahtzusammensetzung neu einzustellen bzw. zu kontrollieren. Die Materialkosten hierfür werden pro Neueinstellung auf  $P_{AI} = 1.000$  € geschätzt. Die Aufwände für die Einrichtversuche hinsichtlich Arbeitszeit und Material können mit der In-situ-Legierungsbestimmung deutlich reduziert werden, da keine zerstörenden Nahtprüfungen erforderlich sind. Durch den vollständigen Ersatz der manuellen Rissprüfung, die eingesparten Röntgenanalysen und die einfachere Einrichtung des Schweißprozesses ergeben sich beim Anwender jährliche Nutzeneffekte von  $K_{ISLB\_1} = 71.749$  €/a (vgl. Tabelle 30). Diese Summe resultiert aus den Einzelnutzeneffekten.

Den Nutzeneffekten müssen die zu erwartenden jährlichen Kosten beim Einsatz der In-situ-Legierungsbestimmung gegenübergestellt werden. Anhand der Betrachtung der Nutzeffekte und der Kosten lässt sich im Anschluss berechnen, wie viel Geld für ein derartiges System investiert werden kann. Die zu erwartenden Kosten setzen sich aus den Instandhaltungskosten und den Kosten für eine Mess-System-Analyse (MSA) für das Prozessüberwachungssystem zusammen. Bei der MSA für die In-situ-Legierungsbestimmung müssen regelmäßig unter Einsatz von statistischen Methoden qualitätsrelevante Prozessparameter gemessen und analysiert werden, um sicherzustellen, dass die In-situ-Legierungsbestimmung funktioniert. Im dargestellten Anwendungsfall wird davon ausgegangen, dass  $n_{MSA} = 22$  1/a Messungen pro Jahr durchgeführt werden. Dies bedeutet, dass nach jedem 20sten geschweißten Außenhautbauteil eine MSA-Messung erwartet wird. Da es sich beim zu schweißendem Material für diese MSA-Messungen um eine Legierung mit einem hohen Reinheitsgrad in der chemischen Zusammensetzung handeln muss, wurden die Materialkosten mit 250 € pro MSA-Messung angenommen.

Tabelle 30: Berechnung der Nutzeneffekte auf Seiten des Anwenders

| Jährliche Nutzeneffekte für den Anwender                   |               |   |               |            |         |
|--|---------------|---|---------------|------------|---------|
|  | Formelzeichen | Berechnung  | Wert          | Einheit    | Quelle  |
| <b>Röntgenanalyse</b>                                      |               |   |               |            |         |
| Arbeitszeit für eine Röntgenanalyse                        | $t_{TK}$      |   | 3             | h          | Annahme |
| Maschinenzeit für eine Röntgenanalyse                      | $t_{RA}$      |   | 4             | h          | Annahme |
| Einsparpotential   | $n_{RA}$      |   | 34            | 1/a        | Annahme |
| <b>Nutzeneffekt</b>  | $K_{RA}$      | $K_R = n_{RA} \cdot (t_{RA} \cdot s_{RA} + t_{RA} \cdot s_{TK})$                  | <b>2.924</b>  | <b>€/a</b> |         |
| <b>Einrichten Zusatzdrahtzuführung</b>                     |               |   |               |            |         |
| Anzahl der Einrichtvorgänge                                | $n_{DT}$      |   | 10            | 1/a        | Annahme |
| Differenz der Arbeitszeit für Einrichtvorgänge             | $t_{IN}$      |   | 5             | h          | Annahme |
| Differenz des Materialaufwands für Einrichtvorgänge        | $K_{M\_DT}$   | $K_{M\_DT} = (n_{DT} \cdot 1.000 \text{ €}) - 200 \text{ €/a}$                    | 9.800         | €/a        | Annahme |
| <b>Nutzeneffekt</b>  | $K_{DT}$      | $K_{DT} = K_{M\_DT} + (n_{DT} \cdot t_{DT} \cdot s_{IN}) + (t_{DT} \cdot s_{SA})$ | <b>11.525</b> | <b>€/a</b> |         |
| <b>Manuelle Rissprüfung</b>                                |               |   |               |            |         |
| Arbeitszeit für die Rissprüfung pro Werkstück              | $t_{TK}$      |   | 4             | h          | Annahme |
| Materialaufwand für Rissprüfung                            | $K_{M\_RP}$   | $K_{M\_RP} = n_{FA} \cdot 20 \text{ €}$   | 9.000         | €/a        | Annahme |
| Instandhaltungskosten                                      | $K_{IK\_RP}$  |   | 1.500         | €/a        | Annahme |
| <b>Nutzeneffekt</b>  | $K_{RP}$      | $K_{RP} = K_{IK\_RP} + K_{M\_RP} + (n_{FA} \cdot s_{TK} \cdot t_{TK})$            | <b>57.300</b> | <b>€/a</b> |         |
| <b>Gesamtnutzen durch die In-situ-Legierungsbestimmung</b> | $K_{ISLB\_1}$ | $K_{ISLB\_1} = K_{RA} + K_{DT} + K_{RP}$  | <b>71.749</b> | <b>€/a</b> |         |

Die so ermittelten jährlichen Kosten summieren sich zu  $K_{ISLB\_2} = 11.040 \text{ €/a}$  (vgl. Tabelle 31). Die auf Basis der Einsparpotentiale der Nutzeneffekte berechnete mögliche Investitionssumme für die Beschaffung und Implementierung der Prozessüberwachung beläuft sich demnach auf 71.749 €. Abzüglich der zu erwartenden laufenden Kosten von 11.040 € ergibt sich ein Wert von 60.709 €.

Tabelle 31: Berechnung der zu erwartenden jährlichen Kosten auf Anwenderseite

| Jährliche Kosten für die In-situ-Legierungsbestimmung beim Anwender |                |  |               |            |  |
|---|----------------|--|---------------|------------|--|
|   | Formelzeichen  | Berechnung   | Wert          | Einheit    | Quelle   |
| Instandhaltungskosten   | $K_{IK\_ISLB}$ |  | 5000          | €/a        | Annahme  |
| Anzahl von MSA-Versuchen  | $n_{MSA}$      |  | 20            | 1/a        | Annahme  |
| Arbeitszeit für einen MSA-Versuch                                   | $t_{TK}$       |  | 2             | h          | Annahme  |
| Materialaufwand für MSA-Versuche                                    | $K_{M\_MSA}$   | $K_{M\_MSA} = n_{MSA} \cdot 250 \text{ €}$                   | 5.000         | €/a        | nach GUNDLACH & JOCHEM 2008 und nach GOODFELLOW 2013 |
| Kosten für MSA-Versuche   | $K_{MSA}$      | $K_{MSA} = K_{M\_MSA} + (n_{MSA} \cdot t_{TK} \cdot s_{TK})$ | 6.040         | €/a        |  |
| <b>Gesamtkosten bei Einsatz des Systems</b>                         | $K_{ISLB\_2}$  | $K_{ISLB\_2} = K_{IK\_ISLB} + K_{MSA}$                       | <b>11.040</b> | <b>€/a</b> |  |

### 6.2.3 Berechnung der Anschaffungs- und Implementierungskosten

Die Berechnung der für den Anwender tragbaren Anschaffungskosten erfolgt anhand des Vergleiches mit der zeitgleichen Anlage des Kapitals am Kapitalmarkt (Tabelle 32).

Tabelle 32: Berechnung der auf Anwenderseite akzeptierten Anschaffungskosten

| Akzeptierte Anschaffungskosten für den Anwender |                 |  |                |          |                             |
|---|-----------------|--|----------------|----------|-----------------------------|
|   | Formelzeichen   | Berechnung   | Wert           | Einheit  | Quelle                      |
| Kalkulatorischer Zinssatz                       | $i$             |  | 3              | %        | WITTEBERG & BORNKESSEL 2012 |
| Geforderte Amortisationszeit                    | $t_{AT}$        |  | 3              | a        | Annahme                     |
| <b>Akzeptierte Investitionskosten</b>           | $IK_{ISLB}$     | $IK_{ISLB} = (K_{ISLB\_1} - K_{ISLB\_2}) / (1/t_{AT} + (i/100)/2)$ | <b>174.300</b> | <b>€</b> |                             |
| Fachliche Betreuung                             | $IK_{IN}$       |  | 29.500         | €        | Annahme                     |
| Maschinenaufwände für Tests                     | $IK_{SA}$       |  | 2.600          | €        | Annahme                     |
| Materialaufwände für Tests                      | $IK_M$          |  | 20.000         | €        | Annahme                     |
| <b>Anschaffungskosten</b>                       | $IK_{AS\_ISLB}$ | $IK_{AS\_ISLB} = IK_{ISLB} - IK_{IN} - IK_{SA} - IK_M$             | <b>122.200</b> | <b>€</b> |                             |

Es ist hierfür ein kalkulatorischer Zinssatz von  $i = 3\%$  zu erwarten und eine Amortisationszeit der Anschaffungskosten für das In-situ-Legierungsbestimmung-System von  $t_{AT} = 3$  a gewünscht. Mit Hilfe der Berechnung ergeben sich daraus maximale Investitionskosten von  $IK_{ISLB} = 172.500 \text{ €}$ .

Für die Anschaffungskosten müssen die Aufwände vonseiten des Anwenders bei der Entwicklung und Einführung der In-situ-Legierungsbestimmung berücksichtigt werden. Hierbei wird mit Material- und Maschinenaufwänden sowie Personalkosten gerechnet, welche einen das Projekt begleitenden Ingenieur berücksichtigen. Somit ergeben sich maximale Anschaffungskosten von  $IK_{AS\_ISLB} = 120.500$  €. Diese müssen zur Anschaffung von zwei Systemen zur Prozessüberwachung genügen, da der Anwender zwei Laserschweißanlagen mit der Überwachung ausstatten möchte. Pro System stehen somit  $IK_{AS\_ISLB} = 60.250$  € zur Verfügung. Im Folgenden dient diese Größe zur Berechnung des möglichen Preises auf Seiten des Systemlieferanten.

#### 6.2.4 Zielkostenrechnung beim Systemlieferanten

Der Anwender übergibt die Weiterentwicklung der In-situ-Legierungsbestimmung zur Marktreife an einen Systemlieferanten. Dieser soll auch bei der Integration der Prozessüberwachung in die bestehenden Anlagen unterstützen. Mit Hilfe der Zielkostenrechnung überprüft dieser, ob er dem Anwender ein geeignetes Preisangebot unterbreiten kann. Diese Art der Kostenrechnung ist ein Verfahren, welches durch konsequente Marktorientierung die Planung und Einführung neuer Produkte unterstützt (VON AHSEN 2010). Eine Analyse der subjektiven Anwenderwünsche liefert einen Anhaltspunkt dafür, wie viel Geld das System kosten darf (EWERT & WAGENHOFER 2008). Die Berechnung in dieser Arbeit orientiert sich an dem Vorgehen, welches in der Arbeit von VON AHSEN (2010) für ein mittelständisches Unternehmen beschrieben wird. Für den Systemlieferanten wird für die Berechnung angenommen, dass er nach Fertigstellung des Systems dieses als Produkt auch einem weiteren Kundenkreis ohne größere Änderungen verkaufen kann. Die Dauer der Marktphase wird mit  $t_{MP} = 4$  a angenommen, in der er  $x_{ISLB} = 140$  Stück verkaufen kann. Der angenommene Deckungsbeitrag von  $y_{DB} = 35$  % des Zielpreises beinhaltet anteilig den Gewinn und die Gemeinkosten (vgl. Tabelle 33) (Annahme nach VON AHSEN 2010). Eventuell entstehende Gewährleistungskosten sind in dem Betrag der Gemeinkosten berücksichtigt. Unter Berücksichtigung der tragbaren Anschaffungskosten auf Anwenderseite stehen für die Entwicklung und Fertigung des Systems Herstellungskosten von  $K_H \approx 39.800$  € zur Verfügung. Hierfür benötigt er Personal und eigene Anlagen, welche über deren Stundensätze einzubeziehen sind.

