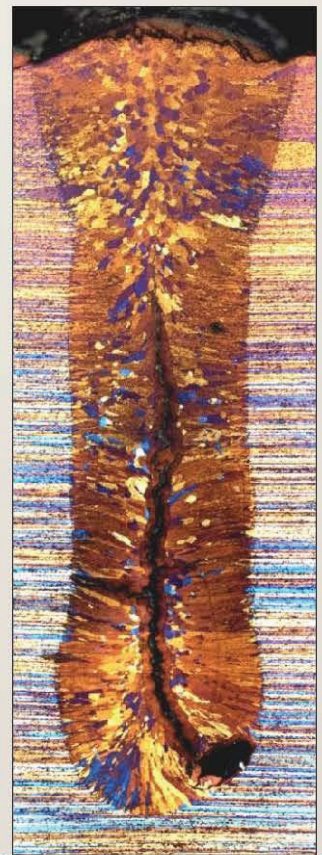


STRAHLTECHNIK      B A N D   5 3

Zhuo Tang

Heißbrissvermeidung  
beim Schweißen von  
Aluminiumlegierungen  
mit einem Scheibenlaser



Tang, Zhuo – Heißbrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser

Strahltechnik Band 53, BIAS Verlag, 2014.

Herausgeber der Reihe: F. Vollertsen, R. Bergmann

ISBN 978-3-933762-47-4

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt.

Alle Rechte, auch die der Übersetzung, des Nachdrucks und der Vervielfältigung des Buches oder Teilen daraus, bleiben vorbehalten.

Kein Teil des Werks darf ohne schriftliche Genehmigung des Verlags in irgendeiner Form (Fotokopie, Mikrofilm oder andere Verfahren), auch nicht für Zwecke der Unterrichtsgestaltung – mit Ausnahme der in den §§ 53, 54 URG ausdrücklich genannten Sonderfällen – reproduziert oder unter Verwendung elektronischer Systeme verarbeitet, vervielfältigt oder verbreitet werden.

BIAS Verlag, Bremen, 2014

# Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser

Vom Fachbereich Produktionstechnik  
der  
UNIVERSITÄT BREMEN

zur Erlangung des Grades  
Doktor-Ingenieur  
genehmigte

Dissertation  
von  
M. Eng. Zhuo Tang

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. Frank Vollertsen (Universität Bremen)

Prof. Dr.-Ing. Jean Pierre Bergmann (Technische Universität Ilmenau)

Tag der mündlichen Prüfung: 27. Januar 2014

Tang, Zhuo:

## **Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser**

Strahltechnik, Bd. 53, Bremen; BIAS Verlag, 2014. Hrsg.: F. Vollertsen, R. Bergmann

Zugl.: Bremen, Univ., Diss., 2014.

ISBN 978-3-933762-47-4

### **Schlüsselwörter: Kornfeinung, Heißrissvermeidung, Aluminium, Laserstrahlschweißen**

Der Einsatz moderner Scheibenlaser mit hoher Strahlqualität ermöglicht die Herstellung deutlich tieferer und schlanker Nähte. Bei der Erstarrung ergibt sich im Schweißgut üblicherweise eine grobe und stängelige Kornstruktur, was zur Heißrissbildung in Aluminiumschweißnähten führen kann. Ziel der Arbeit ist es daher, die Schweißbeignung beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen durch Kornfeinung zu erhöhen. Dazu wurde die Kornstruktur experimentell in Abhängigkeit der Ti/B-Gehalte im Schweißgut und Schweißparameter untersucht. Darauf basierend wurde der Einfluss der Kornfeinung auf die Heißrissanfälligkeit mittels des DELTA-Tests ermittelt. Um die Mechanismen der Heißrissvermeidung durch Kornfeinung zu verstehen, wurde ein analytisches Modell entwickelt, in dem die Einflüsse der Kornstruktur auf die drei Elementarprozesse: die Nachspeisungsdauer, den Kapillardruck und die Permeabilität beschrieben sind. Es wurde festgestellt, dass die Heißrissanfälligkeit durch eine Kombination dieser drei Elementarprozesse bestimmt wird. Mit diesem Modell kann die Heißrissanfälligkeit in Abhängigkeit der Kornstruktur quantitativ vorhergesagt werden. Dadurch wurde die Wissensbasis für eine kontrollierbare Erhöhung der Schweißbeignung durch Kornfeinung geschaffen.

### **Hot crack prevention in welding of aluminum alloys with a disk laser**

**Keywords:** grain refinement, hot crack prevention, aluminum, laser welding

Due to the high beam quality of modern disk lasers slim and deep welds can be produced, which results in coarse columnar grain structures in the weld. Such kind of structures has a high hot cracking susceptibility. Therefore, the aim of this study is to increase the weldability of laser welds of aluminum alloys by grain refinement. In order realize grain refinement, the weld grain structure was investigated depending on Ti/B-contents and weld parameters. Based on this investigation, the influence of grain refinement on hot crack susceptibility was studied via DELTA test. In order to understand the mechanism of hot cracking prevention by grain refinement, an analytical model was developed which describes the influences of the grain structure and solidification parameters on the three main factors, which are the duration of the mush zone, the capillary pressure as well as the permeability of the dendritic network in the melt pool. The model reveals that the hot cracking susceptibility is determined by the combination of these three factors. With this model the hot cracking susceptibility can be quantitatively predicted depending on the grain structure. Thanks to this work, a knowledge base has been created for a controllable increase of weldability by grain refinement.

## Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand neben meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am BIAS – Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Vollertsen danke ich sehr herzlich zum Einen für die fachliche Betreuung, die inspirativen Anregungen und ausführlichen Diskussionen und zum Anderen auch dafür, dass er mir den Berufseinstieg am BIAS in Deutschland ermöglicht und mich stets bei meiner beruflichen Weiterentwicklung gefördert hat.

Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Jean Pierre Bergmann bedanke ich mich herzlich für die Übernahme des Koreferates und die fachlichen Diskussionen. Mein Dank gilt den weiteren Mitgliedern des Prüfungsausschusses, Herrn Prof. Dr.-Ing. Emil Schubert, Herrn Prof. Dr.-Ing. Thomas Hochrainer, Herrn Dipl.-Phys. Marius Gatzten sowie Herrn Dipl.-Ing. Tim Radel für die Begleitung durch das Promotionskolloquium.

Herrn Dr.-Ing. Thomas Seefeld, Herrn Dipl.-Ing. Peer Woizeschke bin ich sehr dankbar für das Interesse an dieser Arbeit und die wertvollen Diskussionen. Ein großer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. Daniel Reitemeyer, Herrn Dr. -Ing. Claus Thomy und Frau Dipl.-Soz. Sabine Berk für die kritische Durchsicht der Arbeit.

Des Weiteren möchte ich mich bei allen Kollegen aus der Gruppe Fügeprozesse und Füge-technik bedanken, die mich tatkräftig bei der Vorbereitung des Kolloquiums durch fachliche Diskussionen unterstützt haben.

Mein herzlichster Dank geht an allen BIAS-Kollegen, die mich im Arbeitsalltag unterstützt und mir den Einstieg in die deutsche Gesellschaft erleichtert haben. Die sehr angenehme Arbeitsatmosphäre hat wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Besonders möchte ich mich zuletzt bei meinen Eltern und meinem Bruder für die liebevollen Unterstützungen und Ermunterungen in allen Phasen dieser Arbeit bedanken, ohne die meine Promotion nicht möglich gewesen wäre.

Bremen im März 2014

Zhuo Tang



## Inhaltsverzeichnis

<b>Verzeichnis verwendeter Symbole</b>	<b>IX</b>
<b>1. Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2. Stand der Forschung</b>	<b>3</b>
<b>2.1. Laserstrahlschweißen von Aluminium</b>	<b>3</b>
<b>2.2. Heißrisse beim Aluminiumschweißen</b>	<b>4</b>
<b>2.3. Heißrisstheorien</b>	<b>5</b>
2.3.1. Erstarrung und Heißrisbildung	5
2.3.2. Dehnung und Heißrisbildung	7
<b>2.4. Heißrisstest</b>	<b>8</b>
<b>2.5. Heißrisvermeidung durch Kornfeinung</b>	<b>9</b>
2.5.1. Kornfeinung	9
2.5.2. Kornfeinungsmittel	11
2.5.3. Kornstruktur beim Schweißen	11
2.5.4. Nutzen der Kornfeinung	13
<b>2.6. Siliziumäquivalent</b>	<b>15</b>
<b>2.7. Fazit Stand der Forschung</b>	<b>16</b>
<b>3. Zielsetzung</b>	<b>17</b>
<b>4. Werkstoffe und Methoden</b>	<b>19</b>
<b>4.1. Werkstoffe</b>	<b>19</b>
4.1.1. Grundwerkstoffe	19
4.1.2. Schweißzusatzwerkstoffe	19
<b>4.2. Schweißversuche</b>	<b>20</b>
<b>4.3. Temperaturmessung</b>	<b>22</b>
<b>4.4. Werkstoffprüfung</b>	<b>23</b>
4.4.1. Metallographie	23
4.4.2. Bestimmung des Flächenanteils globulitischer Körner	24
4.4.3. Korngrößenbestimmung	24
4.4.4. Bestimmung der Titangehalte in Laserstrahlschweißnähten	25
4.4.5. Heißrisprüfung (DELTA-Test)	26
4.4.6. Untersuchung der Heißrissoberfläche	27
4.4.7. Zugversuche	27
4.4.8. Aufreißversuche	27
<b>5. Experimentelle Ergebnisse</b>	<b>31</b>
<b>5.1. Kornfeinung</b>	<b>31</b>
5.1.1. Einfluss der Ti/B-Zugaben auf die Kornstruktur	31

5.1.2.	Kornfeinung bei verschiedenen Legierungen	33
5.1.3.	Kornfeinung bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten	35
<b>5.2.</b>	<b>Erstarrungsparameter</b>	<b>36</b>
5.2.1.	Abkühlkurven an verschiedenen Nahtpositionen	36
5.2.2.	Abkühlrate	37
5.2.3.	Temperaturgradient	37
<b>5.3.</b>	<b>Mechanische Eigenschaften</b>	<b>38</b>
5.3.1.	Zugfestigkeit und Bruchdehnung	38
5.3.2.	Zähigkeit	40
<b>5.4.</b>	<b>Heißbrissanfälligkeit</b>	<b>40</b>
5.4.1.	Einfluss Ti/B-Zugabe auf Heißbrissanfälligkeit	42
5.4.2.	Einfluss Schweißgeschwindigkeit auf Heißbrissanfälligkeit	44
<b>6.</b>	<b>Heißbrissmodell</b>	<b>45</b>
<b>6.1.</b>	<b>Modellübersicht</b>	<b>45</b>
<b>6.2.</b>	<b>Materialdaten</b>	<b>46</b>
6.2.1.	Chemische Zusammensetzung	46
6.2.2.	Liquidus- und Solidustemperaturen	47
6.2.3.	Liquidus-Diffusionskoeffizient $D_l$	47
6.2.4.	Elastizitätsmodul (E-Modul)	48
<b>6.3.</b>	<b>Temperaturfeld</b>	<b>49</b>
6.3.1.	Erstarrungsparameter	49
6.3.2.	Feststoffanteil	49
<b>6.4.</b>	<b>Korngröße und Anteil von globulitischen Körnern</b>	<b>50</b>
<b>6.5.</b>	<b>Daten DELTA-Test</b>	<b>51</b>
<b>6.6.</b>	<b>Modelle zu den drei Elementarprozessen für die Heißbrissvermeidung</b>	<b>51</b>
6.6.1.	Nachspeisungsdauer in der Mush-Zone $t_{mz}$	51
6.6.2.	Kapillardruck $P_k$	54
6.6.3.	Permeabilität $K$	57
<b>6.7.</b>	<b>Gesamtmodell Rissinitiierung</b>	<b>59</b>
6.7.1.	Voraussetzung Rissinitiierung	59
6.7.2.	Druckabfälle $\Delta P_{sh}$ und $\Delta P_\varepsilon$	61
6.7.3.	Hydrostatischer Druck $P_m$	62
6.7.4.	Heißbrissanfälligkeit	62
<b>6.8.</b>	<b>Risswachstum beim DELTA-Test</b>	<b>64</b>
6.8.1.	Modellbildung	64
6.8.2.	Berechnete Risslänge bei verschiedenen Titangehalten	68
6.8.3.	Berechnete Risslänge bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten	70
<b>6.9.</b>	<b>Modellvalidierung</b>	<b>71</b>
<b>6.10.</b>	<b>Übertragbarkeit des Modells</b>	<b>71</b>



---

<b>7.</b>	<b>Diskussion der Modellannahmen</b>	<b>73</b>
<b>7.1.</b>	<b>Wesentliche Modellannahmen</b>	<b>73</b>
<b>7.2.</b>	<b>Konstantes Elastizitätsmodul in der Mush-Zone</b>	<b>73</b>
<b>7.3.</b>	<b>Spannungserhöhung an der Risspitze</b>	<b>75</b>
<b>8.</b>	<b>Optimale Korngröße für Heißrissvermeidung</b>	<b>79</b>
<b>9.</b>	<b>Heißrissanfälligkeitsschaubild</b>	<b>83</b>
<b>9.1.</b>	<b>Strategien zur Erhöhung der Anwendbarkeit des Heißrissmodells</b>	<b>83</b>
<b>9.2.</b>	<b>Zusammenhang zwischen der Größe und dem Anteil globulitischer Körner</b>	<b>83</b>
<b>9.3.</b>	<b>Einfluss des Titangehalts auf die Heißrissanfälligkeit</b>	<b>84</b>
<b>9.4.</b>	<b>Einfluss der Erstarrungsparameter auf die Kornstruktur</b>	<b>84</b>
<b>9.5.</b>	<b>Einfluss der Erstarrungsparameter auf die Heißrissanfälligkeit</b>	<b>85</b>
<b>9.6.</b>	<b>Heißrissanfälligkeit in Abhängigkeit des Ti-Gehalts und der Abkühlrate</b>	<b>86</b>
<b>10.</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>89</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>91</b>
	<b>Anhang</b>	<b>99</b>