Tabelle 33: Ausgangssituation des Systemlieferanten

| Berechnungsgrundlage für den Systemlieferanten        |               |                                      |         |         |   |
|---|---------------|--------------------------------------|---------|---------|---|
|   | Formelzeichen | Berechnung                           | Wert    | Einheit |   |
| Zielpreis pro Gerät                                   | $P_Z$         |                                      | 61.100  | €       |   |
| Anteil des Deckungsbeitrags (Gewinn und Gemeinkosten) | $y_{DB}$      |                                      | 35      | %       | VON AHSEN 2010                            |
| Mögliche Herstellungskosten                           | $K_H$         | $K_H = P_Z - (y_{DB}/100 \cdot P_Z)$ | ~39.800 | €       |   |
| Prognostizierte Absatzzahlen                          | $n_{ISLB}$    |                                      | 35      | 1/a     | nach dem Fallbeispiel nach VON AHSEN 2010 |
| Dauer der Marktphase                                  | $t_{MP}$      |                                      | 4       | a       | nach dem Fallbeispiel nach VON AHSEN 2010 |
| Absatzzahl über 4 Jahre                               | $x_{ISLB}$    | $x_{ISLB} = t_{MR} \cdot n_{ISLB}$   | 140     |         |   |
| Dauer der Marktphase                                  | $t_{MP}$      |                                      | 4       | a       |   |
| Stundensatz Ingenieur                                 | $s_{IN}$      |                                      | 33      | €/h     | BISPNIK & DRIBBUSCH 2009                  |
| Arbeitszeit pro Tag                                   | $t_{AS}$      |                                      | 7       | h/d     | BISPNIK & DRIBBUSCH 2009                  |
| Maschinenstundensatz der Schweißanlage                | $s_{SA}$      |                                      | 15      | €/h     | Annahme                                   |

Für ein marktreifes Gerät zur In-situ-Legierungsbestimmung sind die Kosten für die Zukaufteile, die Entwicklungskosten und die Herstellungskosten von Bedeutung. Die benötigten Zukaufteile sind ähnlich wie bei dem in dieser Arbeit beschriebenen Versuchsaufbau. Es werden ein Spektrometer, optisches Zubehör, wie z. B. Lichtleitkabel, sowie elektrische und mechanische Kleinteile benötigt. Zusätzlich wird ein Rechnersystem mit einem geeigneten Prozessor- und Betriebssystem bei den Kosten für die Zukaufteile berücksichtigt, welches eine Online-Auswertung der Metalldampfspektren erlaubt (vgl. Tabelle 34). Die Kosten für die Zukaufteile belaufen sich auf  $IK_{ZU} = 26.500$  €. Neben den Zukaufteilen für das System sind auch Entwicklungskosten über einen Zeitraum von  $t_N = 382$  d zu berücksichtigen.

Tabelle 34: Zu berücksichtigende Kosten aufseiten des Systemlieferanten

| Kosten für den Systemlieferanten          |                             |   |                |          |                |
|---|-----------------------------|---|----------------|----------|----------------|
|   | Formel-<br>zei-<br>che<br>n | Berechnung  | Wert           | Einheit  | Quelle         |
| Spektrometer                              | $IK_{SM}$                   |   | 13.000         | €        | Expertenwissen |
| System mit integriertem Echtzeitprozessor | $IK_{EZ}$                   |   | 9.000          | €        | Expertenwissen |
| Optisches Zubehör                         | $IK_{OZ}$                   |   | 3.000          | €        | Expertenwissen |
| Elektrische und mechanische Kleinteile    | $IK_{EM}$                   |   | 1.500          | €        | Expertenwissen |
| <b>Zukaufteile je System</b>              | $IK_{ZU}$                   | $IK_{ZU} = IK_{SM} + IK_{EZ} + IK_{OZ} + IK_{EM}$ | <b>26.500</b>  | <b>€</b> |                |
| Entwicklungszeit                          | $t_{IN}$                    |   | 382            | d        | Annahme        |
| Personalkosten für Entwicklung            | $IK_{PE}$                   | $IK_{PE} = t_{IN} \cdot t_{AS} \cdot s_{IN}$      | 88.242         | a        | Annahme        |
| Material                                  | $IK_M$                      |   | 5.000          | €        | Annahme        |
| Maschinenaufwände                         | $IK_{MS}$                   |   | 10.500         | €        | Annahme        |
| <b>Entwicklungskosten</b>                 | $IK_E$                      | $IK_E = IK_{PE} + IK_M + IK_{MS}$                 | <b>103.742</b> | <b>€</b> |                |

Hierbei werden Material von  $IK_M = 5.000,-$  € und Maschinenaufwände von  $IK_{MS} = 10.500$  € angenommen. Die Entwicklungskosten sind somit  $IK_E = 103.742$  €.

### 6.3 Zwischenfazit: möglicher Produktpreis

Der Produktpreis ergibt sich aus der Summe des Deckungsbeitrags, der Zukaufteilkosten und der Entwicklungskosten pro System (vgl. Tabelle 35).

Tabelle 35: Berechnung des Produktpreises

| Produktpreis des Systemlieferanten        |                         |  |                |          |
|---|-------------------------|--|----------------|----------|
|   | Formel-<br>zei-<br>chen | Berechnung   | Wert           | Einheit  |
| Deckungsbeitrag (Gewinn und Gemeinkosten) | $Y_{DB}$                | $Y_{DB} = y_{DB}/100 \cdot P_Z$                    | ~21.400        | €        |
| Zukaufteile je System                     | $IK_{ZU}$               | $IK_{ZU} = IK_{MS} + IK_{EZ} + IK_{OZ} + IK_{EM}$  | 26.500         | €        |
| Entwicklungskosten je System              | $IK_{E,S}$              | $IK_{E,S} = IK_E/x_{ISLB}$                         | 741            | €        |
| Installationsbegleitung von 1 Monat       | $IK_{IB}$               | $IK_{IB} = 20 \text{ d} \cdot t_{AS} \cdot s_{IN}$ | 4.620          | €        |
| <b>Marktpreis</b>                         | $P_{MT}$                | $P_{MT} = Y_{DB} + IK_{ZU} + IK_{E,S} + IK_{IB}$   | <b>~53.300</b> | <b>€</b> |

Zusätzlich wird eine Installationsbegleitung beim Anwender von 1 Monat berücksichtigt. Der mögliche Produktpreis ergibt sich somit zu  $P_{MT} = 53.300 \text{ €}$ , welcher geringer ist als der Zielpreis auf Anwenderseite von  $P_Z = 61.100 \text{ €}$ .

Unter den getroffenen Annahmen auf Seiten des Anwenders und des Systemlieferanten kann somit das In-situ-Legierungsbestimmung-System wirtschaftlich entwickelt, hergestellt und betrieben werden.

Die Berechnung und die Überprüfung der Wirtschaftlichkeit wurden in dieser Arbeit anhand zweier Fallbeispiele gezeigt. Das Fallbeispiel auf Seiten des Systemlieferanten hatte als Eingangsgröße die berechneten Anschaffungskosten aus dem Fallbeispiel für den Anwender. Aufgrund der fehlenden konkreten Zahldaten kann das Ergebnis nur als Richtwert dienen.





---

## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Der Schritt von der Entwicklung eines neuen Werkstoffs hin zum industriellen Einsatz wird erst dadurch ermöglicht, dass mit geeigneten Prozessen dieser gefügt werden kann. Das Laserstrahlschweißen ist ein leistungsfähiges Verfahren, welches zu diesem Zweck bereits heute bei metallischen Werkstoffen eingesetzt wird.

Die Eigenschaften einer Legierung werden durch die Art und den Gehalt der beigefügten Legierungselemente beeinflusst. Aufgrund der chemischen Zusammensetzung dieser Werkstoffe können sie oft nur in einem engfassten Prozessparameterfenster mit dem Laser geschweißt werden. Außerhalb dieses Parameterfensters können Nahtfehler entstehen, deren Ursachen in der chemischen Nahtzusammensetzung zu finden sind. Ein Prozessüberwachungssystem, welches die chemische Zusammensetzung in der Schmelze überwacht, erlaubt es, innerhalb dieses Fensters den Prozess zu führen. Ziel dieser Arbeit war es, ein derartiges Prozessüberwachungssystem in Form eines Systems zur In-situ-Legierungsbestimmung zu erforschen und dessen Potential, die Nahtqualität zu steigern, herauszuarbeiten.

Hierfür wurde die beim Laserstrahlschweißen entstehende Prozessstrahlung anhand aufgezeichneter Metaldampfspektren hinsichtlich charakteristischer Elementlinien analysiert. Die charakteristischen Elementlinien erlauben die qualitative und quantitative Identifizierung der im Schmelzbad befindlichen Legierungselemente. Die Einsetzbarkeit der In-situ-Legierungsbestimmung zur Prozessüberwachung hängt davon ab, ob die benötigten Elementlinien im Metaldampfspektrum enthalten sind. Gehaltänderungen eines oder mehrerer Legierungselemente werden über die Verhältnisbildung der Intensitäten einzelner Elementlinien erfasst. Mit Hilfe dieses Vorgehens konnten störende Einflüsse aus dem sich sehr dynamisch verhaltenden Lasertiefschweißprozess reduziert werden.

Die eingesetzten Methoden konnten zum Teil und mit Anpassungen von dem chemischen Analyseverfahren LIPS übernommen werden. Um das Verfahren der In-situ-Legierungsbestimmung für das Laserstrahlschweißen zu entwickeln, wurde neben den Methoden eine ähnliche zum Teil auch baugleiche Systemtechnik wie bei der LIPS eingesetzt. Die Voraussetzung für die Übertragbarkeit ist die Existenz eines Plasmas. Durch die unternommenen Prozessanalysen konnte gezeigt werden, dass es sich beim angeregten Metaldampf im Schweißprozess um ein Niedertemperaturplasma handelt.

Anhand der erarbeiteten Richtlinien zur Identifizierung und der ermittelten Kennlinien zur Anteilsbestimmung wurde die In-situ-Legierungsbestimmung am Beispiel des BHLS von Al-Mg-Legierungen ermöglicht. Der Magnesiumanteil hat in diesen Legierungen einen starken Einfluss auf die Ausbildung von Mikroheißrissen und Ausschei-

dungen. Aufgrund dieser Auswirkungen wurde mit Hilfe eines Versuchsaufbaus gezielt die chemische Nahtzusammensetzung von Blindschweißnähten manipuliert. Die Variation der Drahtgeschwindigkeit und der Schweißgeschwindigkeit erlaubte eine stufenweise Auflegierung der Schweißnaht. Es zeigte sich, dass die Schweißnähte bei einer geringen Auflegierung im Bereich von  $x_{EL\_SN} \approx 0,5\%$  bis  $x_{EL\_SN} \approx 1,5\%$  nahezu frei von Mikroheißrissen sind. Für die In-situ-Legierungsbestimmung ergab sich daraus, dass sie bei kleinen Legierungsanteilsschwankungen von  $\Delta x_{EL\_SN} \approx 0,25\%$  bereits ausreichend sensitiv sein muss, um für das BHLS-Verfahren zum Schweißen von Aluminiumlegierungen mit Zusatzdraht eingesetzt werden zu können. Die Ermittlung der Empfindlichkeitskennlinien diente als Nachweis dafür, dass das Verfahren bereits geringe Elementanteilsänderungen im Schmelzbad während des Schweißprozesses erfassen kann. Anteilsänderungen von  $\Delta x_{EL} \geq 0,2\%$  können detektiert werden. Anhand dieser Informationen über die Schmelzbadzusammensetzung ließen sich im Prozess die Anteile von Magnesium im Schmelzbad ermitteln. Bei einer Erstarrung der Schmelze mit kritischen Elementanteilen kann so eine mangelhafte Naht prognostiziert werden. Für die Vermeidung einer qualitativ schlechten Naht kann auf Basis des Ergebnisses der In-situ-Legierungsbestimmung mit einer geeigneten Regelung zur Zusatzwerkstoffzufuhr in den Prozess eingegriffen und das Schmelzbad auflegiert werden. Hierfür wurden in dieser Arbeit die Grundlagen geschaffen und die Voraussetzungen untersucht. Die Aufzeichnung von Elementanteilsänderungen während des Schweißverlaufs ist sehr stabil. Es können 99 % der erfassten Metalldampfspektren für eine Auswertung verwendet werden.

Die technische und wirtschaftliche Betrachtung verdeutlicht zudem, dass das System sowohl auf Anwenderseite als auch auf Seiten des Systemlieferanten wirtschaftlich darstellbar ist. Dies hängt jedoch im Einzelfall von der Komplexität der Schweißaufgabe in der Anwendung ab.

Neben der Überwachung der Zusatzdrahtzuführung sind für die Zukunft auch andere Einsatzgebiete denkbar. Beispielsweise ist ein Einsatz des Verfahrens beim Selektiven Laserstrahlsintern zur Erstellung von Multimaterialbauteilen vorteilhaft. Durch die Prozessüberwachung wäre ein gezielter Schichtaufbau möglich, der die Kontrolle über die Gradierung eines Materialübergangs erlaubt. Hierzu wurden am *iwb* bereits erste Erkenntnisse gewonnen. Des Weiteren ist der Ausbau des Systems zur Detektion von schwer anzuregenden Legierungselementen durch Integration einer separaten Laserstrahlquelle, ähnlich wie beim LIPS-Verfahren, überlegenswert. Durch dieses Laserstrahlensystem kann dem angeregten Metalldampf vermehrt Energie zugeführt werden, so dass auch Elemente wie Silizium im Metalldampfspektrum erscheinen. Wie bereits in Abschnitt 1.3.2 (S. 8) angedeutet, ist auch der Ausbau zu einer In-situ-Legierungsregelung zu prüfen. Hierzu ist die Integration eines Echtzeitsystems zur Erfassung und Auswertung in die Anlage notwendig. Mit Hilfe dieses Systems kann zum Beispiel eine

---

reaktionsschnelle Zusatzdrahtzuführung angesteuert und der Legierungsgehalt der Naht geregelt werden. Die In-situ-Legierungsbestimmung hat das Potential für vielfältige Einsatzgebiete auch über die Grenzen des Laserstrahlschweißens hinaus.