## Verzeichnis verwendeter Symbole

### Formelzeichen

Symbol	Einheit	Beschreibung
$A$	%	Bruchdehnung
$A_d$	$m^2$	Querschnittsfläche der DELTA-Probe
$A_S$	$mm^2$	Querschnittsfläche des Schweißgutes
$a_s$	-	Fourier-Zahl
$a_s^*$	-	Konstante für die Berechnung des Feststoffanteils
$A_t$	-	Anteil globulitischer Körner
$A_Z$	$mm^2$	Querschnittsfläche der Gusseinlage
$a_0^{Xi}$	Gew.-%	Polinomischer Koeffizient zur Berechnung des Siliziumäquivalents
$B$	-	Konstante zur Berechnung der Kohärenzdauer
$b_d$	m	Blechdicke der DELTA-Probe
$b_t$	m	Abstand zwischen Kerbgrund und Hinterkante der Probe beim Reißversuch
$b_0^{Xi}$	-	Polinomischer Koeffizient zur Berechnung des Siliziumäquivalents
$C$	m	Abstand zwischen Schwerpunkt der Probe und Drehpunkt
$c_0$	Gew.-%	Konzentration eines in der Schmelze gelösten Elements
$c_0^{Xi}$	1/Gew.-%	Polinomischer Koeffizient zur Berechnung des Siliziumäquivalents
$Co_0$	$\mu m^*(K/s)^{0,48}$	Werkstoffabhängige Konstante zur Berechnung des Sekundären Dendritenarmabstands
$d$	m	Dicke des Schmelzfilms zwischen den Körnern
$d_g$	$\mu m$	Berechneter Korndurchmesser beim Gießen
$D_l$	$m^2/s$	Liquidus-Diffusionskoeffizient
$d_t$	m	Mittlere Blechdicke der Probe beim Aufreißversuch
$D_0$	$m^2/s$	Vorfaktor zur Berechnung des Liquidus-Diffusionskoeffizienten
$d_0$	$\mu m$	Fokusbereich des Laserstrahls
$d_1$	$\mu m$	Durchmesser des 1. Kreises bei der Korngrößenbestimmung
$d_2$	$\mu m$	Durchmesser des 2. Kreises bei der Korngrößenbestimmung
$d_3$	$\mu m$	Durchmesser des 3. Kreises bei der Korngrößenbestimmung

E	Pa	Elastizitätsmodul
$E_h$	m/s	Das Integral des Feststoffanteils $f_s$ mal der thermische Dehnungsrate $\dot{\epsilon}$ über dem Weg x
$E_{kri}$	Pa	Kritisches Elastizitätsmodul
F	N	Externe Last
$F_{max}$	N	Maximale Zugkraft
$f_s$	-	Feststoffanteil
$f_{scoh}$	-	Feststoffanteil bei Kohärenz
G	K/m	Temperaturgradient
g	$m/s^2$	Erdbeschleunigung
h	m	Tiefe der Rissposition
I	$m^4$	Flächenträgheitsmoment
K	$\mu m^2$	Gesamte Permeabilität in der Mush-Zone
k	-	Verteilungskoeffizient
$K_{coh}$	$\mu m^2$	Permeabilität bei Kohärenz des Netzwerks
$K_g$	$\mu m$	Mittlere Korngröße globulitischer Körner
$K_{gl}$	$\mu m^2$	Permeabilität globulitischer Körner
$K_{gm}$	$\mu m$	Theoretisch minimaler Korndurchmesser
$K_I$	$Pa \cdot m^{1/2}$	Spannungsintensitätsfaktor Modus I
$K_{st}$	$\mu m^2$	Permeabilität stängeliger Körner
L	m	Länge der teilerstarten Zone
$L_d$	mm	Länge der DELTA-Probe
$L_{e0}$	mm	Messlänge des Feindehnungsaufnehmers
M	$N \cdot m$	Biegemoment
m	K/Gew.-%	Steigung der Liquiduslinie
N	N	Zentrische Normalkraft
$N_a$	-	Anzahl der von den Kreislinien geschnittenen Körner
n	-	Werkstoffabhängige Konstante zur Berechnung des Sekundären Dendritenarmabstandes
P	kW	Laserleistung
$P_a$	Pa	Luftdruck
pct TiB <sub>2</sub>	Gew.-%	Gewichtsprozent von TiB <sub>2</sub> Partikeln
$P_k$	Pa	Kapillardruck
$P_{kcoh}$	Pa	Kapillardruck bei Kohärenz

$P_m$	Pa	Hydrostatische Spannung
$Q$	°C	Q-Faktor (Growth Restriction Factor)
$Q_a$	J/mol	Aktivierungsenergie für die Diffusion
$R$	J/(mol*K)	Universelle Gaskonstante
$r$	m	Abstand zur Rissspitze
$RL$	m	Risslänge beim HeiBrisstest
$RL_K$	m	Risslänge unter Berücksichtigung der Spannungserhöhung
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,5}$	MPa	0,5%-Dehngrenze
$R_{p0,2}$	MPa	0,2%-Dehngrenze
$Si_{EQ}$	Gew.-%	Gesamtes Siliziumäquivalent im Schweißgut
$Si_{EQ}^{Xi}$	Gew.-%	Siliziumäquivalent für das Legierungselement Xi
$T_{coh}$	°C	Kohärenztemperatur bei der Erstarrung
$t_{coh}$	s	Kohärenzdauer
$t_{Er}$	s	Erstarrungsdauer
$Ti_G$	Gew.-%	Titangehalt im Grundwerkstoff
$Ti_S$	Gew.-%	Titangehalt im Schweißgut
$Ti_Z$	Gew.-%	Titangehalt im Zusatzwerkstoff
$T_l$	°C	Liquidustemperatur
$T_m$	°C	Schmelztemperatur von Reinaluminium
$t_{mz}$	s	Nachspeisungsdauer
$t_n$	s	Zeit, in der der Feststoffanteil zwischen 0,4 und 0,9 liegt
$t_r$	s	Zeit, in der der Feststoffanteil zwischen 0,9 und 0,99 liegt
$TS$	MPa	Reißfestigkeit
$T_s$	°C	Solidustemperatur
$\dot{T}$	K/s	Abkühlrate
$u$	m	Gesamte Verschiebung
$u_M$	m	Durch das Biegemoment verursachte Verschiebung
$u_N$	m	Durch die Normalkraft verursachte Verschiebung
$v$	m/min	Schweißgeschwindigkeit
$v_{Er}$	m/s	Erstarrungsgeschwindigkeit
$x$	m	Weg in Erstarrungsrichtung
$z$	m	z-Koordinate

$Z_{kri}$	m	Position der kritischen Spannung
$\beta$	-	Schrumpfungsfaktor von Aluminium
$\Gamma$	m*K	Gibbs-Thomson-Koeffizient
$\gamma$	N/m	Oberflächenspannung
$\Delta l$	m	Unterschied der berechneten Risslängen mit und ohne Berücksichtigung der Spannungserhöhung
$\Delta P_{sh}$	Pa	Druckabfall durch Erstarrungsschrumpfung
$\Delta P_{\varepsilon}$	Pa	Druckabfall durch thermische Dehnung des erstarrten Netzwerks in der Mush-Zone
$\varepsilon_{kri}$	-	kritische Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	1/s	thermische Dehnungsrate des erstarrten Netzwerks quer zur Erstarrungsrichtung in der Mush-Zone
$\dot{\varepsilon}_{kri}$	1/s	kritische Dehnungsrate
$\theta$	rad	Strahlöffnungswinkel (Vollwinkel)
$\lambda_2$	$\mu\text{m}$	Sekundärer Dendritenarmabstand
$\mu$	Pa*s	Viskosität der Schmelze
$\rho_1$	$\text{kg}/\text{m}^3$	Dichte der Aluminiumschmelze
$\sigma$	Pa	Gesamte Normalspannung
$\sigma_{kri}$	Pa	Kritische Spannung
$\sigma_M$	Pa	Normalspannung infolge Biegemoment
$\sigma_N$	Pa	Normalspannung infolge der zentrischen Normalkraft
$\tau$	-	Heißrissanfälligkeit von Laserstrahlschweißnähten

### Abkürzungen

Abkürzungen	Beschreibung
Abh.	Abhängigkeit
bzw.	beziehungsweise
ca.	circa
CSC	Cracking Susceptibility Coefficient (Heißrissanfälligkeitskoeffizient)
CT-Test	Compact Tensile Test
et al.	et alii
E-Modul	Elastizitätsmodul
Gew.-%	Gewichtsprozent
GW	Grundwerkstoff

NM	Nahtmitte
REM	Rasterelektronenmikroskop
SL	Schmelzlinie
SN	Schweißnaht
SPP	Strahlparameterprodukt
u.a.	unter anderem
UIE	Unit Initiation Energy
UPE	Unit Propagation Energy
v.a.	vor allem
WDX	Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie
wt.%	weight percent (Gewichtsprozent)
z.B.	Zum Beispiel





## 1. Einleitung

Seit dem historischen Beginn der industriellen Aluminiumproduktion Ende des 19. Jahrhunderts werden weltweit zunehmend Aluminiumprodukte eingesetzt. Heutzutage findet man Aluminiumprodukte und -komponenten in fast allen Gebieten der Wirtschaft und des modernen Lebens [Ost07]. Aufgrund der niedrigen Bauteilmassen durch geringe Dichte bei gleichzeitig hoher spezifischer Festigkeit gelten Aluminiumlegierungen als einer der wichtigsten Leichtbauwerkstoffe [Rei10] unserer Zeit.

Um moderne Leichtbaukonzepte zu realisieren, ist eine geeignete und prozessichere Fügetechnik erforderlich. Nur so können die Werkstoffeigenschaften auf die gesamte Struktur bzw. Baugruppe übertragen und wirksam umgesetzt werden. Eines der wichtigsten Fügverfahren dafür ist das Schmelzschweißverfahren. Das Schmelzschweißen von Aluminiumlegierungen gehört zu den Schlüsseltechnologien der Fertigungstechnik [Ost07]. In Verbindung mit der Strangprofilbauweise hat das mechanisierte Lichtbogenschweißen den Durchbruch der modernen Leichtbauweise von Aluminium bei Schienenfahrzeugen ermöglicht. Für den Leichtbau von Personenkraftwagen und Nutzfahrzeugen gewinnt die Aluminiumschweißtechnik zunehmende Bedeutung. Durch den in den letzten Jahren wesentlich zunehmenden Einsatz von Aluminium in Strukturkomponenten des Fahrzeugbaus wurde die Entwicklung der Schweißtechnik vorangetrieben. Eines der bedeutendsten modernen Schweißverfahren ist das Laserstrahlschweißen. Aufgrund der hohen Bearbeitungsgeschwindigkeit und Verbindungsqualität sowie der hohen Automatisierbarkeit wird es zunehmend in der industriellen Materialbearbeitung eingesetzt.

Viele Aluminiumlegierungen, wie z.B. die 6xxx Legierungen, die im Verkehrsmittelbau eingesetzt werden oder auch die in der Luft- und Raumfahrttechnik verwendeten Hochfestlegierungen (2xxx und 7xxx Legierungen) sind besonders heißbrissanfällig. Ursächlich dafür sind das große Erstarrungsintervall und die Bildung von niedrigschmelzenden Eutektika an den Korngrenzen bei Schmelzschweißverfahren. Dieses Problem wird verschärft, wenn sich ein grobes stängeliges Gefüge durch eine hohe Abkühlgeschwindigkeit und einen hohen Temperaturgradienten im Schweißgut bildet, welche die typischen Erstarrungsbedingungen beim Laserstrahlschweißen sind. In Rahmen dieser Arbeit wird der Zusammenhang zwischen Heißbrissbildung und Kornstruktur ermittelt, um rissfreie Laserstrahlschweißnähte sicherzustellen. Die Forschungsergebnisse dienen dem weiteren Ausbau der Aluminiumanwendungen und der Einsatzbereiche von Schmelzschweißverfahren.



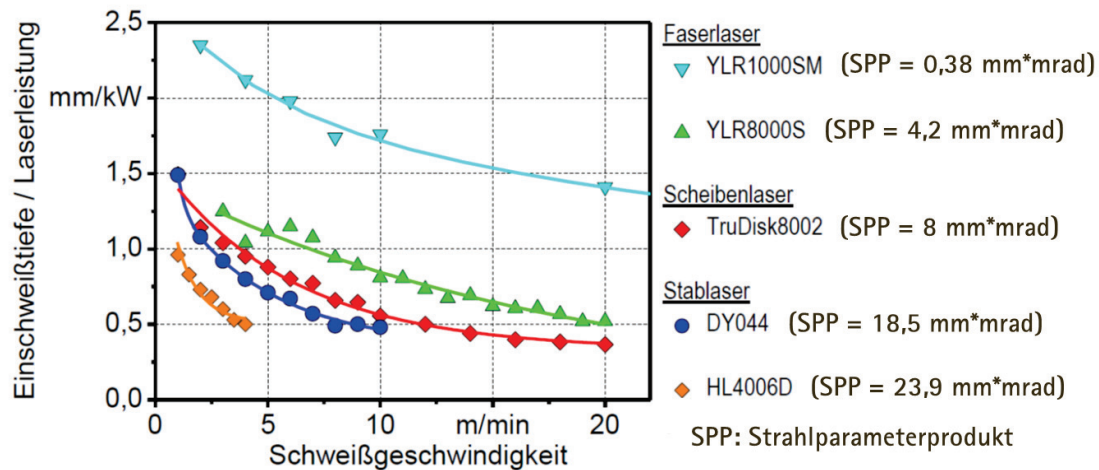
## 2. Stand der Forschung

### 2.1. Laserstrahlschweißen von Aluminium

Das Laserstrahlschweißen von Aluminium hat in den 80'iger Jahren begonnen nachdem ausreichend starke und fokussierbare Laserstrahlquellen entwickelt wurden [Pal10]. Die konzentrierte Energieeinbringung des Laserstrahls ermöglicht ein tiefes Aufschmelzen, hohe Schweißgeschwindigkeiten und ein verzugsarmes Schweißen durch geringen Wärmeeintrag [z.B. Vol09]. Im Vergleich zum Laserstrahlschweißen von Stahl weist das Aluminiumschweißen einige Besonderheiten auf. Die Herausforderungen an die Prozessführung ergeben sich aus den spezifischen Werkstoffeigenschaften [Wil10]. Zu nennen/beachten sind hier unter anderem die hohe Sauerstoffaffinität, die zu einer Oxidschicht auf dem Werkstoff führt; die sprunghafte Löslichkeitsabnahme des Wasserstoffes beim Übergang vom flüssigen zum festen Zustand, der die Wasserstoffporenbildung in Folge von Feuchtigkeit und/oder Verunreinigungen begünstigen; sowie die hohe Wärmeleitfähigkeit [siehe z.B. Dil05]. Die hohe Wärmeleitfähigkeit von Aluminium erfordert einen vergleichsweise konzentrierteren Energieeintrag, der ein Vorteil und wichtiges Merkmal des Laserstrahlschweißens ist [Vol12]. Aufgrund des niedrigen Absorptionsgrads von Laserlicht auf Aluminiumwerkstoffen bei Raumtemperatur wird eine hohe Strahlintensität beim Aluminiumschweißen zum Lasertiefschweißen benötigt [Vol09b]. Eine hohe Strahlintensität lässt sich durch eine hohe Laserleistung oder/und eine hohe Strahlqualität ermöglichen [Rei12]. Die modernen Laserquellen, insbesondere hochbrillante Scheiben- und Faserlaser können diese Anforderung [Vol09b] erfüllen. Die hohe Brillanz führt zu einer deutlich steigenden Energiedichte im fokussierten Laserstrahl, die beim Lasertiefschweißen direkt zu einer Reduzierung der Streckenenergie genutzt werden kann [Vol06]. Hiermit werden deutlich schlankere Schweißnähte erzeugt, was zu einem geringeren Bauteilverzug und der Reduzierung der Wärmeeinflusszone führt [Ret10]. Bild 1 zeigt beispielhaft Einschweißiefen pro Kilowatt Laserleistung in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit beim Schweißen einer Aluminiumlegierung AA 6082 mit verschiedenen Laserquellen, deren Strahlqualitäten unterschiedlich sind. In Bild 1 wird die Strahlqualität durch das Strahlparameterprodukt (SPP) angegeben, in das der Fokusbereich  $d_0$  und der Öffnungswinkel  $\theta$  einfließen. Es berechnet sich nach folgender Gleichung:

$$SPP = \frac{d_0 * \theta}{4} \quad (2.1)$$

Durch ein vergleichsweise kleineres Strahlparameterprodukt, das eine bessere Strahlqualität bedeutet, kann eine höhere Einschweißtiefe pro Kilowatt bei derselben Schweißgeschwindigkeit erreicht werden [Vol09].



BIAS ID 130993

Bild 1: Vergleich der Einschweißtiefe pro Kilowatt Laserleistung in AA 6082 unterschiedlicher Laserquellen [nach Vol09]

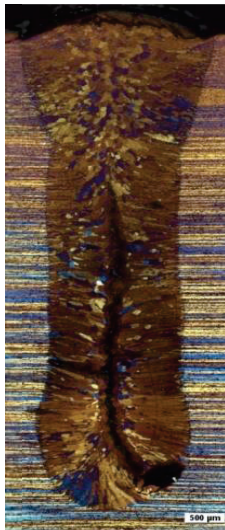
## 2.2. Heißrisse beim Aluminiumschweißen

Risse im Schweißgut oder in der Wärmeeinflusszone einer Schweißverbindung sind einer der kritischsten Schweißnahtfehler [Dil05]. Es wird zwischen Kaltrissen und Heißrissen unterschieden: Kaltrisse entstehen nach der vollständigen Erstarrung des Schweißgutes bzw. in der nicht aufgeschmolzenen Wärmeeinflusszone, sodass die Rissfläche das typische Bruchbild mit einer schroffen zerklüfteten Oberfläche und scharfen Kanten aufweist. Heißrisse entstehen durch eine Werkstofftrennung im teigigen bzw. schmelzflüssigen Zustand, sodass die Rissflächen entsprechend abgerundet sind. Als Heißrisse werden interkristallin oder interdendritisch verlaufende Werkstofftrennungen bezeichnet, die in einem Erstarrungsbereich zwischen Solidus- und Liquidustemperaturen entstehen. Nach ihrer Entstehungsursache ist zwischen den Erstarrungs- und den Aufschmelzungsrisse zu unterscheiden. Während Aufschmelzungsrisse sowohl im Grundwerkstoff als auch in den unteren Lagen von mehrlagig geschweißten Verbindungen im Bereich der Schmelzlinie auftreten können, liegen Erstarrungsrisse meist genau in der Nahtmitte oder zwischen Dendriten [Dil05].

Sowohl beim Gießen [ASM04] als beim Schweißen von vielen technischen Aluminiumlegierungen [Kou03] ist die Heißrissbildung ein häufig auftretendes Problem. In dieser Arbeit geht es ausschließlich um Erstarrungsrisse in Aluminiumschweißnähten. In Analogie zur Gießtechnik werden hier Erstarrungsrisse als Heißrisse bezeichnet. Die Heißrissentstehung bei Aluminiumlegierungen erfolgt aufgrund der in Vergleich mit anderen Werkstoffen (z.B. Stahl) höheren Erstarrungsschrumpfung und thermischen Dehnung von Aluminium [Hil00]. Darüber hinaus hängt die Heißrissanfälligkeit wesentlich von der chemischen Zusammensetzung der Aluminiumlegierungen ab [Kou03]. Durch die Bildung von niedrigschmelzenden Eutektika an Korngrenzen sind die aushärtbaren Aluminiumlegierungen AlCuMg (2xxx), AlMgSi (6xxx), AlZnMg, und AlZnMgCu (7xxx) überaus heißrissanfällig [Mue54]. Während der Erstarrung des Schmelzbades wird vor der Erstarrungsfront eine

Restschmelze hergeschoben, die sich mit Legierungselementen stark angereichert hat und eine niedrigere Erstarrungstemperatur als die bereits erstarrten Dendriten aufweist. Diese Konzentrationsunterschiede zwischen den zuerst und den zuletzt erstarrten Kristallen werden Segregation genannt, die zur Heißrisbildung führen.

Durch die hohe Strahlqualität moderner Scheibenlaser ist es möglich, schmale und schlanke Schweißnähte zu erzeugen. Bei der Erstarrung werden hohe Temperaturgradienten und Abkühlraten im Schmelzbad erreicht. Bild 2 zeigt beispielhaft einen Querschliff einer Laserschweißnaht der Aluminiumlegierung AA 6082, die mit einem Scheibenlaser geschweißt wurde. In der Naht bildet sich hauptsächlich ein stängeliges Gefüge, welches von der Schmelzlinie bis zur Nahtmitte hingewachsen ist. Dies führt dazu, dass die niedrigschmelzenden Legierungselemente in die Nahtmitte hergeschoben werden und dort ablagern. Gegen Ende des Erstarrungsvorgangs können Heißrisse auftreten, da die in der Nahtmitte eingeschlossene Restschmelze nicht die entstehenden Schrumpfkräfte des Schweißgutes aufnehmen kann [Cro05].



Laserquelle: Scheibenlaser TruDisk 8002

Laserleistung  $P = 8 \text{ kW}$

Schweißgeschwindigkeit  $v = 5 \text{ m/min}$

BIAS ID 130994

*Bild 2: Beispielhafte Heißrisbildung in einer Laserstrahlschweißnaht einer 6xxx Aluminiumlegierung*

## 2.3. Heißrisstheorien

### 2.3.1. Erstarrung und Heißrisbildung

Die Ursache für die Entstehung von Heißrisen ist ein komplexes Zusammenspiel metallurgischer Vorgänge bei der Erstarrung (Zusammenwachsen von Körnern und Ausbildung von eutektischen Bereichen) und durch Schrumpfung erzeugter Spannungen (schweißbedingte inhomogene Wärmeverteilung/thermische Ausdehnung des Werkstoffs) [Pro68]. Der Erstarrungsvorgang spielt eine wesentliche Rolle bei der Heißrisbildung.

Im Gegensatz zu reinen Metallen, die bei einer Temperatur erstarren, wandelt sich eine Legierung allmählich über einem Temperaturintervall vom Liquidus zum Solidus. Innerhalb dieses Temperaturintervalls liegen sowohl Liquidus- als auch Solidusphasen vor. Bei der

Erstarrung ergibt sich ein Druckabfall in der teilerstarrten Schmelze durch Erstarrungsschrumpfung und thermische Dehnung [Rap99]. Dadurch kann die Schmelze entgegen der Erstarrungsrichtung fließen, welche als Rückfüllen (back feeding) oder Nachspeisung bezeichnet wird [Cro05]. Der Druckabfall, der durch die thermische Dehnung sowie Erstarrungsschrumpfung erzeugt wird, kann durch die Nachspeisung der Schmelze kompensiert werden. Bei der Abkühlung der Schmelze unterscheidet sich das teilerstarrte Schmelzbad in Abhängigkeit der Temperatur in zwei Stadien [Esk04]:

- a. Schlämme. In diesem Stadium können die Liquidus- und Solidusphasen frei fließen bzw. sich bewegen. Die Schmelze zwischen den Dendriten ist durchgängig, da die Dendritenarmen noch nicht miteinander vereinigt sind.
- b. Mush. In diesem Stadium sind die Dendritenarme vereinigt und bilden so eingeschlossene Schmelzbereiche. Das Dendritennetzwerk ist somit kohärent [Rap99] und bildet ein erstarrtes Rahmengestell (engl. Skeleton). Dieser Zustand wird als Kohärenz bezeichnet [Esk04]. Dadurch bekommt der ganze Körper eine gewisse Festigkeit [Qua96]. Die restliche Schmelze kann nur durch das dendritische Netzwerk fließen, was als interdendritische Nachspeisung bezeichnet wird [Esk04]. Tief in der Mush-Zone, wo die Permeabilität des Solidusnetzwerks zu klein und die Viskosität der Schmelze zu groß sind, wird die Nachspeisung der Schmelze sehr gering. Damit kann eine Öffnung des kohärenten Netzwerks, welche durch die Erstarrungsschrumpfung bzw. thermomechanische Dehnung verursacht wird, nicht mehr kompensiert werden. Dies führt zur Heißbrissbildung [Cam91].

Die in diesem Abschnitt erläuterte Nachspeisung spielt bei der Heißbrissbildung eine große Rolle. Eine Heißbrisstheorie wurde unter der Berücksichtigung entwickelt, dass die Verhinderung der Nachspeisung der Schmelze durch bereits erstarrte Körner die Hauptursache für die Heißbrissentstehung ist [Niy77]. Nach dieser Theorie soll kein Heißbriss entstehen, solange Schmelze nachgespeist werden kann. In den Untersuchungen von Clyne [Cly75] und Davies [Cly81] wurde die Lebensdauer der Mush-Zone betrachtet. Dieses letzte Stadium bei der Erstarrung wurde als meist heißbrissanfällig angesehen. Wird der Feststoffanteil jedoch hoch genug, bekommt der Körper eine erhebliche Festigkeit. Er kann damit kriechen, um die Erstarrungsschrumpfung und thermische Dehnung zu kompensieren. Dies führt zur Verhinderung der Heißbrissentstehung [Qua96].

In den letzten Jahren wurden hinsichtlich der Nachspeisungsmechanismen einige Heißbrisskriterien entwickelt. Unter der Annahme, dass die Schmelze durch ein poriges Netzwerk fließt, wurde die Nachspeisungsmöglichkeit in der teilerstarrten Schmelze berechnet [Feu76]. Nach diesem Modell entstehen Heißbrisse, wenn die Nachspeisung die Erstarrungsschrumpfung nicht ausgleichen kann. Clyne und Davies definierten einen Heißbrissanfälligkeitskoeffizient (CSC, cracking susceptibility coefficient) durch einen Quotient aus der Zeit  $t_r$ , in der die Legierung heißbrissanfällig ist und der Zeit  $t_n$ , in der die Nachspeisung stattfinden kann. Die Zeit  $t_r$  wird als die Dauer definiert, in der der Feststoffanteil zwischen

0,9 und 0,99, während bei Zeit  $t_n$  der Feststoffanteil zwischen 0,4 und 0,9 liegt. Dieses Kriterium wurde von Katgerman mit einem Wärmeflussmodell beim Stranggießen kombiniert, um den Heißbrissanfälligkeitskoeffizienten (CSC) anhand der Gießparameter bestimmen zu können [Kat82]. Jedoch ist die Anwendung dieses Kriteriums aufgrund einer lediglich qualitativen Aussage für die Heißbrissanfälligkeit sehr begrenzt.

### 2.3.2. Dehnung und Heißbrissbildung

Neben den metallurgischen Vorgängen bei der Erstarrung weisen die durch Erstarrungsschrumpfung und thermische Kontraktion verursachte Spannung und Dehnung einen wesentlichen Einfluss auf die Heißbrissbildung [Cro05] auf.