---

## 8 Literaturverzeichnis

### ADEN 1994

Aden, M.: Plasmadynamik beim laserinduzierten Verdampfungsprozess einer ebenen Metalloberfläche. Diss. RWTH Aachen (1993). Aachen: Shaker 1994. ISBN: 3-86111-834-3. (Berichte aus der Lasertechnik).

### VON AHSEN 2010

von Ahsen, A. (Hrsg.): Bewertung von Innovationen im Mittelstand. 1. Aufl. Berlin: Springer 2010, S. 82 - 84. ISBN: 978-3-642-01699-8.

### VON ALVENSLEBEN & DILTHEY 2000

von Alvensleben, F.; Dilthey, U.: Laserstrahlschweißen: Prozesse, Werkstoffe, Fertigung und Prüfung. Düsseldorf: Verlag für Schweißen und Verwandte Verfahren 2000. ISBN: 3-87155-906-7. (Handbuch zum BMBF-Projektverband "Qualifizierung von Laserverfahren" im Rahmen des Förderkonzeptes Laser 2000).

### ARAGÓN & AGUILERA 2008

Aragón, C.; Aguilera, J. A.: Characterization of laser induced plasmas by optical emission methods: A review of experiments and methods. Spectrochimica Acta Part B 63 (2008) 9, S. 893 - 916.

### AVANTES 2011

Avantes BV (Hrsg.): AVASOFT for AvaSpec-USB 2.0. Eerbeek, Niederlande: 2011.

### BASS 2011

Bass, H. (President of Automation Creations, Inc.): MatWeb: MATERIAL PROPERTY DATA. <<http://www.matweb.com>> - 06.12.2011.

### BECK 1996

Beck, M.: Modellierung des Lasertiefschweißens. Diss. Universität Stuttgart (1996). Stuttgart: Teubner 1996. ISBN: 3-519-06218-6. (Forschungsberichte des IFSW).

### BEERSIEK 2004

Beersiek, J.: Überwachung und Regelung der Einschweißtiefe beim Schweißen mit Laserstrahlung. Diss. RWTH Aachen (2003). Aachen: Shaker 2004. ISBN: 3-8322-2819-5. (Berichte aus der Lasertechnik).

### BEHRINGER 2000

Behringer, K.: Einführung in die Plasmaspektroskopie. 1. Aufl. Garching: 2000. 17.01.2012. (Vorlesungsskript).

### BEHRINGER 2001

Behringer, K.: Spektroskopische Diagnostik von Nichtgleichgewichtsplasmen. 1. Aufl. Garching: 2001. 17.01.2012. (Vorlesungsskript).

BEYER 1985

Beyer, E.: Einfluss des laserinduzierten Plasmas beim Schweißen mit CO<sub>2</sub>-Lasern. Diss. Technische Universität Darmstadt (1984). Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik 1985. ISBN: 3-87155-861-3. (Schweißtechnische Forschungsberichte 2).

BEYER 1995

Beyer, E.: Grundlagen des Laserstrahlschweißens: Anwendungen der Lasertechnik in der Fertigung. Habilitationsschrift. RWTH Aachen (1995).

BISPNIK & DRIBBUSCH 2009

Bispnick, R.; Dribbusch, H.: Arbeitspapier 02/2009: Was verdienen Technikerinnen und Techniker?. <<http://www.lohnspiegel.de>> - 26.05.2013.

BOGAERTS & GIJBELS 1998

Bogaerts, A.; Gijbels, R.: Fundamental aspects and applications of glow discharge spectrometric technique. Spectrochimica Acta Part B 53 (1998) 1, S. 1 - 42.

BONFIG & LIU 2004

Bonfig, K. W.; Liu, Z.: Virtuelle Instrumente und Signalverarbeitung: Zustandsüberwachung und Diagnose von Maschinen mit LabView. 1. Aufl. Berlin: Vde Verlag GmbH 2004. ISBN: 3-8007-2755-2.

BORLAND 1960

Borland, J. C.: Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds. British Welding Journal 7 (1960) 8, S. 508 - 512.

BOSCH 1998

Bosch, K.: Statistik-Taschenbuch. 3 Aufl. München: Oldenbourg 1998, S. 592-626. ISBN: 3-486-24670-4.

BYSTRAM 1961

Bystram, M. C. T.: Welding stainless steels. Nuclear Engineering 6 (1961) 60, S. 193 - 198.

CHANG 2000

Chang, C.: Berechnung der Schmelzbadgeometrie beim Laserstrahlschweißen mit Mehrfokustechnik. Diss. Universität Stuttgart (2000). München: Utz 2000. ISBN: 3-89675-825-X. (Forschungsberichte des IFSW).

COLON et al. 1993

Colon, C.; Hatem, G.; Verdugo, E.; Ruiz, P.; Campos, J.: Measurement of the Stark broadening and shift parameters for several ultraviolet lines of singly ionized aluminum. Journal of Applied Physics 73 (1993) 10, S. 4752 - 4758.

---

CONIGLIO et al. 2008

Coniglio, N.; Cross, C. E.; Michael, T.; Lammers, M.: Defining a Critical Weld Dilution to Avoid Solidification Cracking in Aluminum: A new weldability test and a new approach for relating cracking susceptibility, filler metal dilution, and local strain rate conditions in aluminum welds were developed. *Welding Journal* 87 (2008) 9, S. 237 - 247.

CREMERS & RADZIEMSKI 2006

Cremers, D. A.; Radziemski, L. J.: *Handbook of laser-induced breakdown spectroscopy: Methods and Applications*. 1. Aufl. West Sussex: John Wiley & Sons 2006. ISBN: 0-470-09299-8.

DAINTITH 2008

Daintith, J.: *Oxford Dictionary of Chemistry*. 6. Aufl. Oxford: Oxford University Press 2008. ISBN: 978-0-19920-463-2.

DASGUPTA & MAZUMDER 2006

Dasgupta, A.; Mazumder, J.: A Novel Method of Lap Welding of Automotive Sheet Steel Using High Power CW CO<sub>2</sub> Laser. 4th International Congress on Laser Advanced Materials Processing. Kyoto, Japan, 16.-19.05.2006.

DAUSINGER 1995

Dausinger, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energiekopplung und Prozesseffektivität*. Habilitationsschrift. Universität Stuttgart (1994). Stuttgart: Teubner, B. G. 1995. ISBN: 3-519-06217-8. (Forschungsberichte des IFSW).

DAUSINGER et al. 1997

Dausinger, F.; Rapp, J.; Hohenberger, B.; Huegel, H.: Laser beam welding of aluminium: state of the art and recent developments. International Body Engineering Conference on Advanced Technologies & Processes (IBES'97). Stuttgart, 30.09.-02.10.1997.

DEMTROEDER 2007

Demtroeder, W.: *Laserspektroskopie : Grundlagen und Techniken*. 5. Aufl. Berlin: Springer 2007. ISBN: 978-3-540-33792-8.

DIETRICH 2009

Dietrich, S.: *Sensorik zur Schwerpunktslagebestimmung der optischen Prozessemissionen beim Laserstrahl-tiefschweißen*. Diss. Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (2008). Bamberg: Meisenbach 2009. ISBN: 978-3-87525-292-7. (Bericht aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie).

DILTHEY et al. 2000

Dilthey, U.; Goumeniouk, A.; Lopota, V.; Turichin, G.: Kinetic description of keyhole plasma in laser welding. *Journal of Physics D: Applied Physics* 33 (2000) 21, S. 2747 - 2753.

DILTHEY 2005

Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen. 3. Aufl. Berlin: Springer 2005. ISBN: 978-3-54021-674-2.

DILTHEY 2006

Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1: Schweiß- und Schneidtechnologien. 3. Aufl. Berlin: Springer 2006, S. 203 - 204. ISBN: 978-3-54021-673-5.

DIN 1310 1984

DIN 1310:1984-02: Zusammensetzung von Mischphasen (Gasgemische, Lösungen, Mischkristalle); Begriffe, Formelzeichen. Berlin: Beuth 1984.

DIN 1319-1 1995

DIN 1319-1:1995-01: Grundlagen der Messtechnik - Teil 1: Grundbegriffe. Berlin: Beuth 1995.

DIN 8528-1 1973

DIN 8528-1:1973-06: Schweißbarkeit; metallische Werkstoffe, Begriffe. Berlin: Beuth 1973.

DIN 32532 2009

DIN 32532:2009-08: Schweißen - Laserstrahlverfahren zur Materialbearbeitung - Begriffe für Prozesse und Geräte. Berlin: Beuth 2009.

DUDECK et al. 2006

Dudeck, S.; Rieger, D.; Puente León, F.: Zeitlich und räumlich aufgelöste Spektroskopie gepulster Laserschweißprozesse. 13te ITG/GMA-Fachtagung: Sensoren und Messsysteme. Albert-Ludwigs-Universität Freiburg, 13.-14.03.2006.

DVS 1004-1 1996

DVS 1004-1, Heißrissprüfverfahren - Grundlagen: DVS Merkblätter. Düsseldorf: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V. 1996.

ELSER et al. 2009

Elser, J.; Ruch, D.; Schneider, M.; Köhler, G.; Gerbracht, T.; Ochs, A.; Marré, M.; Becker, D.; Selvaggio, A.; Huber, S.; Ruhstorfer, M.: Steigerung der Qualität und Zuverlässigkeit einer Prozesskette zur flexiblen Herstellung leichter Tragwerkstrukturen. ZWF Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb 104 (2009) 6, S. 442 - 449.

ERIKSSON et al. 2009

Eriksson, E. A. I.; Norman, P.; Kaplan, A. F. H.: Basic study of photodiode signals from laser welding emissions. 12th Nordic Laser Materials Processing Conference (NOLAMP). Copenhagen, Denmark, 24.-26.08.2009.



---

ESKIN & KATGERMAN 2007

Eskin, D. G.; Katgerman, L.: A Quest for a New Hot Tearing Criterion. Metallurgical and Materials Transactions A 38A (2007) 7, S. 1511 - 1519.

EWERT & WAGENHOFER 2008

Ewert, R.; Wagenhofer, A.: Interne Unternehmensrechnung 7. Aufl. Berlin: Springer 2008, S. 288. ISBN: 978-3-540-77283-5. (Springer-Lehrbuch)

FABBRO et al. 2007

Fabbro, R.; Slimani, S.; Coste, F.; Briand, F.: Analysis of the various melt pool hydrodynamic regimes observed during cw-Nd:YAG deep penetration laser welding. In: Vollertsen, F. et al. (Hrsg.): Proceedings of the 26th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) 2001. Orlando, USA, 29.10. - 01.11.2007. Boca Raton, USA: CRC Press 2007, S. 382-390. ISBN: 978-3-00-021449.

FAHRENWALDT et al. 2011

Fahrenwaldt, H. J.; Schuler, V.; Jürgen, T.; Wittel, H.: Praxiswissen Schweißtechnik: Werkstoffe, Prozesse, Fertigung. 4. Aufl. Wiesbaden: Vieweg+Teubner 2011. ISBN: 978-3-8348-1523-1.

FRIDMANN 2008

Fridmann, A.: Plasma Chemistry. 1. Aufl. Cambridge: Cambridge University Press 2008. ISBN: 978-0-521-84735-3.

FRIEDHOFF & GAWLIK 1985

Friedhoff, P. K.; Gawlik, N.: Konzentration-kontrollierende Sensortechnik. Schweissen & Schneiden 37 (1985) 8, S. 367 - 369.

GAIGALAS et al. 2009

Gaigalas, A. K.; Wang, L.; He, H.-J.; DeRose, P.: Procedures for Wavelength Calibration and Spectral Response Correction of CCD Array Spectrometers. Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology 114 (2009) 4, S. 215 - 228.

GERLACH & SCHWEITZER 1933

Gerlach, W.; Schweitzer, E.: Foundations and methods of chemical analysis by emission spectrum. Nature 131 (1933) 3308, S. 420 - 424.

GILLNER 2001

Gillner, A.: Technologiecluster Schweißen in Elektronik und Feinwerktechnik. DVS FA 10 Technologiecluster Schweißen. Düsseldorf, 29.05.2001.

GLUMANN et al. 1994

Glumann, C.; Rapp, J.; Dausinger, F.; Huegel, H.: Welding with a combination of two CO<sub>2</sub>-lasers - advantages in processing and quality. In: Denney, P. et al. (Hrsg.): Proceedings of the International Congress on Application of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) 1993. Orlando, USA, 24.-28.10.1993. Boca Raton, USA: CRC Press 1994, S. 672 - 678. ISBN: 978-0-91203-550-5.