Nach Campell [Cam91] sind statt der Spannung eher die Dehnung und Dehnungsrate sehr kritisch für die Heißbrissentstehung. Nach Novikov [Nov63] muss eine Belastung auf einer teilerstarrten Probe durch eine Korngrenzenverschiebung aufgenommen werden, die durch den Schmelzfilm zwischen den Körnern erfolgt. Prokhorov [Pro68] hat ein Modell für die Verformung des teilerstarrten Körpers entwickelt. Werden zwei tangentielle Kräfte bzw. Spannungen auf einem teilerstarrten Körper aufgebracht, so erfolgt eine Verformung dieses Körpers durch Körnerbewegung, bis sich die Körner berühren. Die Schmelze, die die Körner überdeckt, fließt in diesem Moment zu dem Punkt mit dem niedrigsten Druck. Eine weitere Verformung des Körpers ist nur möglich, wenn die Oberflächenspannung und der Widerstand des Schmelzfließens ausreichen, um die Spannung zu kompensieren. Ist dies nicht der Fall, entstehen Heißbrisse. Laut dieser Theorie nennt Prokhorov drei Einflussfaktoren für die Bruchdehnung eines teilerstarrten Körpers:

- (1) Zunehmende Schmelzdicke zwischen den Körnern erhöht die Bruchdehnung,
- (2) Verringerte Korngröße erhöht die Bruchdehnung,
- (3) Ungleichmäßigkeit der Korngröße führt zur Abnahme der Bruchdehnung.

Basierend auf dieser Theorie wird behauptet, dass die Duktilität des teilerstarrten Körpers ein Hauptmaßstab für die Heißbrissentstehung ist. Sie ereignet sich, wenn die Dehnung eines Körpers dessen Duktilität übersteigt.

Laut Theorie der Sprödigkeit, die sich auf die Schrumpfung bezieht, wird der Erstarrungsbereich in zwei Teile aufgeteilt. Im Teil der Schlämme-Zone liegt das Netzwerk der kohärenten Festphasen noch nicht vor. Eine Imperfektion bzw. eine Rissquelle, die in diesem Stadium vorkommt, kann durch das Schmelzfließen ausgeheilt werden. Im Teil der Mush-Zone des Erstarrungsbereiches bildet sich bereits in der Schmelze ein kohärentes Netzwerk der Körner aus. Ab der Kohärenztemperatur bei der Erstarrung wird die Schrumpfspannung auf dem teilerstarrten Körper aufgebracht. Heißbrisse treten auf, wenn die Schrumpfspannung die Bruchspannung übersteigt [Kor63].

Nach der Dehnungstheorie von Pellini entsteht ein Heißbriss, wenn die Dehnung eines interkristallinen Schmelzfilms über einem bestimmten kritischen Wert liegt [Pel52]. Der wesentliche Faktor für die Heißbrissentstehung ist die gesamte Dehnung über den Schmelz-

film. Die gesamte Dehnung ist eine Summe der Dehnungen über die gesamte Existenzdauer des Schmelzfilms, welche von dem Erstarrungsbereich und der Abkühlgeschwindigkeit abhängt. Anhand dieser Theorie erläutern Dodd [Dod56] und Metz [Met69], dass die Seigerung niedrigschmelzender Elemente die Lebensdauer des Schmelzfilms erhöht. Dadurch wird die gesamte Dehnung über dem Schmelzfilm erhöht. Dies führt zur Erhöhung der Heißbrissanfälligkeit.

Es wird behauptet, dass die Dehnungsrate des Schmelzfilms der kritische Faktor für die Heißbrissbildung ist. Die auf der Dehnungsrate basierenden Theorien verbinden üblicherweise eine Rissinitiierung mit dem Abbruch der Schmelze zwischen den Dendriten [Con08]. Prokhorov [Pro56] ist der Erste, der die Bedeutung der Dehnungsrate für die Heißbrissbildung entdeckt hat. Nach den Untersuchungen von Prokhorov und Senda [Sen73] trägt die senkrecht zur Schweißnaht orientierte Dehnungsrate zur Bestimmung bei, ob die kritische Dehnung für die Heißbrissentstehung erreicht wird.

Das neuste auf der Dehnungsrate basierende Kriterium für die Heißbrissentstehung wurde von Rappaz et. al. entwickelt [Rap99]. Das sogenannte RDG Kriterium ist das erste Zwei-Phasen-Modell (Solidus und Liquidus), das sowohl die Nachspeisung der Schmelze als auch die Dehnung des erstarrten Netzwerks berücksichtigt. Dieses Modell wurde auf Basis der Nachspeisung aufgebaut, die durch die Permeabilität der Mush-Zone beschränkt ist. An der Erstarrungsgrenze ist die Permeabilität hoch, während sie tief in der Mush-Zone sehr begrenzt ist. Über der Mush-Zone entsteht ein Druckabfall, der von der Nachspeisung, der thermischen Dehnungsrate sowie der Erstarrungsschrumpfung abhängt. Wird der lokale Druck niedriger als ein kritischer Druck, entsteht eine Kavität, die zur Rissinitiierung führt. Unter Berücksichtigung der Massenbilanz über der Dendritenlänge wurde für die stängelige Kornstruktur der maximale Druckabfall berechnet. Das RDG Modell wurde in einem thermomechanischen Modell für das Stranggießen von Bolzen implementiert, um dort Heißbrisse vorherzusagen [Dre01]. Nach diesem Modell wurde festgestellt, dass die Heißbrissanfälligkeit beim Anlauf des Gießens sowie in der Mitte des Bolzens hoch ist, was mit der Praxis des Gießens übereinstimmt.

Eine Weiterentwicklung des RDG-Kriteriums findet man für das Stranggießen einer Magnesiumlegierung [Gra00]. Basierend auf dem Risswachstum wurden in diesem Modell die auf einer Rissquelle ausgeübten Spannungen berechnet, die jeweils durch das Füllen der Schmelze, aufgelöste Gase und den Kapillareffekt an der Rissquelle hervorgerufen werden. Durch Vergleich der verschiedenen Spannungen konnte bestimmt werden, ob die Rissquelle weiter wachsen wird.

#### **2.4. Heißbrisstest**

Heißbrisstests werden vornehmlich eingesetzt, um Heißbrisse unter definierten Beanspruchungen bei der Erstarrung zu erzeugen und somit die Heißbrissanfälligkeit quantitativ zu untersuchen [DVS96]. Nach der Art der Lastaufbringung wird grundsätzlich zwischen selbst- und fremdbeanspruchten Heißbrisstests unterschieden.



Bei den Heißbrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben wird die Beanspruchung während des Schweißprozesses durch eine besondere konstruktive Gestaltung des Probenkörpers oder durch eine äußere Einspannung und damit behinderte Schrumpfung der Proben selbst erzeugt [DVS96a]. Eine selbstbeanspruchte Heißbrissprüfung ist der KEIL-Test, der zur Prüfung der Elektronenstrahlschweißung entwickelt wurde [DVS96a]. Die Heißbrissprobe (KEIL-Probe) ist einfach herzustellen. Die Rissneigung wird über das Verhältnis Heißbrisslänge zu Probenlänge als relativer Wert ermittelt.

Bei den Heißbrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben wird die Beanspruchung der Probe während des Schweißprozesses durch eine mechanisch oder hydraulisch angetriebene Vorrichtung erzeugt. Die Beanspruchung kann entweder durch ein Ziehen, Biegen oder Scheren der Probe erfolgen [Wol06]. Mit diesen Prüfverfahren können quantitative, reproduzierbarere und vergleichbare Prüfergebnisse erzielt werden [DVS96b]. Ein weiterer Vorteil liegt in der freien Einstellbarkeit der Randbedingungen, unter denen die Erstarrung im Schweißgut ablaufen soll [Pal00]. Einer der fremdbeanspruchten Heißbrisstests ist der sogenannte DELTA-Test. Dabei wird die Spannung bzw. Spannungsverteilung bei der Erstarrung durch externe Belastung von den DELTA-Proben definiert eingestellt. Dies ermöglicht eine sehr differenzierte Bewertung der Heißbrissanfälligkeit [Pal00]. Die Ergebnisse vom DELTA-Test und dem KEIL-Test an Laserstrahlschweißnähten der Legierung AA 2195 mit verschiedenen Schweißzusatzwerkstoffen zeigen eine gute Übereinstimmung [Pal00]. Darüber hinaus wurde dabei eine gute Übereinstimmung zwischen dem durch die DELTA-Test-Versuche herausgearbeiteten Sachverhalt und dem schweißtechnischen Alltag gezeigt. Damit wurde die Aussagefähigkeit des Versuchsprinzips des DELTA-Tests belegt.

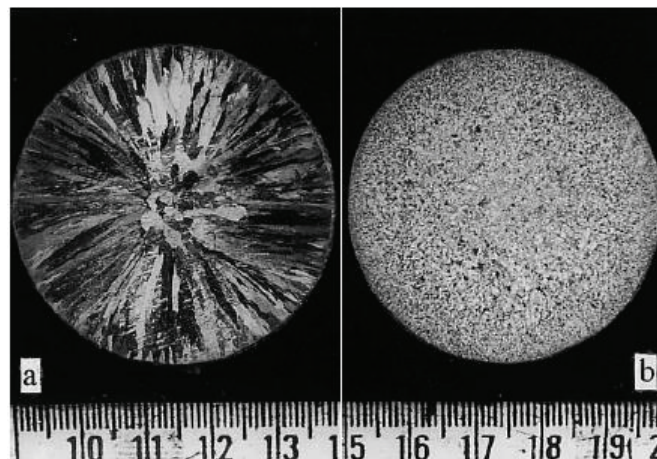
## **2.5. Heißbrissvermeidung durch Kornfeinung**

### **2.5.1. Kornfeinung**

McCartney definierte die Kornfeinung als eine absichtliche Unterdrückung des Wachstums vom stängeligen Gefüge und Bildung von feinen globulitischen Körnern in Gussteilen [McC89]. Kornfeinung von Aluminiumlegierungen ist ein übliches Verfahren beim industriellen Gießen.

Bild 3 zeigt beispielhaft die Querschliffe von zwei Gussproben, die jeweils ohne und mit einer Titanzugabe von 0,01 Gew.-% in der Form von AlTi5B1-Vorlegierung erzeugt wurden [Mur02]. In der Gussprobe ohne Titanzugabe bildet sich hauptsächlich eine stängelige Kornstruktur. Im Vergleich dazu bilden sich in der Probe mit Titanzugabe feine globulitische Körner. Somit erfolgt durch Titanzugabe eine Kornfeinung [Mur02].

Für eine Kornfeinung durch Erstarrung müssen gleichzeitig zwei Voraussetzungen erfüllt werden: (i) ausreichende Unterkühlung und (ii) die Existenz geeigneter Keimbildner vor der Erstarrungsfront [Dvo91]. Die erforderliche Unterkühlung an dieser Erstarrungsfront setzt sich hauptsächlich aus der thermischen Unterkühlung, der durch die dendritische Rundung hervorgerufene Unterkühlung und der konstitutionellen Unterkühlung zusammen [Fis92].



BIAS ID 130995

Bild 3: Kornstruktur vom kommerziellen Reinaluminium: (a) ohne Kornfeinung und (b) mit Kornfeinung mittels Kornfeinungsmittel Al<sub>5</sub>TiB<sub>1</sub> (0,01 Gew.-% Ti) [Mur02]

Bei technischen Aluminiumlegierungen spielen die Legierungselemente eine wesentliche Rolle bei der Unterkühlung. Dies kann durch den sogenannten Growth Restriction Factor  $Q$  (auch constitutional supercooling parameter) ausgedrückt werden. In diesem Faktor sind die Abkühlparameter, die Steigung der Liquiduslinie  $m$ , der Verteilungskoeffizient  $k$  (Quotient aus Konzentrationen der festen und flüssigen Phase an deren Grenzfläche) und die Konzentration eines in der Schmelze gelösten Elements  $c_0$  enthalten [Eas99]:

$$Q = mc_0(k - 1) \quad (2.2)$$

Der  $Q$ -Faktor beschreibt die Behinderung des Kristallwachstums durch die Anwesenheit von in der Schmelze gelösten Legierungselementen. Sie haben einen großen Einfluss auf die Diffusion während der Erstarrung und damit auf die resultierende Korngröße.

Für eine technische Legierung werden die  $Q$ -Faktoren aller gelösten Elemente  $i$  addiert:

$$Q = \sum m_i c_{0i} (k_i - 1) \quad (2.3)$$

wobei  $m_i$  die Steigung der Liquiduslinie,  $c_{0i}$  die Konzentration und  $k_i$  der Verteilungskoeffizient eines gelösten Elements  $i$  in seiner binären Aluminiumlegierung sind.

Zur Erfüllung der zweiten Voraussetzung für die Kornfeinung ist ein Keim bzw. ein keimbildendes Trägermaterialteilchen nötig, um eine geeignete Oberfläche für eine heterogene Keimbildung zur Verfügung zu stellen. Hierfür muss das Trägermaterial normalerweise eine ähnliche Kristallstruktur oder einen ähnlichen Atomzwischenraum haben, wie das erstarrende Metall [McC89]. Darüber hinaus benötigt ein wirksames Trägermaterial nur eine geringe Unterkühlung, um eine stabile Keimbildung zu aktivieren.

In den vergangenen Jahren wurden zahlreiche Methoden entwickelt, um beim Gießen eine Kornfeinung zu realisieren. So ließ sich die Kornstruktur durch prozesstechnische Maßnahmen, wie z.B. Rühren [Arr83] und Vibration [Cah92] der Schmelze oder Verwendung von Formüberzugstoffen [Cup83] verfeinern, welche eine Bildung einer feinen stängelig-globulitischen Kornstruktur erzeugen konnten. Eine bekannte und meistens verwendete

te Methode ist die Kornfeinung durch Zugaben von Kornfeinern bzw. Kornfeinungsmitteln, die während der Erstarrung als heterogene Keime für die Körner dienen können [McC89].

### 2.5.2. Kornfeinungsmittel

Um feine globulitische Körner in Aluminiumgusslegierungen zu erreichen, wurden verschiedenen Elemente wie z.B. Ti, B, Zr, Nb, V, W, Ta, Ce etc. als Kornfeinungsmittel untersucht (siehe z.B. Review von [McC89]). Solche Kornfeinungsmittel werden der Schmelze vor dem Gießen zugegeben. Rosenhain et. al. haben Titan als ein potentiell Kornfeinungsmittel für Aluminium identifiziert [Ros30]. Eine ausführliche Untersuchung durch Cibula zeigte, dass außer Titan auch die Elemente B, Nb und Zr [Cib49] wirksam für die Kornfeinung sind [Cib51]. Unter den untersuchten Elementen Nb, V, Zr, Ta, W, Mo, Ce und Ti wurde Titan als das wirksamste Kornfeinungsmittel identifiziert [Cib51]. Es wurde festgestellt, dass die Wirksamkeit von Titan auf die Kornfeinung deutlich erhöht werden konnte, wenn zusätzlich eine geringe Menge Bor vorliegt, wobei der Grund hierfür unklar ist [Guz87].

Aufgrund des hohen Kornfeinungseffekts und niedrigen Preises wird die Legierung AlTi5B1 als eine der üblichsten Vorlegierungen für Kornfeinung in vielen Aluminiumlegierungen eingesetzt [Mur02]. Die Vorlegierung AlTi5B1 bietet unter anderem Partikel der Zusammensetzung  $TiAl_3$  [Cib51] und  $TiB_2$  [Cib49], die bei der Erstarrung als Keime dienen sollen. Eine weit akzeptierte Erklärung für die genaue Funktion jedes Partikels bietet die Duplex-Nukleation-Theorie. Nach dieser Theorie wird der  $TiB_2$ -Partikel zunächst durch eine dünne Schicht von  $AlTi_3$  überzogen. Anschließend erfolgt auf solchen Partikeln eine peritektische Reaktion  $AlTi_3 + Al_L \rightarrow Al_S$ , wobei  $Al_L$  und  $Al_S$  jeweils die Liquidus- und Solidusaluminium sind. Diese Reaktion führt die Partikel  $AlTi_3$  zur sehr wirksamen Keimbildung in der Aluminiumschmelze [Cib51]. Darüber hinaus sorgt AlTi5B1 in der Schmelze für gelöstes Titan, was deutlich zur konstitutionellen Unterkühlung der Schmelze beiträgt. Easton und StJohn haben durch ihre Untersuchung beim Gießen ein empirisches Modell (siehe Gleichung (2.4)) entwickelt, in dem sowohl die Keimbildung durch die  $TiB_2$ -Partikel als auch der Q-Faktor (Growth Restriction Factor) durch die gelösten Legierungselemente berücksichtigt werden:

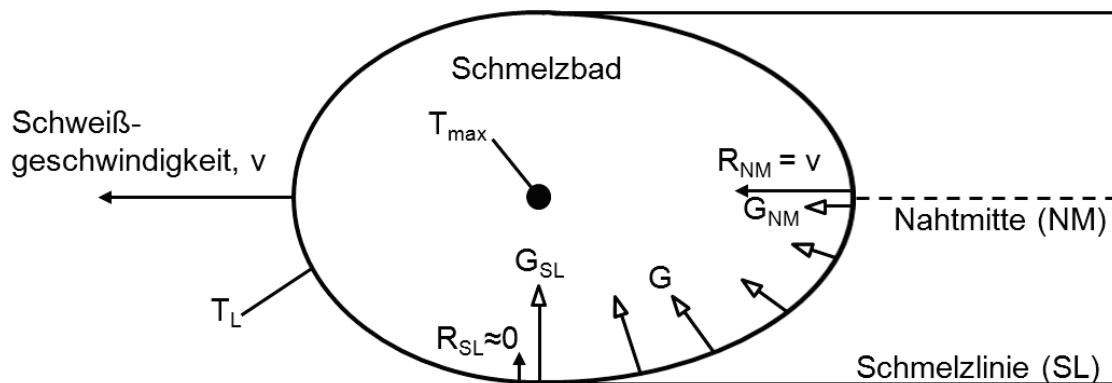
$$d_g = \frac{43}{\sqrt[3]{\text{pct TiB}_2}} + \frac{520}{Q} \quad (2.4)$$

wobei  $d_g$  der Korndurchmesser, pct  $TiB_2$  der Gewichtprozent von  $TiB_2$  Partikeln;  $Q$  der Q-Faktor sind [Eas05].

### 2.5.3. Kornstruktur beim Schweißen

In Bild 4 ist die Draufsicht eines Schmelzbades schematisch dargestellt. Die Schweißrichtung zeigt nach links. Die Erstarrungsfront am hinteren (rechten) Rand des Schmelzbades hat eine elliptische Form. An der Erstarrungsfront sind an verschiedenen Stellen mittels verschiedenen Pfeilen die Richtung und Werte vom Temperaturgradienten  $G$  (offene Pfeile) und der Erstarrungsgeschwindigkeit  $R$  (gefüllte Pfeile) eingezeichnet. Je länger der Pfeil

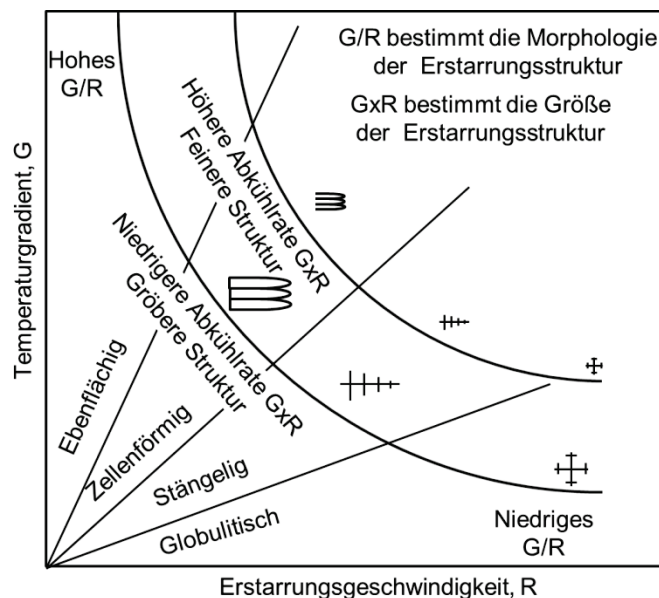
ist, desto größer ist der jeweilige Wert. Es ist ersichtlich, dass die Erstarrungsgeschwindigkeit  $R$  stark von der Schweißgeschwindigkeit abhängt. In der Nahtmitte (NM) ist  $R$  maximal und entspricht die Schweißgeschwindigkeit  $v$  ( $R_{NM} = v$ ). An der Schmelzlinie (SL) der Schweißnaht ist  $R$  minimal ( $R_{SL}$ ). Im Gegensatz dazu wird der Temperaturgradient  $G$  maximal an der Schmelzlinie und minimal in der Nahtmitte [Kou03].



BIAS ID 130996

Bild 4: Verteilung des Temperaturgradienten  $G$  und der Erstarrungsgeschwindigkeit  $R$  entlang der Schmelzlinie eines Schmelzbades [nach Kou03]

Die Kornstruktur von Schweißnähten hängt von den Erstarrungsbedingungen ab. In Bild 5 wird der Einfluss des Temperaturgradienten  $G$  und der Erstarrungsgeschwindigkeit  $R$  auf die Erstarrungsstruktur dargestellt [Kou03].



BIAS ID 130997

Bild 5: Einfluss des Temperaturgradienten  $G$  und der Erstarrungsgeschwindigkeit  $R$  auf die Morphologie und Größe der Erstarrungsstruktur [nach Kou03]

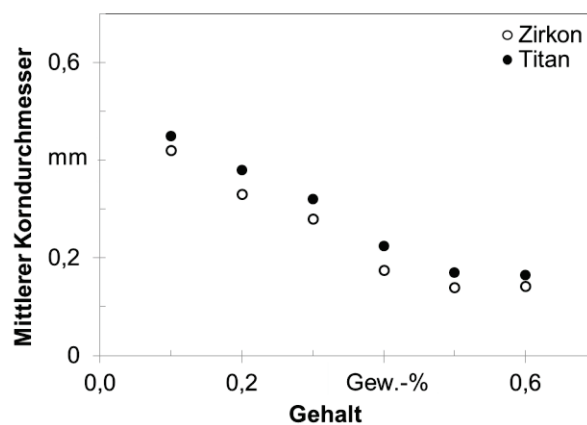
Es ist ersichtlich, dass das Verhältnis  $G/R$  die Erstarrungsmorphologie bestimmt. Beim geringen  $G/R$  bilden sich bei der Erstarrung globulitische Körnern, während sich beim hohen

G/R häufig stängelige, zellenförmige bzw. ebenflächige Kornstruktur ausbildet. Darüber hinaus hängt die Korngröße laut Bild 5 von dem Produkt  $G \cdot R$  ab, das der Abkühlrate der Schmelze entspricht. Bei höheren Abkühlraten wird eine feinere Kornstruktur erzeugt. Hinsichtlich der Erstarrungsbedingung im Schmelzbad, die bereits in Bild 4 skizziert wurde, wird in der Nahtmitte durch ein niedriges G/R eine globulitische Kornstruktur erzeugt. An der Schmelzlinie, wo sich hohe Temperaturgradienten und niedrige Erstarrungsgeschwindigkeiten befinden, entstehen stängelige, zellenförmige bzw. ebenflächige Körner [Kou03]. Besonders beim Laserstrahlschweißen ist dieser Kornstrukturunterschied aufgrund der sehr hohen Erstarrungsgeschwindigkeit in der Nahtmitte sowie sehr großen Temperaturgradienten an den Grenzlinien ausgeprägter.

#### 2.5.4. Nutzen der Kornfeinung

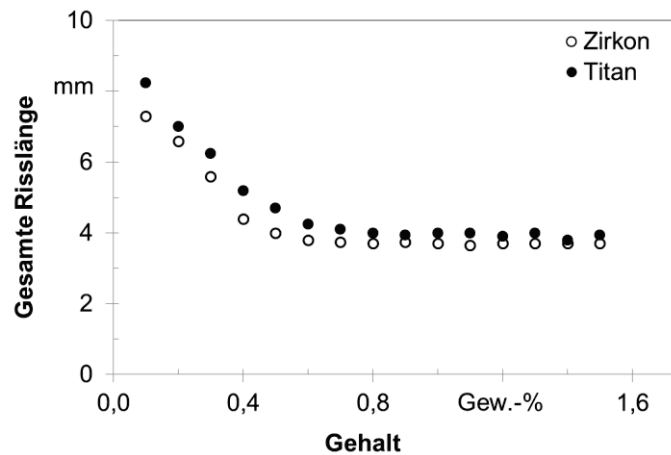
Durch Zugaben von Kornfeinungsmitteln kann eine Kornfeinung in Aluminiumschweißnähten erzeugt werden. Brock und Aidun haben die Kornfeiner  $TiAl_3$  und  $TiB_2$  mittels eines Gießverfahrens in einen Aluminiumzusatzwerkstoff ER 5183 eingebracht. Mit diesem hoch titan- und borhaltigen Schweißzusatzwerkstoff wurden MIG-Schweißversuche von dickwandigen Aluminiumplatten durchgeführt. Es wurde gezeigt, dass hohe Gehalte an Titan und Bor zur deutlichen Kornfeinung der Schweißgüter führen [Bro95]. Die Kornfeinung kann zur deutlichen Verbesserung der mechanischen Eigenschaften führen. Unterschiedlichen Studien zufolge können die Festigkeit [Ara73], Duktilität [Ram03] und die Bruchzähigkeit [Sch13] von Aluminiumschweißnähten durch die Kornfeinung bzw. die Beschaffung von feinen, globulitischen Körnern im Schweißgut erhöht werden.

Einer der wichtigsten Vorteile der Kornfeinung ist die Reduzierung der Heißbrissanfälligkeit von Aluminiumwerkstoffen. So ließ sich eine Kornfeinung in Aluminiumschweißnähten beim Lichtbogenschweißen durch Zugaben von Titan und Zirkon erzielen, siehe Bild 6 [Dvo90]. Die damit verbundene Heißbrissprüfung zeigte, dass die Risslänge mit zunehmenden Zirkon- und Titankonzentrationen bis ca. 0,5 Gew.-% abnimmt (Bild 7), bei der auch die minimale Korngröße erreicht wird, siehe Bild 6.