GOODFELLOW 2013

Goodfellow GmbH: Goodfellow: Sämtliche Materialien für die wissenschaftliche und industrielle Forschung und Herstellung. <<http://www.goodfellow.com>> - 26.05.2013.

GOERLICH & MORGENSTERN 2003

Goerlich, S.; Morgenstern, T.: Aufbau und Anwendung von Spektroradiometern. Photonik 34 (2003) 1, S. 36 - 40.

GRESES et al. 2001

Greses, J.; Hilton, P. A.; Barlow, C. Y.; Steen, W. M.: Spectroscopic studies of plume/plasma in different gas environments. In: Chen, X. et al. (Hrsg.): 20th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) 2001. Jacksonville, USA, 15.-18.10.2001. Boca Raton, USA: CRC Press 2001, S. 1043 - 1052. ISBN: 0-912035-73-0. (Band 90).

GRIEM 2009

Griem, H. R.: Principles of Plasma Spectroscopy. Cambridge: Cambridge University Press 2009. ISBN: 978-0-511-52457-8. (Cambridge Monographs on Plasma 2).

GROOVER 2008

Groover, M. P.: Automation, Production Systems, and Computer-Integrated Manufacturing. 3. Aufl. Upper Saddle River, USA: Pearson 2008. ISBN: 978-0-13239-321-8.

GRUSS 2008

Gruss, H.: Schweißgerechte Struktur- und Prozessstrategien im Flugzeugbau. Diss. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg (2008). <<http://diglib.uni-magdeburg.de/Dissertationen/2008/holgruss.pdf>> - 22.01.2012.

GUMENYUK 2004

Gumenyuk, A.: Modellbildung und Prozesssimulation des Laserstrahlschweißens von Leichtbauwerkstoffen. Diss. RWTH Aachen (2004). Aachen: Shaker 2004. ISBN: 978-3-8322-3396-9. (Aachener Berichte Fügetechnik 165).

GUNDLACH & JOCHEM 2008

Gundlach, C.; Jochem, R.: Praxishandbuch Six Sigma: Fehler vermeiden, Prozesse verbessern, Kosten senken. 1. Aufl. Düsseldorf: Symposium Publishing 2008. ISBN: 978-3-939707-03-5.

GVB 2011

GVB GmbH - Solutions in Glass (Hrsg.): New Boroplate - Floated Borosilicate Glass 3.3. Herzogenrath: 2011.

HAKEN & WOLF 2008

Haken, H.; Wolf, C.: Atom- und Quantenphysik: Einführung in die experimentellen und theoretischen Grundlagen. 8. Aufl. Berlin: Springer 2008. ISBN: 3-540-02621-5. (Springer-Lehrbuch).

---

HECHT 2001

Hecht, E.: Optik. 4. Aufl. München: Oldenbourg 2001. ISBN: 3-486-27359-0.

HEIMERDINGER 2003

Heimerdinger, C.: Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen für die Luftfahrt. Diss. Universität Stuttgart (2003). München: Utz 2003. ISBN: 3-83160-256-5. (Forschungsberichte des IFSW).

HEMSWORTH et al. 1969

Hemsworth, B.; Boniszewski, T.; Eaton, N. F.: Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. Metal Construction and British Welding Journal 1 (1969) 1, S. 5 - 15.

HOHENBERGER 2003

Hohenberger, B.: Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik - Steigerung von Prozeßstabilität, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung. Diss. Universität Stuttgart, Stuttgart (2002). München: Utz 2003. ISBN: 3-8316-0223-9. (Forschungsberichte des IFSW).

HUBER et al. 2009

Huber, S.; Merzkirch, M.; Zaeh, M. F.; Schulze, V.: Applications of high-power diode lasers for aluminum welding. SPIE - LASE 2009: High-Power Diode Laser Technology and Applications VII. Proceedings of SPIE. San Jose, CA, USA, 26.01.2009.

HUEGEL & DAUSINGER 2004

Huegel, H.; Dausinger, F.: Fundamentals of laser-induced processes. In: Poprawe, R. et al. (Hrsg.): Laser Applications. Berlin: Springer 2004. ISBN: 978-3-540-00105-8. (Landolt-Börnstein - Group VIII Advanced Materials and Technologies Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology C).

HUEGEL & GRAF 2009

Huegel, H.; Graf, T.: Laser in der Fertigung: Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren. 2. Aufl. Wiesbaden: Vieweg+Teubner 2009. ISBN: 978-3-8351-0005-3.

ION 2000

Ion, C. J.: Laser beam welding of wrought aluminium alloys. Science and Technology of Welding and Joining 5 (2000) 5, S. 265 - 276.

JOVANOVIĆ 2006

Jovanovic, A. (Hrsg.): Roadmap of the European Technology Platform for Advanced Engineering Materials and Technologies. Brussel: European Technology Platform for Advanced Engineering Materials and Technologies 2006. (EuMaT - Materials for Life Cycle).

KATAYAMA et al. 2000

Katayama, S.; Seto, N.; Matsunawa, A.: Formation mechanism of porosity in high power YAG laser welding. In: Huegel, H.; Matsunawa, A.; Mazumder, J. (Hrsg.): International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) 2000. Dearborn, USA, 02.-05.10.2000. Boca Raton, USA: CRC Press 2000, S. 16 - 25. ISBN: 978-0-912035-62-8. (Band 89).

KATAYAMA 2009

Katayama, S.: Fundamentals of Fiber Laser Welding. International Colloquium High Power Laser Welding 2009. Berlin, 12.10.2009.

KLOCKE & KOENIG 2007

Klocke, F.; Koenig, W.: Fertigungsverfahren 3: Abtragen, Generieren und Lasermaterialbearbeitung. 4. Aufl. Berlin: Springer 2007. ISBN: 3-540-23492-6.

KOU 2003

Kou, S.: Welding Metallurgy. 2. Aufl. New Jersey: John Wiley & Sons 2003. ISBN: 978-0-47143-491-7.

KRAFKA 2000

Krafka, H.: Risse in Schweißverbindungen: Heißrissarten, Heißrissentstehung und Heißrissprüfung. DVM-Bericht (2000) 232, S. 161 - 171.

LAZIC et al. 2001

Lazic, V.; Barbini, R.; Colao, F.; Fantoni, R.; Palucci, A.: Self-absorption model in quantitative laser induced breakdown spectroscopy measurements on soils and sediments. Spectrochimica Acta Part B 56 (2001) 6, S. 807 - 820.

LEE & MAZUMDER 2010

Lee, H. S.; Mazumder, J.: Characteristics of disk laser induced plasmas. In: Liu, X. (Hrsg.): International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) 2010. Anaheim, USA, 26.-30.09.2010. Boca Raton, USA: CRC Press 2010, S. 33 - 38. ISBN: 978-0-912035-61-1. (Band 103).

LEIMSER 2009

Leimser, M.: Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen. Diss. Universität Stuttgart (2008). München: Utz 2009. ISBN: 978-3-8316-0854-6. (Forschungsberichte des IFSW).

MAI & SPOWAGE 2004

Mai, T. A.; Spowage, A. C.: Characterisation of dissimilar joints in laser welding of steel-kovar, copper-steel and copper-aluminium. Materials Science and Engineering A 374 (2004) 1-2, S. 224 - 233.

MATTING & NEITZEL 1966

Matting, A.; Neitzel, M.: Das Bewerten von Schweißfehlern im Dauerschwingversuch. Schweißen und Schneiden 18 (1966) 3, S. 113 - 124.

---

MOHAMED & WALID 2007

Mohamed, Y.; Walid, T.: Fast LIBS Identification of Aluminum Alloys. Progress in Physics 2 (2007) 4, S. 87 - 92.

MÜLLER-BORHANIAN 2005

Müller-Borhanian, J.: Integration optischer Messmethoden zur Prozesskontrolle beim Laserstrahlschweißen (INESS). München: Utz 2005. ISBN: 3-8316-0531-9. (Forschungs- und Tagungsberichte).

NELIS 1997

Nelis, T.: Calibration. In: Payling, R. et al. (Hrsg.): Glow Discharge Optical Emission Spectrometry. West Sussex: John Wiley & Sons 1997, S. 413 - 417. ISBN: 0-471-96683-5.

NORMAN et al. 2008

Norman, P.; Engstroem, H.; Kaplan, A. F. H.: Theoretical analysis of photodiode monitoring of laser welding defects by imaging combined with modelling. Journal of Physics D: Applied Physics 41 (2008) 19, S. 195 - 202.

OHNESORGE 2008

Ohnesorge, A.: Bestimmung des Aufmischungsgrades beim Laser-Pulver-Auftragschweißen mittels laserinduzierter Plasmaspektroskopie (LIPS). Diss. Technische Universität Dresden (2008). Stuttgart: Fraunhofer IRB 2008. ISBN: 978-3-8167-7929-2.

OLSSON et al. 2011

Olsson, R.; Eriksson, I.; Powell, J.; Langtry, A. V.; Kaplan, A. F. H.: Challenges to the interpretation of the electromagnetic feedback from laser welding. Optics and Lasers in Engineering 49 (2011) 2, S. 188 - 194.

PALANCO et al. 2001

Palanco, S.; Klassen, M.; Skupin, J.; Hansen, K.; Schubert, E.; Sepold, G.; Laserna, J. J.: Spectroscopic diagnostics on CW-laser welding plasmas of aluminum alloys. Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy 56 (2001) 6, S. 651 - 659.

PAYLING 1997

Payling, R.: Optical Emission in the Glow Discharge Source. In: Payling, R. et al. (Hrsg.): An Overview of GD-OES. West Sussex: John Wiley & Sons 1997, S. 20 - 47. ISBN: 0-471-96683-5.

PFEIFFER 2010

Pfeiffer, W.: Neue Werkstoffe - nutzlos ohne passende Verbindungstechnik. Konstruktion: Zeitschrift für Produktentwicklung und Ingenieur-Werkstoffe 63 (2010) 1/2-2011, S. 3 - 4.

PIETANZA et al. 2010

Pietanza, L. D.; Colonna, G.; De Giacomo, A.; Capitelli, M.: Kinetic processes for laser induced plasma diagnostic: A collisional-radiative model approach. Spectrochimica Acta Part B 65 (2010) 8, S. 616 - 626.

PLASMO 2011

plasma Industrietechnik GmbH (Hrsg.): processobserver advanced: Qualität bleibt nicht verborgen. Wien: 2011.

PLETEIT 2002

Pleteit, H.: Analyse und Modellierung der Keyhole-Dynamik beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen. Diss. Universität Bremen (2002).

PORTER 1999

Porter, M. E.: Nationale Wettbewerbsvorteile: erfolgreich konkurrieren auf dem Weltmarkt. Frankfurt: Carl Ueberreuter 1999, S. 223 - 300. ISBN: 3-7064-0606-3. (Management-Bibliothek).

PRECITEC 2011

Precitec Optronik GmbH (Hrsg.): Laserschweißen - Qualitätsüberwachung: Ideen mit System. Rodgau: 2011.

PRESSE- UND INFORMATIONSAMT DER BUNDESREGIERUNG 2008

Presse- und Informationsamt der Bundesregierung (Hrsg.): Wissen schafft Wohlstand: Die Innovationspolitik der Bundesregierung. Berlin: 2008.

PROMETEC 2011

PROMETEC GmbH (Hrsg.): Monitoring of Laser Welding by Measurement of Plasma Radiation - Plasma Monitor PM 7000. Aachen: 2011.

PUMPHREY & LYONS 1948

Pumphrey, W. I.; Lyons, J. V.: Cracking during the casting and welding of the more common binary aluminum alloys. Journal of the Institute of Metals 74 (1948) 3, S. 439 - 455.

RADZIEMSKI & CREMERS 1989

Radziemski, L. J.; Cremers, D. A.: Laser-Induced Plasmas and Applications. New York: Marcel Dekker 1989. ISBN: 978-0-82478-078-4. (Optical Engineering 21).

RALCHENKO et al. 2008

Ralchenko, Y.; Kramida, A. E.; Reader, J. (Principal Developers): NIST Atomic Spectra Database. <<http://physics.nist.gov/PhysRefData/ASD/index.html>> - 05.09.2011.

REINHART et al. 2000

Reinhart, G.; Haertl, J.; Lehner, C.: Laser beam welding with a hybrid laser system. In: Huegel, H. et al. (Hrsg.): Proceedings of the International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) 2000. Dearborn, USA, 02.-05.10.2000. Boca Raton, USA: CRC Press 2000, S. C81 - C91. ISBN: 0-912035-62-5. (Band 89).

---

RIEDEL 2004

Riedel, F.: Trends in der Schweiß- und Füge­technik. 6. Chemnitzer Symposium Füge­technik/Schweiß­technik. Wissenschaftliche Schriftenreihe des Institutes für Fertigungstechnik/Schweiß­technik der TU Chemnitz. Chemnitz, 13.05.2004.