BIAS ID 130998

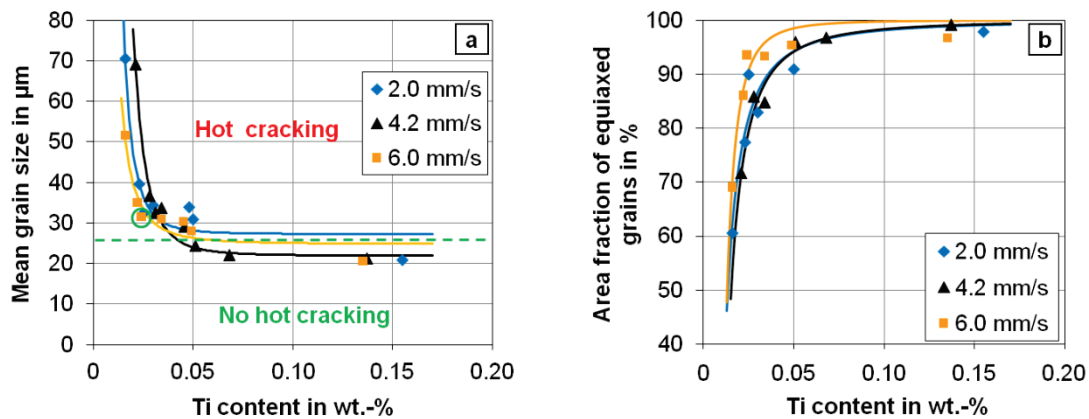
Bild 6: Korngröße in Abh. von Ti- und Zr-Konzentrationen in Schweißnähten der Legierung AA 1100 [nach Dvo90]



BIAS ID 130999

Bild 7: Risslänge in Abh. von Ti- und Zr-Konzentration in Schweißnähten der Legierung AA 1100 beim HeiBrisstest [nach Dvo90]

Schempp [Sch12] hat den Einfluss des Titangehalts auf die HeiBrisanfälligkeit beim WIG-Schweißen der Legierung AA 6082 untersucht, siehe Bild 8. Dabei wurden verschiedene Ti/B-Gehalte ( $Ti_5B_1$ : Gewichtsverhältnis zwischen Ti und B liegt bei 5:1) in Schweißnähten eingebracht und dadurch unterschiedliche Korngrößen (Bild 8 links) und gleichzeitig unterschiedliche Anteile von globulitischen Körnern (Bild 8 rechts) im Schweißgut erzeugt. Es wurde festgestellt, dass unterhalb einer Korngröße von ca. 26  $\mu m$  keine HeiBrisse auftreten [Sch12].



BIAS ID 131000

Bild 8: Einfluss des Titangehalts auf Anfälligkeit gegenüber MittenheiBrisen in WIG-Schweißgut der Legierung AA 6082 [Sch12]

Die Mechanismen für die HeiBrisverringern durch Kornfeinerung wurden vor allem in der Gießtechnik untersucht. Spittle behauptet, dass ein Zusammenhang zwischen der Dehnung und den Korngrößen des Bauteils bei der Erstarrung besteht [Spi83]. Wenn sich die Korngröße verringert, erhöht sich die Anzahl der Korngrenze pro Volumen. Dadurch kann sich die gesamte Dehnung auf mehreren Korngrenzen verteilen und die Wahrscheinlichkeit ihres AuseinanderreiBens wird geringer. Außerdem wird das Risswachstum durch einen verschlungenen Rissweg erschwert. Schempp unterstützt diese Theorie und beschreibt,

dass sich durch Kornfeinung dickere, rundere interdendritische Phasen in feinkörnigem Gefüge bilden. Dies kann vermutlich den Schrumpfungsdehnungen besser standhalten als die schmalen, schwächeren Phasen in grobkörnigem Gefüge [Sch12]. Kou [Kou03] behauptet, dass eine stänglige Kornstruktur zur höheren Heißrissanfälligkeit von Schweißnähten führt und soll daher möglichst in Schweißnähten vermieden werden.

Easton et. al. haben das Heißrissmodell von Granfield [Gra00] verwendet, das bereits in Kapitel 2.3 vorgestellt wurde, und gezeigt, dass neben der Korngröße auch die Kornmorphologie einen wesentlichen Einfluss auf die Heißrissanfälligkeit beim Gießen von Aluminiumlegierungen hat [Eas06]. Dabei wurde behauptet, dass drei Aspekte der Kornfeinung die Heißrissanfälligkeit beeinflussen: Auf einer Seite verzögert die Kornfeinung den Beginn der interdendritischen Nachspeisung und verringert die Dicke der Restschmelze zwischen den Dendriten, was den kapillaren Druck (cappillary pressure) für eine Rissöffnung erhöht. Diese zwei Faktoren führen zur Verringerung der Heißrissanfälligkeit. Auf der anderen Seite verringert sich die Permeabilität des teilerstarrten Materials durch eine Abnahme der Korngröße, was wiederum eine Erhöhung der Heißrissanfälligkeit verursacht. Ein experimenteller Nachweis ist dafür jedoch nicht erfolgt.

## 2.6. Siliziumäquivalent

Die Legierungszusammensetzung von Aluminiumlegierungen hat einen wesentlichen Einfluss auf die Erstarrung des Schmelzbades beim Schweißen. Um den Einfluss der chemischen Zusammensetzung technischer Aluminiumlegierungen auf die Erstarrungscharakteristik wie z.B. Solidus- und Liquidustemperatur quantitativ zu beschreiben, wurde von Durdjevic [Dur03] das Siliziumäquivalent entwickelt. Mit dem Siliziumäquivalent wird das Multikomponentenlegierungssystem einer technischen Aluminiumlegierung zum binären Al-Si-Legierungssystem vereinfacht. Nach Durdjevic et. al. [Dur03] werden die Siliziumäquivalente der Legierungselemente durch folgende Gleichung berechnet:

$$Si_{EQ}^{Xi} = a_0^{Xi} + b_0^{Xi} * [Xi] + c_0^{Xi} * [Xi]^2 \quad (2.5)$$

wobei  $Si_{EQ}^{Xi}$  das Siliziumäquivalent für das Legierungselement  $Xi$ ,  $a_0^{Xi}$ ,  $b_0^{Xi}$ ,  $c_0^{Xi}$  die polynomischen Koeffizienten und  $[Xi]$  der Gehalt für das Element  $Xi$  sind. In Tabelle 1 sind die polynomischen Koeffizienten der für die vorliegende Arbeit relevanten Elemente aufgelistet.

Durch Addieren der Siliziumäquivalente aller Legierungselemente ergibt sich das gesamte Siliziumäquivalent der Legierung, siehe (2.6).

$$Si_{EQ} = [Si] + \sum Si_{EQ}^{Xi} \quad (2.6)$$

wobei  $Si_{EQ}$  das gesamte Siliziumäquivalent der Legierung,  $[Si]$  der Siliziumgehalt der Legierung sind.

Tabelle 1: Polynomische Koeffizienten der für die vorliegende Arbeit relevanten Legierungselemente (Daten aus [Dur03])

$X_i$	Mg	Mn	Fe	Cu	Ti	B
$a_0^{X_i}$	0	0	0	0	0	0
$b_0^{X_i}$	0,0258	0,8221	0,6495	0,35	-0,8159	-0,9977
$c_0^{X_i}$	-0,0088	-0,0349	0,0003	-0,027	0,009927	0,00007506

## 2.7. Fazit Stand der Forschung

Beim Aluminiumschweißen ist die Heißrissbildung ein seit langem bekanntes Problem. Auch beim Laserstrahlschweißen, vor allem mit modernen hochbrillanten Festkörperlasern, ist das Problem nicht gelöst. Die damit erzeugten Schweißnähte haben üblicherweise eine grob stängelige Kornstruktur, die zur Heißrissbildung führen kann.

Zur Heißrissvermeidung bei Aluminiumschweißnähten bietet sich die Kornfeinung an, die typischerweise durch den Einsatz von Kornfeinungsmitteln erzeugt wird. Bisher wurde dieser Einsatz hauptsächlich experimentell untersucht. Die physikalischen Zusammenhänge zwischen Kornfeinung und Heißrissbildung sind bisher nicht geklärt.

Für ein vollständiges Verständnis der Mechanismen der Heißrissvermeidung müssen alle durch die Kornfeinung beeinflussten Zusammenhänge (Verzögerung der interdendritischen Nachspeisung, Kapillardruck für die Rissentstehung und die Permeabilität des Netzwerks in der Schmelze), welche die Heißrissbildung wesentlich beeinträchtigen, quantitativ bewertet werden. Es ist bisher noch nicht bekannt, wie sich die drei oben genannten Effekte zusammen auf die Heißrissanfälligkeit auswirken und inwieweit die Heißrissanfälligkeit durch Kornfeinung beeinflusst wird.

Diese Unklarheiten führen dazu, dass die Kornfeinung zur Heißrissvermeidung lediglich in einzelnen Fällen spezifisch eingesetzt werden und die Heißrissanfälligkeit nicht quantifiziert werden kann. Daher ist die Anwendbarkeit der Heißrissvermeidung durch Kornfeinung beim Schweißen derzeit sehr begrenzt.



### 3. Zielsetzung

Ein Hauptproblem beim Schweißen von technischen Aluminiumlegierungen ist die Heißrissbildung der eingesetzten Werkstoffe. Bisherige Untersuchungen insbesondere zum Lichtbogenschweißen haben gezeigt, dass eine feine globulitische Kornstruktur zur Verringerung der Heißrissanfälligkeit führt. Durch die hohe Strahlqualität moderner Scheibenlaser ist es möglich, deutlich tiefere und schlankere Nähte zu erzeugen. Dabei ergibt sich im Schweißgut üblicherweise eine grobe und stängelige Kornstruktur, was auch hier zur Heißrissbildung führen kann. Bisher ist der Zusammenhang zwischen Heißrissanfälligkeit und Kornstruktur (Korngröße und -form) beim Schweißen noch nicht vollständig geklärt.

Um die Nahtqualität beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen zu gewährleisten, ist die Heißrissvermeidung unabdingbar. Ziel der vorliegenden Arbeit ist daher die Erhöhung der Schweißignung beim Laserstrahlschweißen von rissgefährdeten Aluminiumlegierungen durch Kornfeinung im Schweißgut.

Zum Erreichen dieses Ziels muss zunächst eine grundlegende Charakterisierung der Kornstruktur (Korngröße und -form) in Abhängigkeit von Kornfeinungsmitteln (Titan und Bor) unter verschiedenen Schweißbedingungen durchgeführt werden. Basierend auf diesen Erkenntnissen soll die Heißrissanfälligkeit in Abhängigkeit der Kornstruktur von Schweißnähten ermittelt werden. Die physikalischen Zusammenhänge zwischen Heißrissanfälligkeit und der Kornstruktur sowie den Erstarrungsparametern sollen anhand eines analytischen Modells beschrieben werden. Dabei ist ein experimentell validiertes Modell für die Heißrissanfälligkeit von Laserstrahlschweißnähten notwendig, das die folgenden drei Zusammenhänge berücksichtigen muss:

- I. die Verzögerung der interdendritischen Nachspeisung durch die Erstarrung feiner Körner in Abhängigkeit der Korngröße und -form
- II. die Kohäsionskräfte beschrieben über den Kapillardruck in Abhängigkeit der Dicke des Schmelzfilms zwischen den bereits erstarrten Körnern
- III. die Permeabilität des Gefüges für die Schmelze in Abhängigkeit der Korngröße und -form

Anhand der Erkenntnisse der physikalischen Zusammenhänge zwischen Heißrissanfälligkeit und Kornstruktur ist die optimale Korngröße für eine Heißrissvermeidung zu bestimmen. Für eine vorhersehbare und kontrollierbare Erhöhung der Schweißignung von Aluminiumschweißnähten in der Anwendung ist basierend auf den geschaffenen Erkenntnissen ein Heißrisschaubild zu erstellen, in dem die Heißrissanfälligkeit in Abhängigkeit vom Titangehalt und der Abkühlrate des Schmelzbades aufgezeigt wird.

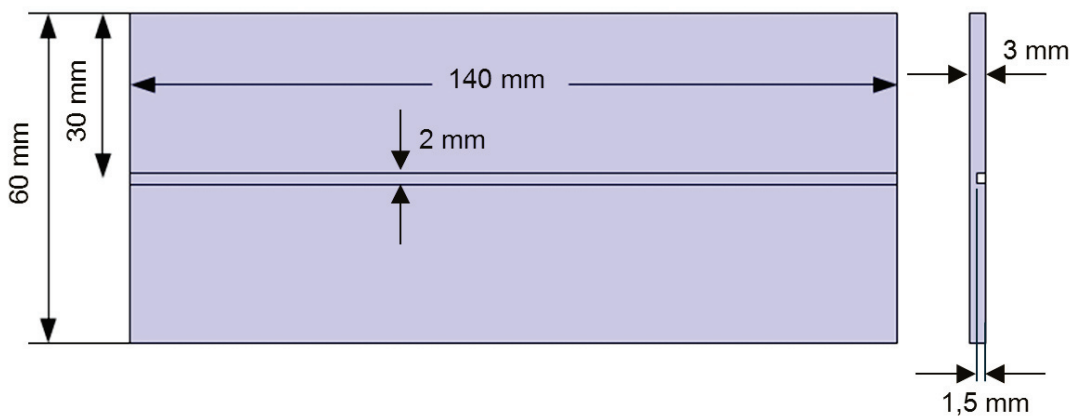


## 4. Werkstoffe und Methoden

### 4.1. Werkstoffe

#### 4.1.1. Grundwerkstoffe

Als Grundwerkstoffe wurden die Aluminiumlegierungen AA1050A H14 (Al99,5), AA 5083 H111(AlMg4,5Mn0,7) und AA 6082 T6 (AlSi1MgMn) untersucht, die in Form von Blechen mit einem Maß von 140 x 60 x 3 mm<sup>3</sup> (Länge x Breite x Dicke) geschweißt wurden. In der Mitte des Bleches wurde eine Nut mit einem Querschnitt von 2 x 1,5 mm<sup>2</sup> (Breite x Tiefe) gefräst, damit dort ein stabförmiger Schweißzusatzwerkstoff eingelegt werden konnte. Die Probengeometrie des Grundwerkstoffes ist in Bild 9 dargestellt.



BIAS ID 131001

Bild 9: Bezeichnung der Probengeometrie des Grundwerkstoffes

Die chemische Zusammensetzung der eingesetzten Grundwerkstoffe wurde durch Funkenemissionsspektrometrie gemessen. Die Titan- und Borgehalte wurden anhand einer nasschemischen Analyse ermittelt [Tan11], siehe Tabelle 2.

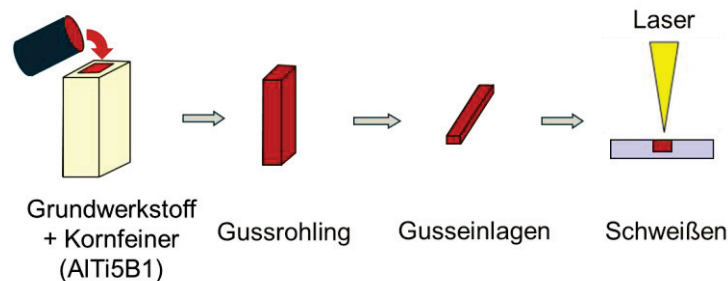
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der Legierungen in Gew.-% [Tan 11]

Legierung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Ti	B
1050A	0,08	0,25	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	0,008	0,0003
5083	0,247	0,402	0,074	0,58	4,57	0,091	0,009	0,03	0,0002
6082	0,861	0,424	0,0935	0,434	0,75	0,061	0,012	0,032	0,0001

#### 4.1.2. Schweißzusatzwerkstoffe

Die Schweißzusatzwerkstoffe wurden durch den Zusatz definierter Mengen Kornfeinungsmitteln Ti/B in den jeweiligen Grundwerkstoff hergestellt. Dazu wurden kontrollierte Mengen an der Vorlegierung AlTi5B1 mit dem jeweiligen Grundwerkstoff aufgeschmolzen und zu Gussblöcken vergossen, die anschließend zu stabförmigen Einlagen mit einem

rechteckigem Querschnitt (2 mm x 1,5 mm) zerspannt wurden. Die zerspannten Gusseinlagen wurden in die Nuten eingepresst, die vorher im Grundwerkstoff eingearbeitet wurden. Die komplette vorbereitete Probe wurde anschließend durch den Laserstrahl überschweißt. Bild 10 zeigt schematisch den vollständigen Prozess von der Probenvorbereitung bis zum Schweißen.



BIAS ID 131002

Bild 10: Schematische Darstellung der Gusseinlagenherstellung und -verschweißung

#### 4.2. Schweißversuche

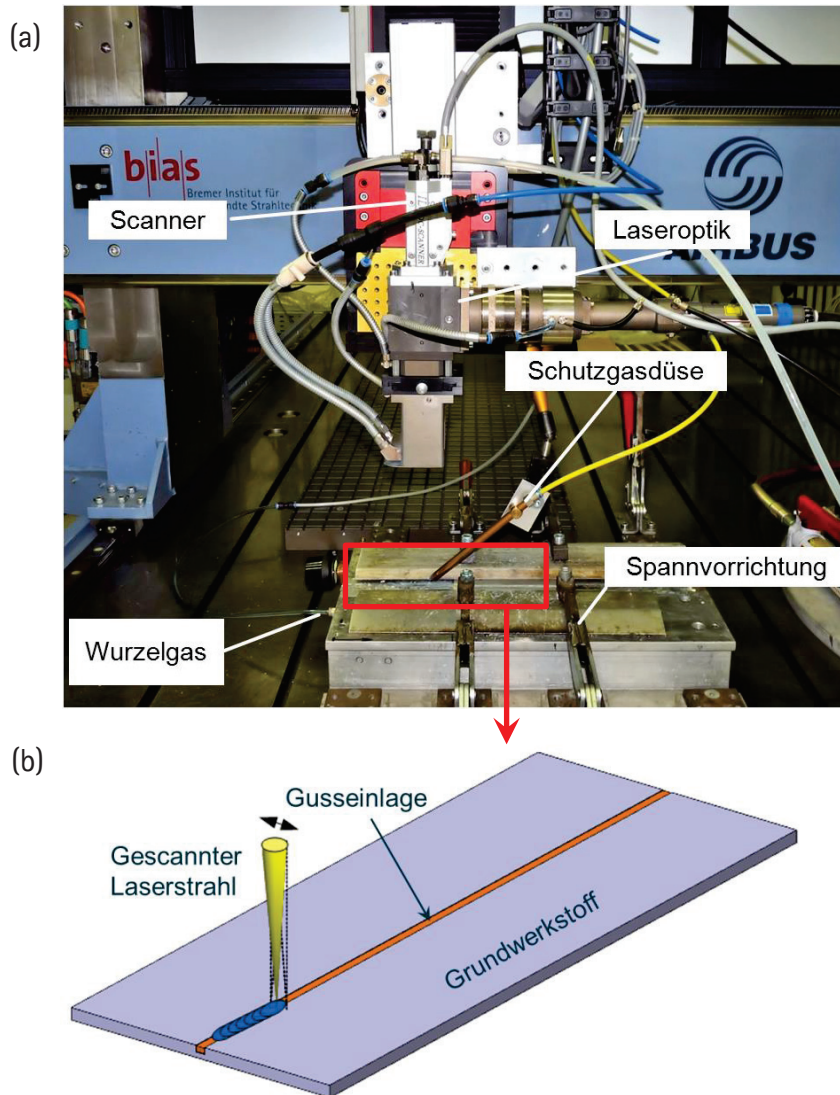
In Bild 11 ist der Versuchsaufbau für das Laserstrahlschweißen mit den Gusseinlagen dargestellt. Ein Scheibenlaser (TruDisk 8002) wurde als Laserquelle eingesetzt. In Tabelle 3 sind die technischen Daten des Scheibenlasers aufgelistet.

Tabelle 3: Technische Daten der eingesetzten Laserquelle

Modellbezeichnung	TruDisk 8002
Wellenlänge	1030 nm
Laserleistung (max)	8000 W (CW Betrieb)
Strahlqualität	8 mm x mrad
Durchmesser Lichtleitkabel	200 $\mu$ m
Brennweite Kollimation	200 mm

Unmittelbar vor den Schweißversuchen wurden die Grundwerkstoffe und die Gusseinlagen mit einer Dauer von 15 min bei Raumtemperatur gebeizt und anschließend mit Ethanol gereinigt. Die Beize bestand aus 869 ml H<sub>2</sub>O (destilliertes Wasser), 125 ml von 65%-iger HNO<sub>3</sub> (Salpetersäure) und 6,25 ml von 48%-iger HF (Flusssäure). Der Materialabtrag beim Beizen war minimal. Die Schweißproben wurden mittels einer Spannvorrichtung eingespannt. Damit die 2 mm breite Gusseinlage vollständig aufgeschmolzen wird, wurde der Laserstrahl anhand eines DC-Scanners quer zur Schweißrichtung gescannt (siehe Bild 11b), um eine Nahtbreite von 3 mm zu erzeugen. In dem Gehäuse des Scanners befindet sich ein Umlenkspiegel, der über einen direkt angetriebenen Motor um einen einstellbaren Winkel hin und her geschwenkt werden kann. In Tabelle 4 sind die technischen Daten für

den eingesetzten Scanner aufgelistet. Über die Steuereinheit kann eine Frequenz bis zu 1000 Hz eingestellt werden.



BIAS ID 131003

Bild 11: Versuchsaufbau Laserstrahlschweißen mit Gusseinlage

Tabelle 4: Technische Daten des eingesetzten Scanners

Hersteller	ILV GmbH, Schwalbach
Modellbezeichnung	DC-Scanner
Frequenzbereich	3 Hz bis 1000 Hz (maximale Auflösung 1 Hz)
Amplitudenbereich	0 bis 100 % (maximale Auflösung 0,1 %)
Brennweite	300 mm
Wellenform	Sinus

Die Schweißproben wurden mit drei verschiedenen Parametersätzen durchgeschweißt. Dabei wurden drei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten eingesetzt. Die Laserleistung wurde an die Schweißgeschwindigkeit angepasst, um eine gleichmäßige Durchschweißung sicherzustellen. Die eingesetzten Laserleistungen und Schweißgeschwindigkeiten bei jedem Parametersatz sind in Tabelle 4 aufgelistet. Die Scanfrequenz und –amplitude des Scanners wurden so ausgewählt, dass die Breite aller Schweißnähte möglichst konstant bleibt, um eine vergleichbare Nahtgeometrie zu gewährleisten. Als Schutzgas wurde Argon mit einer Flussrate von 20 l/min eingesetzt. Um die Nahtwurzel vor Oxidation zu schützen wurde Helium mit einer Flussrate von 5 l/min als Wurzelgas zugeführt.

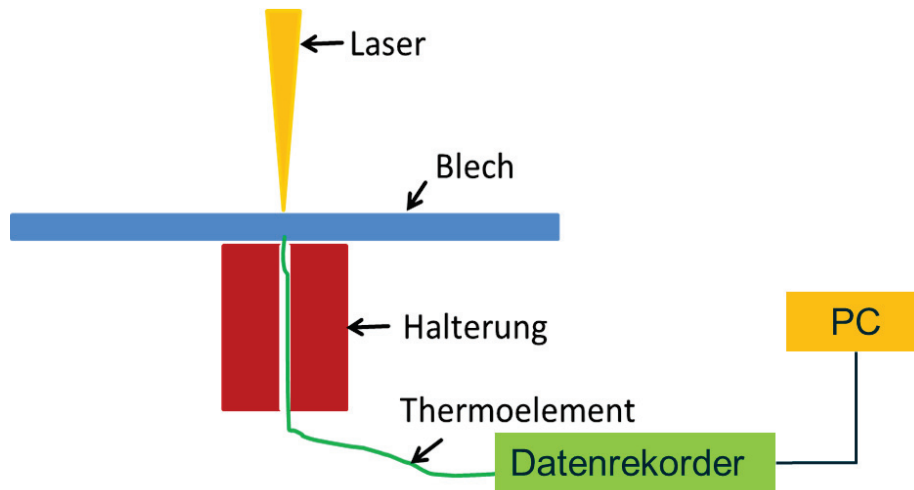
*Tabelle 5: Schweißparameter für die Laserstrahlschweißversuche*

Parametersatz	Laserleistung P [kW]	Schweißgeschwindigkeit v [m/min]	Scanfrequenz [Hz]	Scanamplitude [%]	Schutzgas Ar [l/min]	Wurzelgas He [l/min]
Nr. 1	4 kW	2 m/min	200	25	20	5
Nr. 2	6 kW	4 m/min	250	60	20	5
Nr. 3	8 kW	6 m/min	250	60	20	5

### 4.3. Temperaturmessung

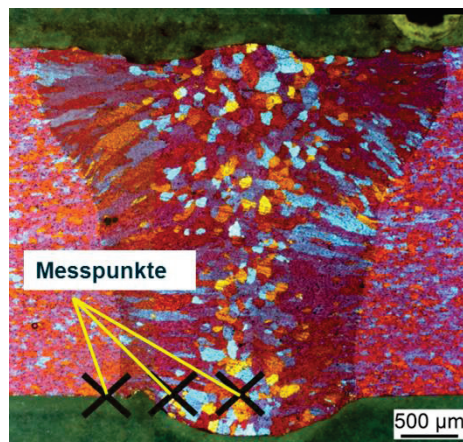
Um die Erstarrungsparameter wie z.B. Abkühlgeschwindigkeiten und Temperaturgradienten beim Schweißen zu ermitteln, wurden Temperaturmessungen mit Thermoelementen durchgeführt. Es wurden Thermoelemente des Typs K mit einem Drahtdurchmesser von 0,13 mm eingesetzt. Bild 12 zeigt den Versuchsaufbau für die Temperaturmessung. Eine Halterung aus Kupfer mit einer Bohrung wurde unter der Schweißprobe angebracht. Durch die Bohrung wurde das Thermoelement an die untere Oberfläche der Schweißprobe geführt. Dabei berührte nur die Spitze des Thermoelements die Probenoberfläche. Der Abstand zwischen dem Blech und der Kupferhalterung betrug ca. 5 mm. Die Temperaturen wurden durch einen Datenrekorder (OMB-DAQ-3000 der Firma Omega) mit einer Messrate von 1000 Hz aufgenommen.

Für die Bestimmung des Temperaturgradienten im Schmelzbad wurden punktuelle Temperaturmessungen an mehreren Positionen durchgeführt. Bild 13 zeigt beispielhaft die Messpunkte bzw. die Positionen der Thermoelemente an einer Schweißnaht bei der Temperaturmessung während des Laserstrahlschweißens. Die Thermoelemente befinden sich jeweils in der Nahtmitte sowie mit einem Abstand von 0,5 mm und 1,0 mm zur Nahtmitte.



BIAS ID 131004

Bild 12: Aufbau der Temperaturmessung beim Schweißen



BIAS ID 131005

Bild 13: Positionen der Thermoelemente an einer Schweißnaht bei der Temperaturmessung beim Laserstrahlschweißen

#### 4.4. Werkstoffprüfung

##### 4.4.1. Metallographie

Um die Kornformen und -größe der Schweißnähte zu untersuchen wurden metallographische Schliffe angefertigt. Es wurden Querschliffe in der Mitte der Schweißnähte erstellt. Diese wurden in Schleifstufen bis zur einen Körnung von 500 geschliffen, diamantpoliert und anschließend mit einer Ätzdauer von ca. 120 s elektrolytisch geätzt. Dieses elektrolytische Ätzverfahren erfolgt durch einen Stromfluss durch die Probe hindurch und erzeugt einen kontrollierten Materialabtrag von einigen Mikrometern an der Probenoberfläche. Der eingesetzte Elektrolyt bestand aus 2%  $\text{HBF}_4$  und 98%  $\text{H}_2\text{O}$ . In Tabelle 5 sind die Ätzparameter für das elektrolytische Ätzverfahren dargestellt. In einem Lichtmikroskop unter polarisiertem Licht unterscheiden sich die Körner deutlich voneinander anhand von Farben, die durch die unterschiedlichen Kristallrichtungen der Körner verursacht wurden.