RUGE 1991

Ruge, J.: Handbuch der Schweiß­technik - Werkstoffe 1. 3. Aufl. Berlin: Springer 1991. ISBN: 3-540-06197-5.

RUB 2006

Ruß, A.: Schweißen mit dem Scheibenlasern: Potentiale der guten Fokussierbarkeit. Diss. Universität Stuttgart (2006). München: Utz 2006. ISBN: 3-8316-0580-7. (Forschungsberichte des IFSW).

SCHAEFFLER 1949

Schaeffler, A. L.: Constitution diagram for stainless steel weld metal. Metal Progress 56 (1949) 11, S. 680 - 680B.

SCHIRRMEISTER et al. 2003

Schirrmeister, E.; Warnke, P.; Dreher, C.: Untersuchung über die Zukunft der Produktion in Deutschland: Sekundäranalyse von Vorausschau-Studien für den europäischen Vergleich. Deutscher Anteil des Eureka-Factory-Projekts Informan 2000+. Karlsruhe: 2003. (Fraunhofer-Institut für Systemtechnik und Innovationsforschung (ISI)).

SCHITTENHELM 2000

Schittenhelm, H.: Diagnostik des laserinduzierten Plasmas beim Abtragen und Schweißen. Diss. Universität Stuttgart (2000). München: Utz 2000, S. 14 ff. ISBN: 3-89675-712-1. (Forschungsberichte des IFSW).

SCHNEIDER et al. 2002

Schneider, U.; Bruckner, H.; Bölskey, E.: Aluminium, Glas. Wien: Springer 2002, S. 5. ISBN: 3-211-83413-3. (Baustoffe und ihre Anwendungen 1).

SCHULZE 1974

Schulze, G. E. R.: Metallphysik: Ein Lehrbuch. 2. Aufl. Wien: Springer 1974. ISBN: 3-211-81113-3.

SCHUTZRECHT DE 102008006625

Schutzrecht DE 102008006625 A1 (20.08.2009). ThyssenKrupp Steel AG. Pr.: DE200810006625 29.01.2008. Mueller, G. et al. Verfahren zum Laserstrahlschweißen von beschichteten Platinen.

SCHUTZRECHT DE 3344683

Schutzrecht DE 3344683 C2 (20.06.1985). Gustav Stähler GmbH & Co KG. Pr.: DE19833344683 10.12.1983. Gawlik, N. et al. Verfahren und Einrichtung zur Nahtmittenföhrung der Elektrode beim automatischen Schweißprozess.

SCHUTZRECHT DE 4027714

Schutzrecht DE 4027714 C2 (05.03.1992). Fraunhofer Gesellschaft zur Förderung angewandter Forschung e.V. Pr.: DE19904027714 01.09.1990. Koehler, U. et al. Verfahren und Vorrichtung zur Überwachung der Einschweißtiefe beim Überlappschweißverbindungen.

SCHUTZRECHT EP 1447164

Schutzrecht EP 1447164 A1 (18.08.2004). MCE VOEST GmbH & Co. Pr.: AT20030000194 07.02.2003. Drab, E. Verfahren und Vorrichtung zum Schweißen oder Beschichten von Werkstücken.

SHAO & YAN 2005

Shao, J.; Yan, Y.: Review of techniques for on-line monitoring and inspection of laser welding. In: Prosser, S. J. et al. (Hrsg.): Sensors and their Applications XIII. Limerick, Ireland, 06.-08.09.2005. London: Taylor & Francis 2005, S. 101 - 107. ISBN: 978-0750309783. (Journal of Physics: Conference Series 15).

SIBILLANO et al. 2006

Sibillano, T.; Ancona, A.; Berardi, V.; Schingaro, E.; Basile, G.; Lugara, P. M.: A study of shielding gas influence on the laser beam welding of AA5083 aluminium alloys by in-process spectroscopic investigation. Optics and Lasers in Engineering 44 (2006) 10, S. 1039 - 1051.

SIBILLANO et al. 2009

Sibillano, T.; Ancona, A.; Berardi, V.; Lugara, P. M.: A Real-Time Spectroscopic Sensor for Welding Laser Processes. Sensors 9 (2009) 5, S. 3376 - 3385.

SIBILLANO et al. 2010

Sibillano, T.; Ancona, A.; Rizzi, D.; Rodil, S. S.; Nieto, R. J.; Konuk, A. R.; Aarts, R.; Huis, A. J.; Veld, H.: Study on the correlation between plasma electron temperature and penetration depth in laser welding processes. Laser Assisted Net Shape Engineering (LANE 2010). September 2010.

SKUPIN 2004

Skupin, J.: Nichtlinear dynamisches Modell zum Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen. Diss. Universität Bremen (2004). Aachen: Shaker 2004, S. 65 - 68. ISBN: 3-8322-2645-1. (Berichte aus der Lasertechnik).

SMIRNOV 2001

Smirnov, B. M.: Physics of ionized gases. 1. Aufl. London: John Wiley & Sons 2001. ISBN: 0-471-17594-3.

SMITH et al. 2011

Smith, P. L.; Heise, C.; Esmond, J. R.; Kurucz, R. (Smithsonian Research Associate): Kurucz Database. <<http://www.pmp.uni-hannover.de/cgi-bin/ssi/test/kurucz/sekur.html>> - 05.09.2011.



---

SOKOLOWSKI 1991

Sokolowski, W.: Diagnostik des laserinduzierten Plasmas beim Schweißen mit CO<sub>2</sub>-Lasern. Diss. RWTH Aachen (1991). Aachen: Verlag der Augustinus Buchhandlung 1991. ISBN: 3-86073-001-0. (Aachener Beiträge zur Lasertechnik 2).

STUERMER & MOMMSEN 2005

Stuermer, M.; Mommsen, J.: Reduzierte Fertigungskosten durch flexible WeldWatcher®-Prozessüberwachung. In: Dausinger, F. et al. (Hrsg.): Stuttgarter Lasertage '05: Standortbestimmung der Lasertechnologie in der industriellen Materialbearbeitung. Stuttgart, 28.-30.09.2005. Weinheim: WILEY-VCH 2005, S. 171 - 176. ISBN: 3-527-40553-4.

TENDERO et al. 2005

Tendero, C.; Tixier, C.; Tristant, P.; Desmaison, J.; Leprince, P.: Atmospheric pressure plasmas: A review. *Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy* 61 (2005) 1, S. 2 - 30.

TRAUTMANN 2009

Trautmann, A.: Bifocal hybrid laser welding : a technology for welding of aluminium and zinc-coated steels. Diss. Technische Universität München (2008). München: Utz 2009. ISBN: 978-3-8316-0876-8. (Forschungsberichte *iwb* 230).

VAS'KOVSKII et al. 1991

Vas'kovskii, Y. M.; Gordeeva, I. A.; Rovinskii, R. E.; Shirikova, I. P.: Experimental determination of the parameters of a laser jet and verification of ionisation equilibrium. *Soviet Journal of Quantum Electronics* 21 (1991) 9, S. 984 - 986.

WAGATSUMA 1997a

Wagatsuma, K.: Optical Emission in the Glow Discharge Source. In: Payling, R. et al. (Hrsg.): *Glow Discharge Optical Emission Spectrometry*. West Sussex: John Wiley & Sons 1997a, S. 347 - 354. ISBN: 0-471-96683-5.

WAGATSUMA 1997b

Wagatsuma, K.: Basic Physical Principles. In: Payling, R. et al. (Hrsg.): *Glow Discharge Optical Emission Spectrometry*. West Sussex: John Wiley & Sons 1997b, S. 341 - 346. ISBN: 0-471-96683-5.

WEBERPALS 2010

Weberpals, J. P.: Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserschweißen. Diss. Universität Stuttgart (2010). München: Utz 2010. ISBN: 978-3-8316-0995-6. (Forschungsberichte des IFSW).

WIESEMANN 2004

Wiesemann, W.: Process monitoring and closed-loop control. In: Popraw, R. et al. (Hrsg.): Laser Application. Berlin: Springer 2004, S. 243 - 275. ISBN: 978-3-540-00105-8. (Landolt-Börnstein - Group VIII Advanced Materials and Technologies Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology C).

WITTEBERG & BORNKESSEL 2012

Witteberg, V.; Bornkessel, H.: 3. Studie zum Finanzlageverhalten und Finanzanlagebedürfnis mittelständischer Unternehmen: Mittelstand nutzt Wirtschaftsaufschwung zum Liquiditätsaufbau. Fachhochschule des Mittelstands in Zusammenarbeit mit der Commerzbank AG (2012).

WOLF 2006

Wolf, M.: Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren. Diss. Helmut-Schmidt-Universität, Hamburg (2006). Bremerhaven: Wirtschaftsverlag NW 2006. ISBN: 978-3-86509-599-2. (Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung: BAM-Dissertationsreihe 19).

ZAEH et al. 2010a

Zaeh, M. F.; Huber, S.; Daub, R.: In-situ melt identification during laser beam welding In: Liu, X. (Hrsg.): Proceedings of the International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) 2010. Anaheim, CA, USA, 26.-30.09.2010. Boca Raton, USA: CRC Press 2010, S. 1317 - 1322. ISBN: 978-0-912035-61-1. (Band 103).

ZAEH et al. 2010b

Zaeh, M. F.; Braunreuther, S.; Daub, R.; Stadler, T.: Reflected Laser Radiation - Relevance for Laser Safety? Physics Procedia: Proceedings of the LANE 2010: Laser Assisted Net Shape Engineering 5 (2010) A, S. 177 - 186.

ZAEH & HUBER 2011

Zaeh, M. F.; Huber, S.: Characteristic line emissions of the metal vapour during laser beam welding. Production Engineering 5 (2011) 6, S. 667 - 678.

ZAEH et al. 2011

Zaeh, M. F.; Kronthaler, M.; Huber, S.; Ruhstorfer, M.; Wirth, F. X.: Fügen von Leichtbaustrukturen mittels Rührreib- und Bifokal-Hybrid-Laserstrahlschweißen. In: Tekkaya, E. A. et al. (Hrsg.): Integration von Umformen, Trennen und Fügen für die flexible Fertigung von leichten Tragwerkstrukturen - Ergebnisbericht der Phase II 1. Januar 2007 bis 31. Dezember 2010. 1 Aufl. Düsseldorf: VDI 2011, S. 149 - 180. ISBN: 978-3-18-367802-0. (Fortschritt Berichte VDI 678).

ZHANG et al. 2005

Zhang, Y.; Lijun, L.; Zhang, G.: Spectroscopic measurements of plasma inside the keyhole in deep penetration laser welding. Journal of Physics D: Applied Physics 38 (2005) 5, S. 703 - 710.

## 9 Anhang

### 9.1 Verzeichnis betreuter Studienarbeiten

Im Rahmen der Entstehung der vorliegenden Dissertationsschrift wurden unter wissenschaftlicher und inhaltlicher Anleitung der Autorin am *iwb* der TUM in den Jahren von 2006 bis 2011 die im Folgenden aufgeführten studentischen Arbeiten betreut. Inhalte und Erkenntnisse von Arbeiten, welche Fragestellungen zur In-situ-Legierungsbestimmung beim Laserstrahlschweißen untersuchten, sind teilweise in die Dissertation eingeflossen. Die Autorin dankt den Studierenden für ihr Engagement bei der Unterstützung dieser wissenschaftlichen Arbeit.

Im Folgenden sind die Studienarbeiten in alphabetischer Reihenfolge aufgeführt.

- DREXLER, C.: Konzeption und Aufbau eines Versuchsstandes zur Prozessstrahlungsbeobachtung beim Laserstrahlschweißen – Teil 1; Semesterarbeit; Abgabe: Mai 2011; verwendet in: Abschnitt 3.3 (S. 64 ff.).
- GLASSCHRÖDER, J.: Methodik zur Nutzung der Prozessstrahlung beim Lasertiefschweißen zur In-situ-Qualitätssicherung; Diplomarbeit; Abgabe: Mai 2010; verwendet in: Abschnitt 4.2.2 (S. 81 ff.), Abbildung 31 (S. 45), Abbildung 33 (S. 50), Abbildung 34 (S. 51), Abbildung 57 (S. 90).
- HUGGER, F.: Untersuchung des Laserstrahlschweißens mit Zusatzwerkstoff; Semesterarbeit; Abgabe: Juni 2011; verwendet in: Abschnitt 5.2.3 (S. 107 ff.); Abbildung 58 (S. 91), Abbildung 68 (S. 106).
- HUGGER, F.: Simulation des Verhaltens der Legierungselemente beim Laserstrahlschweißen; Diplomarbeit; Abgabe: Juli 2011; verwendet in: Abschnitt 3.2.3 (S. 46 ff.).
- POKKINEN, T.: Determinations of the figure of merit of the in-situ melt identification technique; Masterarbeit; Abgabe: Oktober 2010; verwendet in: Abschnitt 4.3.1 (S. 85 ff.), Abbildung 58 (S. 91), Abschnitt 5.2.3 (S. 107 ff.) und Abschnitt 5.3 (S. 112 ff.).
- SCHMID, J.: Konzeption und Aufbau eines Versuchsstandes zur Prozessstrahlungsbeobachtung beim Laserstrahlschweißen – Teil 2; Semesterarbeit; Abgabe: Mai 2011; verwendet in: Abschnitt 3.3.2 (S. 69 ff.).
- TRUCKENBRODT, C.: Implementation of an optical system for quality assurance in laser beam welding; Masterarbeit; Abgabe: November 2007; verwendet in: Abbildung 65 (S. 102).

## 9.2 Genannte Firmen und Verbände

### **4D Ingenieurgesellschaft für Technische Dienstleistungen mbH**

Burgwedeler Straße 79  
30916 Isernhagen  
[www.4d-gmbh.de](http://www.4d-gmbh.de)

### **Asahi Spectra USA Inc**

23505 Crenshaw Boulevard  
Torrance, CA 90505, USA  
[www.asahi-spectra.com](http://www.asahi-spectra.com)

### **AVANTES BV**

Soerense Zand Noord 2  
NL-6961 RB Eerbeek  
[www.avantes.com](http://www.avantes.com)

### **DaimlerChrysler AG\***

70546 Stuttgart  
[www.daimler.com](http://www.daimler.com)

\*) Die Umbenennung in Daimler AG erfolgte 2007 nach dem Verkauf eines Großteils von Chrysler.

### **Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V.**

Aachener Straße 172  
40223 Düsseldorf  
[www.die-verbindungs-spezialisten.de](http://www.die-verbindungs-spezialisten.de)

### **Gustav Stähler GmbH & Co. KG\***

Werksstraße 20  
57299 Burbach

\*) Die Gustav Stähler GmbH & Co. KG wurde laut Handelsregister am 29.01.1999 aufgelöst.

### **IPG Photonics Corporation**

50 Old Webster Road  
Oxford, MA 01540, USA  
[www.ipgphotonics.com](http://www.ipgphotonics.com)

### **LLA Instruments GmbH**

Justus-von-Liebig-Str. 9  
12489 Berlin  
[www.lla.de](http://www.lla.de)

### **MCE VOEST GmbH & Co. KG\***

Lunzerstraße 64

A-4031 Linz

[www.mce-smb.at](http://www.mce-smb.at)

\*) Die MCE VOEST GmbH & Co. KG wurde 2009 nach Übernahme durch die Bilfinger Berger SE umbenannt zur MCE Stahl + Maschinenbau GmbH & Co. KG.

**MTU Aero Engines GmbH**

Dachauer Str. 665

80995 München

[www.mtu.de](http://www.mtu.de)

**plasmo Industrietechnik GmbH**

Dresdner Str. 81–85

A-1200 Wien

[www.plasmo.at](http://www.plasmo.at)

**Precitec Optronik GmbH**

Raiffeisenstraße 5

63110 Rodgau

[www.precitec.de](http://www.precitec.de)

**PROMETEC GmbH**

Jülicher Straße 338

52070 Aachen

[www.prometec.com](http://www.prometec.com)

## 9.3 Begriffe und Erläuterungen

**Aufmischungsgrad:** Der Aufmischungsgrad ist eine Größe, die aus den Auftragschweißverfahren stammt. Beim Schweißen einer Naht mit Zusatzwerkstoff besteht das Schweißgut aus Anteilen des aufgeschmolzenen Grundwerkstoffs und dem abgeschmolzenen Schweißzusatz. Definitionsgemäß wird der Aufmischungsgrad als das Verhältnis der Flächen- oder Massenanteile von aufgeschmolzenem Grundwerkstoff zum Schweißgut in Prozent angegeben (DILTHEY 2006).

**Beugungsordnung:** Von Beugungsordnung spricht man bei der Beugung von Wellen an einem Beugungsgitter. An jedem Ort der Gitterspalte werden Kugelwellen emittiert. Aufgrund der Interferenz der Kugelwellen im Fernfeld erfolgt die Beugung nur in bestimmten, fest definierten Richtungen. Diese werden in sog. Beugungsordnungen unterteilt (vgl. Abbildung 73). Die nullte Beugungsordnung breitet sich in der Einfallrichtung der ursprünglichen Welle aus, die erste Beugungsordnung in einem Winkel zur Einfallrichtung, die zweite Beugungsordnung um einen weiteren Winkel zur nullten. Für alle weiteren Beugungsordnungen gilt Entsprechendes (HECHT 2001).

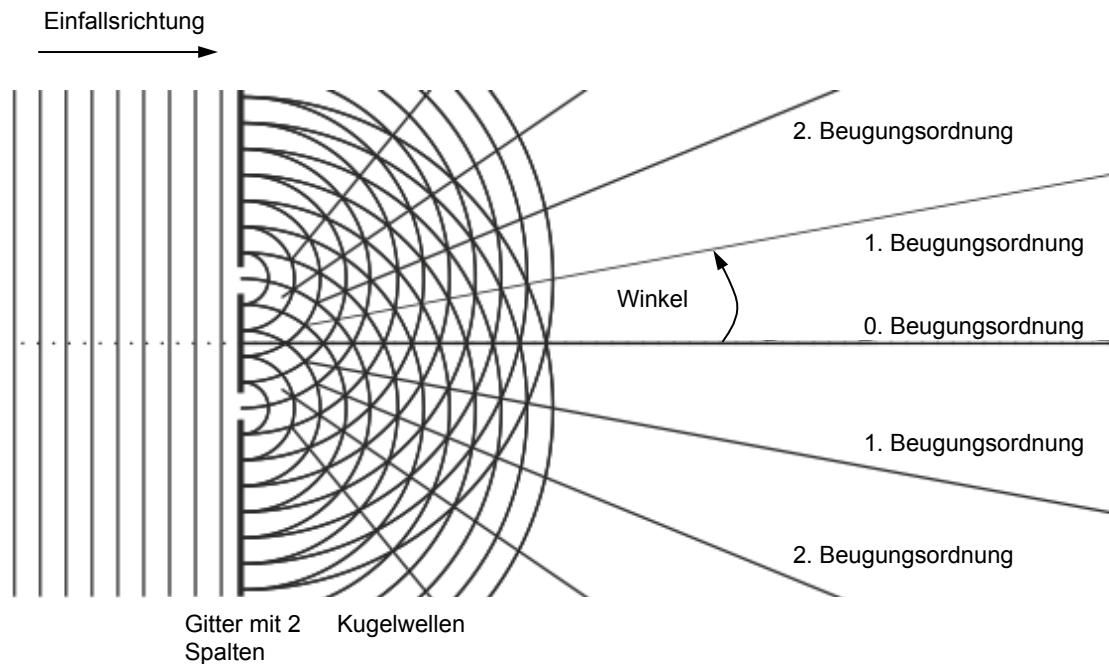


Abbildung 73: Ausbreitung von Kugelwellen

**Brennebene:** Ist die Ebene, in der der Fokuspunkt (auch Brennpunkt genannt) liegt (HECHT 2001).

**Elementlinie:** In dieser Dissertationsschrift wird unter einer Elementlinie eine Strahlungsintensität bei einer festen Wellenlänge im Metaldampfspektrum verstanden, welche sich eindeutig vom Untergrundrauschen unterscheiden lässt.

**Elektron-Energie-Dichte-Verteilung:** Die Energien der freien Elektronen in einem Plasma sind durch deren Geschwindigkeiten bestimmt. Da nicht von einem homogenen Geschwindigkeitsfeld der Elektronen ausgegangen werden kann, gibt es einen Energiebereich, in welchem mehrheitlich die Energien der Elektronen liegen. Jedoch erreicht ein bestimmter, kleinerer Anteil der Elektronen auch geringere oder größere Energien. Die Verteilung der Energien der Elektronen im Plasma wird deshalb über die Energiedichteverteilung beschrieben (BEHRINGER 2000).

**Intermetallische Phasen** (engl. *intermetallics*): Phasen, welche aus verschiedenen metallischen Elementen untereinander oder in Verbindung mit nicht-metallischen Elementen gebildet werden, werden auch als Intermetallische Phasen bezeichnet. Intermetallische Phasen zeichnen sich dadurch aus, dass sie eine andere kristalline Struktur und andere Eigenschaften, wie z. B.: Sprödigkeit, als das Gefüge, in dem sie sich befinden, besitzen (SCHULZE 1974).

**Inverse Bremsstrahlung:** Aufnahme von Energie aus einem elektrischen Wechselfeld (Laserstrahlung) durch Elektronen. Im Teilchenbild wird das als Dreierstoß zwischen

einem Photon, einem Elektron und einem Atom beschrieben. Das freie Elektron wird in der Gegenwart eines Atoms durch das Photon (bzw. das elektromagnetische Wechselfeld) beschleunigt (HECHT 2001).

**Lokales Thermisches Gleichgewicht (LTG):** Der Zustand des absoluten, thermischen Gleichgewichts verlangt, dass alle Prozesse mit ihren Umkehrprozessen im Gleichgewicht stehen. Dieser Zustand ist in Plasmen und in Metalldämpfen in der Praxis nie realisiert. In einem LTG hingegen wird davon ausgegangen, dass Stoßprozesse zwischen den Dampfbestandteilen dominieren und Strahlungsprozesse vernachlässigbar sind (TENDERO et al. 2005).

**Nahtaspektverhältnis:** Das Nahtaspektverhältnis wird nach KLOCKE & KOENIG (2007) zur Beschreibung einer Nahtgeometrie verwendet. Es ist als das Verhältnis von Nahttiefe zu Nahtbreite definiert.

**Photoionisation:** Photoionisation ist die Ionisation von Atomen oder Molekülen durch Bestrahlung mit Laserstrahlung mit einer ausreichenden kinetischen Energie (HUEGEL & DAUSINGER 2004).

**Prozessemissionen:** Als Prozessemissionen werden beim Schweißen akustische und optische Emissionen aus der Wechselwirkungszone bezeichnet. Unter optischen Emissionen werden die charakteristische Linienstrahlung, die Wärmestrahlung und die reflektierte und gestreute Laserstrahlung verstanden (vgl. Abschnitt 3.1, S. 27). Die akustischen Prozessemissionen sind der Luft- und der Körperschall, welche beim Schweißprozess entstehen (SHAO & YAN 2005).

**Qualitative Analyse:** Die qualitative Spektralanalyse gehört zur Gruppe der physikalischen Analysemethoden. Sie beruht auf der Bestimmung der in einem Material enthaltenen Elemente. Es werden keine Aussagen über den Gehalt eines Elements im Material getroffen. Sie dient zur ersten Identifizierung von vorliegenden Materialien.

**Quantitative Analyse:** Die quantitative Spektralanalyse gehört zu der Gruppe der physikalischen Analysemethoden. Sie beruht auf der Bestimmung des Gehaltes oder der Konzentration einer Substanz in einer Grundsubstanz aus einer physikalischen Intensitätsgröße.

**(schmelz-)schweißgeeignet:** Nach DIN 8528-1 (1973) ist die Schweißbarkeit durch die Faktoren Werkstoff (Schweißbeignung), Schweißmöglichkeit (Fertigung) und Schweißsicherheit (Konstruktion) bestimmt. Dieser Begriff ist für die Schmelzschweißverfahren historisch gewachsen. In der Fachliteratur wird der Begriff „schweißbar“ oft als Eigenschaft des Werkstoffs gesehen. Jedoch müsste es nach DIN 8528-1 (1973) „schweißgeeignet“ heißen und damit in Konsequenz auch „schmelzschweißgeeignet“. In dieser Dissertation werden aus diesem Grund der Begriff „nicht-schmelzschweißgeeignet“

verwendet, um eine für das Schmelzschiessen kritische, metallurgische und chemische Zusammensetzung des Schweißgutes zu beschreiben.

**Schweißmodus:** Beim Laserstrahlschiessen wird nach DIN 32532 (2009) zwischen den Schweißmoden Tiefschiessen und Wärmeleitungsschiessen unterschieden. Diese sind von der eingesetzten Strahlintensität des Lasers auf dem Werkstück abhängig. Hohe Strahlintensitäten erzeugen schmale und tiefe Nähte aufgrund der Ausbildung einer Dampfkapillare, welche das Tiefschiessen kennzeichnet. Beim Wärmeleitungsschiessen dringt der Laserstrahl nicht tief in den Werkstoff ein, so dass eine etwas breitere Naht mit geringerer Tiefe entsteht.

**Streckenenergie:** Die Streckenenergie ist der Quotient aus Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit. Sie ist zwar kein allgemeingültiger Skalierungsparameter für die erzeugte Nahtquerschnittsfläche, aber sie eignet sich dennoch dazu, den Prozesswirkungsgrad unmittelbar zu veranschaulichen und zu erwartende Nahtgrößen in erster Näherung durch Extrapolation zu berechnen (HUEGEL & GRAF 2009).

**Termschema:** Es handelt sich dabei um ein Diagramm, welches die Energiestufen der Elektronenstruktur eines Atoms mit den erlaubten Übergängen zwischen diesen Stufen in Verbindung bringt. Eine Energiestufe wird als horizontale Linie bei der entsprechenden Elektronenkonfiguration dargestellt. Erlaubte Übergänge werden als Verbindungslinien zwischen den Stufen gekennzeichnet (DAINTITH 2008).

## 9.4 Verwendete Laserquellen

Tabelle 36: Für die Dissertationsschrift genutzte Laserstrahlquellen und -konfigurationen

|   | $P_L$ in W | $\lambda_L$ in nm      | $d_{BF}$ in $\mu\text{m}$ | $I_L$ in $10^6 \text{ W/cm}^2$ |
|---|------------|------------------------|---------------------------|--------------------------------|
| 8-kW-Faserlaser<br>IPG Photonics<br>Corporation | 6000       | 1070                   | 320                       | 6,7                            |
| 6-kW-Diodenlaser<br>Laserline GmbH              | 6000       | 915, 940, 980,<br>1030 | 1000                      | 0,8                            |
| 3-kW-Nd:Yag-Laser<br>Haas Laser GmbH            | 3000       | 1064                   | 600                       | 1,0                            |



## 9.5 Zusammenhang zwischen Temperatur und Energie im Plasma

Es ist wichtig zu wissen, ob eine Energielücke  $E_{kj}$  im Atom allein aufgrund von thermischen Fluktuationen bzw. Stößen mit schnellen freien Elektronen überwunden werden kann. Die Wahrscheinlichkeit  $W(E_{kj})$  zur Überwindung der Energielücke gibt die Boltzmannverteilung in Abhängigkeit der Temperatur an (Gleichung 56).

$$W(E_{kj}) = e^{\frac{-E_{kj}}{k_B \cdot T_e}} \quad (56)$$

Eine Energielücke  $E_{kj} \gg k_B \cdot T_e$  wird faktisch nie überwunden, bei  $E_{kj} = k_B \cdot T_e$  wird diese leicht überwunden und bei  $E_{kj} \ll k_B \cdot T_e$  wird die Energielücke von den Elektronen quasi nicht wahrgenommen. Aufgrund Gleichung (56) ist es möglich, jeder Energielücke eindeutig eine Temperatur zuzuordnen, bei der diese leicht überwunden werden kann, da nur konstante Faktoren den Zusammenhang bestimmen.

Der Einfachheit halber werden Energien deshalb oft salopp in der Einheit Kelvin und Temperaturen in energetischen Einheiten wie Joule oder Elektronenvolt angegeben. Die Umrechnungsfaktoren sind dann die in den Gleichungen (57) bis (60):

$$1 \text{ K} \triangleq 8,61735 \cdot 10^{-5} \text{ eV} \quad (57)$$

$$1 \text{ eV} \triangleq 1,16045 \cdot 10^4 \text{ K} \quad (58)$$

$$1 \text{ K} \triangleq 1,38066 \cdot 10^{-23} \text{ J} \quad (59)$$

$$1 \text{ J} \triangleq 7,24290 \cdot 10^{22} \text{ K} \quad (60)$$

## 9.6 Herleitung der Elektronen-Energie-Dichte-Verteilung

In den folgenden Gleichungen wird das kinetische Modell nach GUMENYUK (2004) zur Beschreibung der Elektronen-Energie-Dichte-Verteilung in lasererzeugten Plasmen beim Laserstrahlschweißen hergeleitet. Die Formelsymbole sind an die verwendeten Symbole in dieser Dissertationschrift angepasst.

Boltzmannverteilung für den isotropen, homogenen Zustand der freien Elektronen im Raum:

$$\frac{\delta n(\varepsilon)}{\delta t} + \vec{v}_{DF} \cdot \nabla n(\varepsilon) - \frac{\delta}{\delta \varepsilon} j(\varepsilon) + Q(n(\varepsilon), \varepsilon) = 0 \quad (61)$$

Annahme einer stationären Geschwindigkeit nur in  $z_{DK}$ -Richtung (Ausströmrichtung), da die radialen Geschwindigkeitskomponenten in  $x$ - und  $y$ -Richtung vernachlässigbar sind:

$$v_{DF-z} \cdot \frac{\delta}{\delta z_{DK}} n(\varepsilon) - \frac{\delta}{\delta \varepsilon} j + Q(n(\varepsilon), \varepsilon) = 0 \quad (62)$$

Der Elektronenstrom entlang der Energieachse dargestellt in Form einer Diffusion:

$$j = - \left[ A_{DKO} \cdot \varepsilon^{\frac{3}{2}} \cdot \frac{\delta}{\delta \varepsilon} \frac{n(\varepsilon)}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{2m_e}{M} \cdot v_{ST} \cdot \varepsilon \cdot n(\varepsilon) \right] \quad (63)$$

$A_{DKO}$  hat die Bedeutung eines Diffusionskoeffizienten:

$$A_{DKO} = \frac{8\pi}{3} \cdot \left[ \frac{e^2}{m_e \cdot c^2} \cdot \frac{v_{ST} \cdot c}{\omega_L^2 + v_{ST}^2} \cdot I_L \right] + \left[ \frac{2k_B T_e m_e}{M} \cdot v_{ST} \right] \quad (64)$$

$Q$  beschreibt die Anzahländerungen der freien Elektronen durch Quellen und Senken:

$$Q = Q_I + Q_{TE} - Q_{RK} - Q_W \quad (65)$$

Quelle dadurch, dass ein Elektron die Energie  $\varepsilon = J$  erreicht:

$$Q_I = Q_I(n(\varepsilon = J), \varepsilon = J) \quad (66)$$

Quelle durch Thermoemission aus der Kapillarwand:

$$Q_{TE} = Q_{TE}(n(\varepsilon \ll J), \varepsilon \ll J) \quad (67)$$

Senke an den Wänden der Dampfkapillare:

$$Q_W = \frac{2}{3 \cdot r_{DK}^2 \cdot v_{ST} \cdot m_e} \cdot n(\varepsilon) \cdot \varepsilon \quad (68)$$

Senke durch Rekombination:

$$Q_{RK} = (\alpha_{SR} + \alpha_{ST}) \cdot n(\varepsilon) \cdot N_I \quad (69)$$

Für  $Q_{RK}$ :

$$\alpha_{R,G} = (\alpha_{SR} + \alpha_{ST}) \quad (70)$$

$$\alpha_{AG} = \left[ \frac{2\varepsilon}{m_e} \right]^{\frac{1}{2}} \cdot \sigma_{AG} \quad (71)$$

$$\alpha_{SR} = \left[ \frac{2\varepsilon}{m_e} \right]^{\frac{1}{2}} \cdot 0,46 \cdot \frac{a_{BR}^2 \cdot J^2}{m_e \cdot c^2 \cdot \varepsilon} = \frac{A_{SR}}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} \quad (72)$$

$$\alpha_{ST} = \frac{32\sqrt{2\pi} \cdot m_2^{\frac{1}{2}} \cdot e^6 \cdot \sigma_{ST} \cdot N_I \cdot k_B \cdot T_e}{3M\varepsilon^{\frac{7}{2}}} = \frac{A_{ST}}{\varepsilon^{\frac{7}{2}}} \quad (73)$$

$$\alpha_{R_G} = \left( \frac{A_{SR}}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{A_{ST}}{\varepsilon^{\frac{7}{2}}} \right) \quad (74)$$

$$Q_{RK} = \left( \frac{A_{SR}}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{A_{ST}}{\varepsilon^{\frac{7}{2}}} \right) \cdot n(\varepsilon) \cdot N_I \quad (75)$$

Mit Hilfe der Gleichungen (76) bis (79) kann Gleichung (62) in eine dimensionslose Form gebracht werden. Hierzu sei auf die Dissertation von GUMENYUK (2004) verwiesen. Die Konstanten sind hierbei  $N_I = 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ,  $H = 0,5 \text{ cm}$  und  $c_{SL} = 10^5 \text{ cm/s}$ .

$$n(\varepsilon) = N_I \cdot n \quad (76)$$

$$\varepsilon = J \cdot e \quad (77)$$

$$z_{DK} = H \cdot z_{DK} \quad (78)$$

$$v_{DF_z} = c_{SL} \cdot v_{DF_z} \quad (79)$$

Durch die Umwandlung von Gleichung (62) in die dimensionslose Form und die Größenabschätzung der einzelnen Terme ergibt sich aus Gleichung (62) die Gleichung (80). Nach dieser Abschätzung ist die konvektive Elektronenenergieübertragung infolge der Dampfausströmung vernachlässigbar.

$$\frac{\delta}{\delta\varepsilon} \left[ A_{DKO} \cdot \varepsilon^{\frac{3}{2}} \frac{\delta n(\varepsilon)}{\delta\varepsilon} \frac{1}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{2m_e}{M} v_{ST} \cdot \varepsilon \cdot n(\varepsilon) \right] - \frac{2}{3r_{DK}^2 \cdot v_{ST} \cdot m_e} n(\varepsilon) \cdot \varepsilon - \left( \frac{A_{SR}}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{A_{ST}}{\varepsilon^{\frac{7}{2}}} \right) n(\varepsilon) \cdot N_I = 0 \quad (80)$$

$B(\varepsilon)$  als Hilfsfunktion:

$$B(\varepsilon) = \frac{2}{3r_{DK}^2 \cdot v_{ST} \cdot m_e} \varepsilon + \left( \frac{A_{SR}}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{A_{ST}}{\varepsilon^{\frac{7}{2}}} \right) N_I \quad (81)$$

Somit ergibt sich Gleichung (82):

$$\frac{\delta}{\delta \varepsilon} \left[ A_{DKO} \cdot \varepsilon^{\frac{3}{2}} \frac{\delta n(\varepsilon)}{\delta \varepsilon} \frac{1}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{2m_e}{M} v_{ST} \varepsilon \cdot n(\varepsilon) \right] - B(\varepsilon) \cdot n(\varepsilon) = 0 \quad (82)$$

Für das Lösen der DGL werden zunächst die beiden Randbedingungen definiert. Die erste Randbedingung betrifft nur den Diffusionsterm. Nur in diesem ist die Energiezufuhr durch den Laserstrahl abgebildet. Die Elektronen im Metaldampf können sich aufheizen, bis sie die Ionisationsenergie erreichen.

$$\underbrace{\frac{\delta}{\delta \varepsilon} \left[ A_{DKO} \cdot \varepsilon^{\frac{3}{2}} \frac{\delta n(\varepsilon)}{\delta \varepsilon} \frac{1}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{2m_e}{M} v_{ST} \varepsilon \cdot n(\varepsilon) \right]}_{\text{Diffusionsterm: } -j} - B(\varepsilon) \cdot n(\varepsilon) = 0 \quad (83)$$

Wenn gelten soll, dass der Diffusionsterm gleich Null ist:

$$\frac{\delta}{\delta \varepsilon} \left[ A_{DKO} \cdot \varepsilon^{\frac{3}{2}} \frac{\delta n(\varepsilon)}{\delta \varepsilon} \frac{1}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{2m_e}{M} v_{ST} \cdot \varepsilon \cdot n(\varepsilon) \right] = B(\varepsilon) \cdot n(\varepsilon) \quad (84)$$

Die erste und die zweite Bedingung werden aus den Gleichungen (66) und (75) generiert.

1. Bedingung: Sobald ein Elektron die Ionisationsenergie erreicht, ionisiert es ein Atom und es entstehen zwei langsame Elektronen. Zusätzlich addiert sich der Thermoemissionsstrom dazu:

$$j(\varepsilon \approx 0) = 2j(\varepsilon = J) + 2j_T \quad (85)$$

Einsetzen in den Diffusionsterm aus Gleichung (84):

$$\begin{aligned} & -\frac{A_{DKO}}{2} n(\varepsilon = 0) \\ & = \left[ A_{DKO} \varepsilon \frac{\delta n(\varepsilon = J)}{\delta \varepsilon} - \frac{A_{DKO}}{2} n(\varepsilon = J) + \frac{2m_e}{M} v_{ST} \cdot \varepsilon \cdot n(\varepsilon = J) \right] - j_T \end{aligned} \quad (86)$$

2. Bedingung: Der Diffusionsstrom zur Kapillarwand wird durch den Thermoemissionsstrom kompensiert, d. h. alle durch Ionisation entstehenden Elektronen durch Ionisation (vgl. 1. Bedingung) müssen durch die Rekombination kompensiert werden. Ein Plasma ist per Definition nach außen neutral:

$$j(\varepsilon = J) = N_I \int_0^J \left( \frac{A_{SR}}{\varepsilon^{\frac{1}{2}}} + \frac{A_{ST}}{\varepsilon^{\frac{7}{2}}} \right) n(\varepsilon) d\varepsilon \quad (87)$$

Gleichung (84) kann mit dem üblichen Ansatz in Gleichung (88) gelöst werden.

Ansatz:

$$n(\varepsilon) = C(\varepsilon) \cdot \varepsilon^{\frac{1}{2}} \cdot e^{\frac{-2m_e v_{ST} \cdot \varepsilon}{M \cdot A_{DKO}}} \quad (88)$$

Durch Anwendung des Ansatzes ergibt sich Gleichung (89):

$$\frac{\delta^2 C(\varepsilon)}{\delta \varepsilon^2} - \left[ \frac{2m_e v_{ST}}{M \cdot A_{DKO}} - \frac{3}{2\varepsilon} \right] \frac{\delta C(\varepsilon)}{\delta \varepsilon} - \frac{B(\varepsilon)}{A_{DKO} \cdot \varepsilon} C(\varepsilon) = 0 \quad (89)$$

Hierbei können die Vereinfachungen in den Gleichungen (90) und (91) getroffen werden:

$$\frac{2m_e v_{ST}}{M \cdot A_{DKO}} \gg \frac{3}{2\varepsilon} \quad (90)$$

$$\frac{\delta^2 C(\varepsilon)}{\delta \varepsilon^2} \approx 0 \quad (91)$$

Es ergibt sich die vereinfachte Differentialgleichung (92):

$$\frac{2m_e v_{ST}}{M \cdot A_{DKO}} \cdot \frac{\delta C(\varepsilon)}{\delta \varepsilon} + \frac{B(\varepsilon)}{A_{DKO} \cdot \varepsilon} C(\varepsilon) = 0 \quad (92)$$

Das Lösungsverfahren „Trennung der Variablen“ kann angewendet werden:

$$\frac{2m_e v_{ST}}{M \cdot A_{DKO}} \cdot \frac{1}{C(\varepsilon)} \cdot \delta C(\varepsilon) = - \frac{B(\varepsilon)}{A_{DKO} \cdot \varepsilon} \delta \varepsilon \quad (93)$$

$$C(\varepsilon) = K_1 \cdot e^{-\frac{M}{3r_{DK}^2 \cdot v_{ST}^2 \cdot m_e^2} \varepsilon} \quad (94)$$

Mit Hilfe der Randbedingungen kann die Konstante bestimmt werden (Gleichung 95):

$$K_1 = \frac{2n_e}{\sqrt{\pi}} \cdot \left[ \frac{2m_e v_{ST}}{M A_{DKO}} + \frac{M}{3m_e^2 r_{DK} v_{ST}^2} \right]^{\frac{3}{2}} \quad (95)$$

Dabei gilt Gleichung (96).

$$n_e = \int_0^{\infty} n(\varepsilon) d\varepsilon \quad (96)$$

Hieraus ergibt sich die Elektronen-Energie-Dichte-Verteilung in Gleichung (97):

$$n(\varepsilon) = \frac{2n_e}{\sqrt{\pi}} \cdot \left[ \frac{2m_e v_{ST}}{M \cdot A} + \frac{M}{3m_e^2 r_{DK} v_{ST}^2} \right]^{\frac{3}{2}} \cdot \varepsilon^{\frac{1}{2}} \cdot e^{\left[ \frac{-2m_e v_{ST} \cdot \varepsilon}{M \cdot A_{DKO}} - \frac{M \cdot \varepsilon}{3m_e^2 r_{DK} v_{ST}^2} \right]} \quad (97)$$

Über die 1. und die 2. Randbedingung kann der Ausdruck für  $n_e$  gewonnen werden (Gleichung 98 und Gleichung 99).

$$A_{DKO} \cdot J \cdot \frac{\delta n(\varepsilon=J)}{\delta \varepsilon} - \frac{A_{DKO}}{2} n(\varepsilon = J) + \frac{2m_e}{M} \cdot v_{ST} \cdot J \cdot n(\varepsilon = J) = N_I \int_0^J \left( \frac{A_1}{\varepsilon^2} \right) n(\varepsilon) d\varepsilon \quad (98)$$

$$n_e = \frac{2}{\sqrt{\pi} \cdot \alpha_{SR}} \left[ \frac{2m_e v_{ST}}{M \cdot A_{DKO}} + \frac{M}{3m_e^2 r_{DK} v_{ST}^2} \right]^{\frac{5}{2}} \cdot J^{\frac{3}{2}} \cdot \left[ A_{DKO} - \frac{2k_B T_e m_e}{M} \cdot v_{ST} \right] \cdot e^{\left[ \frac{-2m_e v_{ST} J}{M \cdot A_{DKO}} - \frac{M \cdot J}{3m_e r_{DK} v_{ST}^2} \right]} \quad (99)$$

## 9.7 Verwendete Elementlinien

### Aluminium

| Größe                  | Einheit | Wert   |
|------------------------|---------|--|
| $\lambda_{Al\_1}$      | nm      | $\lambda_{Al\_1} = 394,400$ nm                           |
| $\lambda_{Al\_2}$      | nm      | $\lambda_{Al\_1} = 396,152$ nm                           |
| $\lambda_{Al(II)\_1}$  | nm      | $\lambda_{Al(II)\_1} = 559,33$ nm nach SIBILLANO (2006)  |
| $\lambda_{Al(II)\_2}$  | nm      | $\lambda_{Al(II)\_2} = 623,80$ nm nach SIBILLANO (2006)  |
| $\lambda_{Al(II)\_3}$  | nm      | $\lambda_{Al(II)\_3} = 625,04$ nm nach SIBILLANO (2006)  |
| $\lambda_{Al(III)\_1}$ | nm      | $\lambda_{Al(III)\_1} = 569,66$ nm nach SIBILLANO (2006) |

### Calcium

| Größe             | Einheit | Wert                           |
|-------------------|---------|--------------------------------|
| $\lambda_{Ca\_1}$ | nm      | $\lambda_{Ca\_1} = 422,673$ nm |

**Chrom**

| Größe             | Einheit | Wert                           |
|-------------------|---------|--------------------------------|
| $\lambda_{Cr\_1}$ | nm      | $\lambda_{Cr\_1} = 425,433$ nm |
| $\lambda_{Cr\_2}$ | nm      | $\lambda_{Cr\_2} = 427,480$ nm |
| $\lambda_{Cr\_3}$ | nm      | $\lambda_{Cr\_3} = 428,972$ nm |
| $\lambda_{Cr\_4}$ | nm      | $\lambda_{Cr\_4} = 529,827$ nm |
| $\lambda_{Cr\_5}$ | nm      | $\lambda_{Cr\_5} = 534,580$ nm |
| $\lambda_{Cr\_6}$ | nm      | $\lambda_{Cr\_6} = 540,977$ nm |

**Eisen**

| Größe             | Einheit | Wert                           |
|-------------------|---------|--------------------------------|
| $\lambda_{Fe\_1}$ | nm      | $\lambda_{Fe\_1} = 371,993$ nm |
| $\lambda_{Fe\_2}$ | nm      | $\lambda_{Fe\_2} = 372,127$ nm |
| $\lambda_{Fe\_3}$ | nm      | $\lambda_{Fe\_3} = 516,628$ nm |
| $\lambda_{Fe\_4}$ | nm      | $\lambda_{Fe\_4} = 531,402$ nm |
| $\lambda_{Fe\_5}$ | nm      | $\lambda_{Fe\_5} = 532,803$ nm |
| $\lambda_{Fe\_6}$ | nm      | $\lambda_{Fe\_6} = 537,148$ nm |
| $\lambda_{Fe\_7}$ | nm      | $\lambda_{Fe\_7} = 539,712$ nm |

**Gallium**

| Größe             | Einheit | Wert                           |
|-------------------|---------|--------------------------------|
| $\lambda_{Ga\_1}$ | nm      | $\lambda_{Ga\_1} = 417,205$ nm |

**Kupfer**

| Größe             | Einheit | Wert                                   |
|-------------------|---------|--|
| $\lambda_{Cu\_1}$ | nm      | $\lambda_{Cu\_1} = 406,264 \text{ nm}$ |

**Lithium**

| Größe             | Einheit | Wert                                   |
|-------------------|---------|--|
| $\lambda_{Li\_1}$ | nm      | $\lambda_{Li\_1} = 610,366 \text{ nm}$ |

**Magnesium**

| Größe             | Einheit | Wert  |
|-------------------|---------|---|
| $\lambda_{Mg\_1}$ | nm      | $\lambda_{Mg\_1} = 285,212 \text{ nm}$                      |
| $\lambda_{Mg\_2}$ | nm      | $\lambda_{Mg\_2} = 383,230 \text{ nm}$                      |
| $\lambda_{Mg\_3}$ | nm      | $\lambda_{Mg\_3} = 383,829 \text{ nm}$                      |
| $\lambda_{Mg\_4}$ | nm      | $\lambda_{Mg\_4} = 516,732 \text{ nm}$                      |
| $\lambda_{Mg\_5}$ | nm      | $\lambda_{Mg\_5} = 517,268 \text{ nm}$                      |
| $\lambda_{Mg\_6}$ | nm      | $\lambda_{Mg\_6} = 518,360 \text{ nm}$                      |
| $\lambda_{Mg\_7}$ | nm      | $\lambda_{Mg\_7} = 571,08 \text{ nm}$ nach SIBILLANO (2006) |
| $\lambda_{Mg\_8}$ | nm      | $\lambda_{Mg\_8} = 457,109 \text{ nm}$                      |
| $\lambda_{Mg\_9}$ | nm      | $\lambda_{Mg\_9} = 382,935 \text{ nm}$                      |

**Mangan**

| Größe             | Einheit | Wert                                   |
|-------------------|---------|--|
| $\lambda_{Mn\_1}$ | nm      | $\lambda_{Mn\_1} = 403,306 \text{ nm}$ |
| $\lambda_{Mn\_2}$ | nm      | $\lambda_{Mn\_2} = 406,353 \text{ nm}$ |
| $\lambda_{Mn\_3}$ | nm      | $\lambda_{Mn\_3} = 475,404 \text{ nm}$ |



|                   |    |  |
|-------------------|----|--|
| $\lambda_{Mn\_4}$ | nm | $\lambda_{Mn\_4} = 476,236 \text{ nm}$ |
| $\lambda_{Mn\_5}$ | nm | $\lambda_{Mn\_5} = 478,342 \text{ nm}$ |
| $\lambda_{Mn\_6}$ | nm | $\lambda_{Mn\_6} = 482,352 \text{ nm}$ |

**Natrium**

| Größe             | Einheit | Wert                                   |
|-------------------|---------|--|
| $\lambda_{Na\_1}$ | nm      | $\lambda_{Na\_1} = 588,995 \text{ nm}$ |
| $\lambda_{Na\_2}$ | nm      | $\lambda_{Na\_2} = 589,592 \text{ nm}$ |

**Nickel**

| Größe             | Einheit | Wert                                   |
|-------------------|---------|--|
| $\lambda_{Ni\_1}$ | nm      | $\lambda_{Ni\_1} = 513,708 \text{ nm}$ |

**Sauerstoff**

| Größe              | Einheit | Wert   |
|--------------------|---------|--|
| $\lambda_{O(l)_1}$ | nm      | $\lambda_{O(l)_1} = 657,12 \text{ nm}$ nach SIBILLANO (2006) |

**Schwefel**

| Größe            | Einheit | Wert                                  |
|------------------|---------|---------------------------------------|
| $\lambda_{S\_1}$ | nm      | $\lambda_{S\_1} = 458,926 \text{ nm}$ |

**Silizium**

| Größe             | Einheit | Wert                                   |
|-------------------|---------|--|
| $\lambda_{Si\_1}$ | nm      | $\lambda_{Si\_1} = 251,611 \text{ nm}$ |
| $\lambda_{Si\_2}$ | nm      | $\lambda_{Si\_2} = 252,411 \text{ nm}$ |

|                   |    |  |
|-------------------|----|--|
| $\lambda_{Si\_3}$ | nm | $\lambda_{Si\_3} = 288,157 \text{ nm}$ |
| $\lambda_{Si\_4}$ | nm | $\lambda_{Si\_4} = 297,035 \text{ nm}$ |
| $\lambda_{Si\_5}$ | nm | $\lambda_{Si\_5} = 298,764 \text{ nm}$ |
| $\lambda_{Si\_6}$ | nm | $\lambda_{Si\_6} = 302,000 \text{ nm}$ |

### Zink

| <b>Größe</b> | <b>Einheit</b> | <b>Bezeichnung</b> |
|--------------|----------------|--------------------|
|--------------|----------------|--------------------|

|                       |    |   |
|-----------------------|----|---|
| $\lambda_{Zn(II)\_1}$ | nm | $\lambda_{Zn(II)\_1} = 602,82 \text{ nm}$ nach SIBILLANO (2006) |
|-----------------------|----|---|