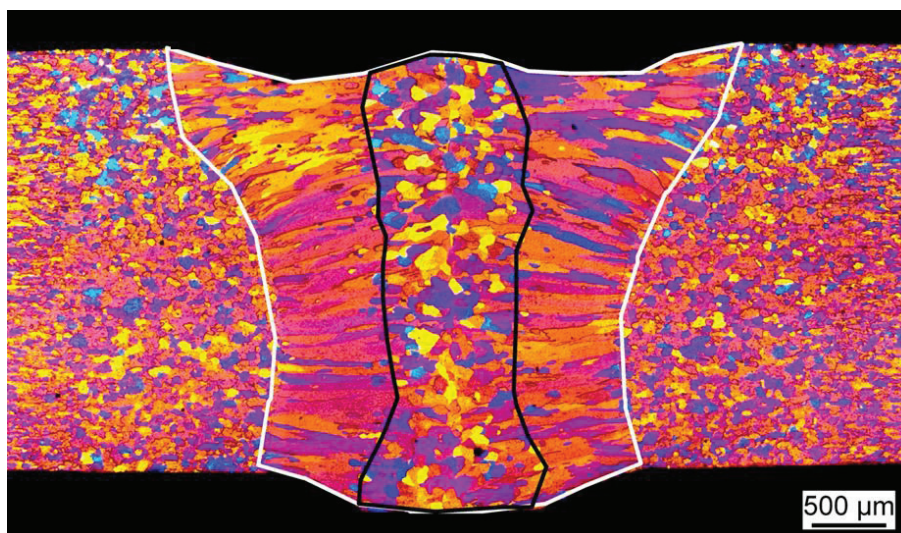
Tabelle 6: Ätzparameter für das elektrolytische Ätzverfahren an Laserstrahlschweißnähten

Elektrolyt:	wässrige 2%ige $\text{HBF}_4$ -Lösung: 950 ml $\text{H}_2\text{O}$ + 38 ml $\text{HBF}_4$
Spannung:	20 V
Zeit:	80 s bis 120 s
Flussrate:	10 l/min

#### 4.4.2. Bestimmung des Flächenanteils globulitischer Körner

Nach der Definition von Kornfeinung, die bereits in Abschnitt 2.5.1 vorgestellt wurde, handelt es sich bei einer Kornfeinung sowohl um den Übergang von stängeligen bis zu globulitischen Körnern als auch um die Korngrößenabnahme. Deswegen wurde in Rahmen dieser Arbeit zur Charakterisierung der Kornstrukturen von Schweißnähten sowohl der Anteil als auch die mittlere Korngröße der globulitischen Körner gemessen.

Anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen der Nahtquerschliffe wurden in jeder Probe die Fläche globulitischer Körner sowie die Fläche des Schmelzgutes gemessen. In Bild 14 ist beispielhaft ein Querschliff einer Schweißnaht dargestellt. Die gesamte Fläche des Schweißgutes wird mittels einer weißen Linie markiert, während der Bereich von globulitischen Körnern des Schweißgutes mit einer schwarzen Linie eingezeichnet ist. Durch den Quotient dieser beiden Flächen wurde der Anteil globulitischer Körner berechnet.



BIAS ID 131006

Bild 14: Bestimmung des Anteils globulitischer Körner

#### 4.4.3. Korngrößenbestimmung

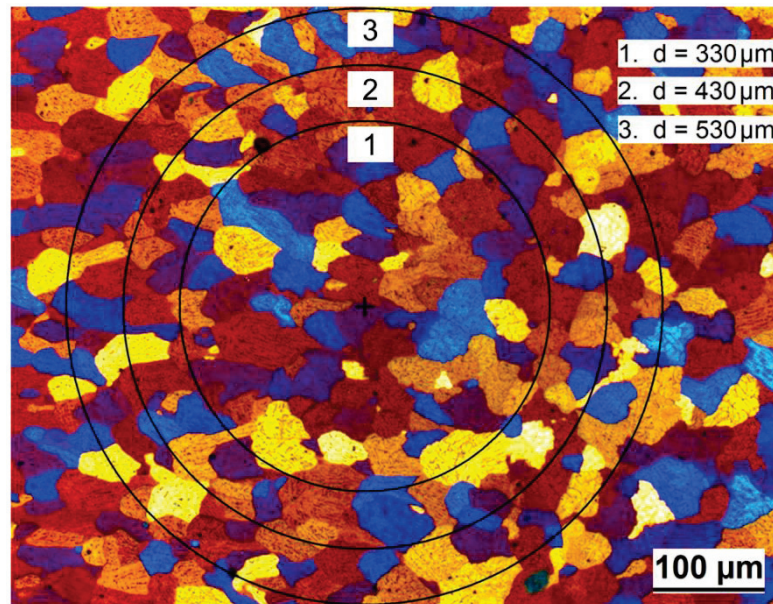
In der Nahtmitte, wo sich globulitische Körner befinden (siehe Bild 14), wurde die Korngröße im jeweils oberen, mittleren und unteren Bereich der Naht gemessen. Der Mittelwert der drei gemessenen Korngrößen wurde als die Korngröße von globulitischen Körnern der ganzen Schweißnaht bezeichnet. Die Korngrößenbestimmung wurde durch das Kreis-



schnittverfahren nach der Norm EN ISO 643 [ISO09] mit drei konzentrischen Kreisen mit den Radien von  $d_1 = 330 \mu\text{m}$ ,  $d_2 = 430 \mu\text{m}$  und  $d_3 = 530 \mu\text{m}$  durchgeführt, siehe Bild 15. Dabei berechnet sich die Korngröße durch den Quotient der gesamten Kreisumfänge und der Anzahl der von den drei Kreislinien geschnittenen Körner, siehe Gleichung (4.1):

$$K_g = \frac{\pi \cdot \sum_{i=1}^3 d e_i}{N_a} \quad (4.1)$$

Dabei ist  $K_g$  die mittlere Korngröße der globulitischen Körner,  $d_1$  bis  $d_3$  die Kreisdurchmesser und  $N_a$  die Anzahl der von den Kreislinien geschnittenen Körner.



BIAS ID 131007

Bild 15: Korngrößenbestimmung mittels Kreisschnittverfahren nach EN ISO 643

#### 4.4.4. Bestimmung der Titangehalte in Laserstrahlschweißnähten

Mit Hilfe der bekannten Titangehalte aus Gusseinlage und Grundwerkstoff und des Aufmischungsgrades wurde der Titangehalt im Schweißgut berechnet, siehe Gleichung (4.2):

$$Ti_s = Ti_G + Ti_Z \cdot A_Z/A_S \quad (4.2)$$

wobei  $Ti_s$ ,  $Ti_G$ ,  $Ti_Z$  jeweils die Titangehalte im Schweißgut, Grundwerkstoff und Zusatzwerkstoff in Gew.-%, und  $A_Z$  und  $A_S$  die jeweilige Querschnittsfläche des Zusatzwerkstoffes (Gusseinlage) und des Schweißgutes sind. Für die Legierungen AA 5083 und AA 6082 sind bereits 0,03 Gew.-% Titan im Grundwerkstoff vorhanden. Dies wurde bei der Bestimmung der Titangehalte in den Schweißnähten berücksichtigt.

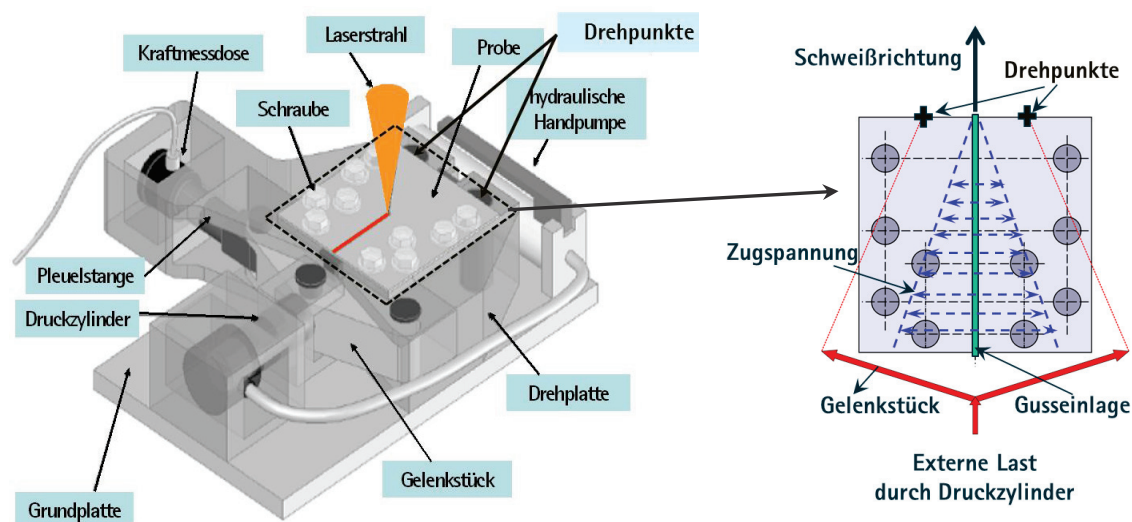
Da das Gewichtsverhältnis zwischen Titan und Bor in Gusseinlagen konstant bei 5:1 lag, wurde zur Vereinfachung der Ergebnisdarstellung nur der Titangehalt gezeigt.

Nach Gumenyuk [Gum04] erfolgt der Elementverlust beim Lasertiefschweißen durch Verdampfung am Keyhole. Dabei ist der Titanverlust durch Verdampfung aufgrund der im Vergleich zum Aluminium höheren Schmelztemperatur und des um Größenordnungen

niedrigeren Dampfdrucks [Des87] sehr gering. Es wurde daher angenommen, dass eine vernachlässigbar geringe Menge an Titan während des Schweißprozesses verloren geht.

#### 4.4.5. Heißrissprüfung (DELTA-Test)

Um die Heißrissanfälligkeit von Schweißnähten zu ermitteln, wurde der DELTA-Test durchgeführt. In Bild 16 sind der Versuchsaufbau (Bild 16 links) für den DELTA-Test sowie die dabei eingesetzte Schweißprobe (Bild 16 rechts) dargestellt, die mittels zehn Schrauben auf der Prüfmaschine fixiert wird. Über einen hydraulisch, mittels Handpumpe betriebenen Druckzylinder kann die Schweißprobe mit definierter Last vorgespannt werden. Durch die beiden Gelenkstücke wird die Prüfprobe an der Seite, wo die Schweißnaht anfängt, symmetrisch auseinander gezogen, siehe Bild 16 rechts. An einem Gelenkstück befindet sich eine Kraftmessdose. Anhand dieser Kraftmessdose wird die Zugkraft, welche senkrecht zur Schweißrichtung wirkt, gemessen. Dies ermöglicht eine genaue Einstellung der Vorlast auf der Prüfprobe vor dem Schweißen. Durch die Verwendung der beiden Drehpunkte an der Kante der Schweißprobe, wo die Schweißung endet, ergibt sich in der Schweißnaht eine örtliche Verteilung der Normalspannung, siehe Bild 16 rechts.



BIAS ID 131008

Bild 16: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für den DELTA-Tests: (links) die Prüfmaschine; (rechts) eine DELTA-Probe

Die Probengröße betrug  $200 \times 200 \times 3 \text{ mm}^3$ . In der Mitte der Schweißprobe wurde vor dem Schweißen eine Nut für die stabförmige Gusseinlage als Schweißzusatzwerkstoff gefräst. Die Herstellung der Gusseinlagen sowie die Verschweißung der Proben wurden nach Bild 10 vorgenommen. Die hier eingesetzten Gusseinlagen hatten ein Maß von ca.  $210 \times 2 \times 1,5 \text{ mm}^3$ . Als Grundwerkstoff wurde die Legierung AA 6082 eingesetzt. Mit den Gusseinlagen, die definierten Gehalte von Ti/B enthalten, wurde der Grundwerkstoff mittels des Laserstrahls mittig durchgeschweißt. In Abhängigkeit der Schweißparameter, der Ti/B-Zugaben, sowie der externen Last konnte die Entstehung eines Heißrisses im Schweißgut beobachtet und die daraus resultierende Risslänge gemessen werden. Durch

die Messung der Risslänge konnte eine quantitative Bewertung der Heißrissanfälligkeit von Schweißnähten durchgeführt werden.

#### 4.4.6. Untersuchung der Heißrissoberfläche

Nach dem Heißrisstest wurden im Rasterelektronenmikroskop (REM) die Rissoberflächen untersucht. Dabei wurden die Rissoberflächen in der Nahtmitte von Proben, die mit verschiedenen Ti/B-Gehalten geschweißt wurden und somit unterschiedliche Korngrößen und -formen haben, charakterisiert.

#### 4.4.7. Zugversuche

Der Einfluss der Korngröße und -form auf die Festigkeit sowie die Dehnung von Schweißnähten wurde gemäß DIN EN ISO 6892-1 [DIN11] in Querzugversuchen untersucht. Die Zugproben an Laserstrahlschweißnähten wurden in einer Universalprüfmaschine Z250 der Firma Zwick bis zum Bruch auf Zug beansprucht. Die Nahtüberhöhung und der Nahtdurchhang der Zugproben wurden durch ein Überfräsen von Blechoberseite und -unterseite von jeweils ca. 0,3 mm abgearbeitet. Die Referenzversuche wurden an Proben aus Grundwerkstoff durchgeführt. In Tabelle 7 sind die Versuchsparameter für die Zugversuche aufgelistet. Um die Dehnung von Laserschweißnähten möglichst genau zu untersuchen wurde eine Messlänge des Feindehnungsaufnehmers  $L_{e0}$  von 10 mm verwendet.

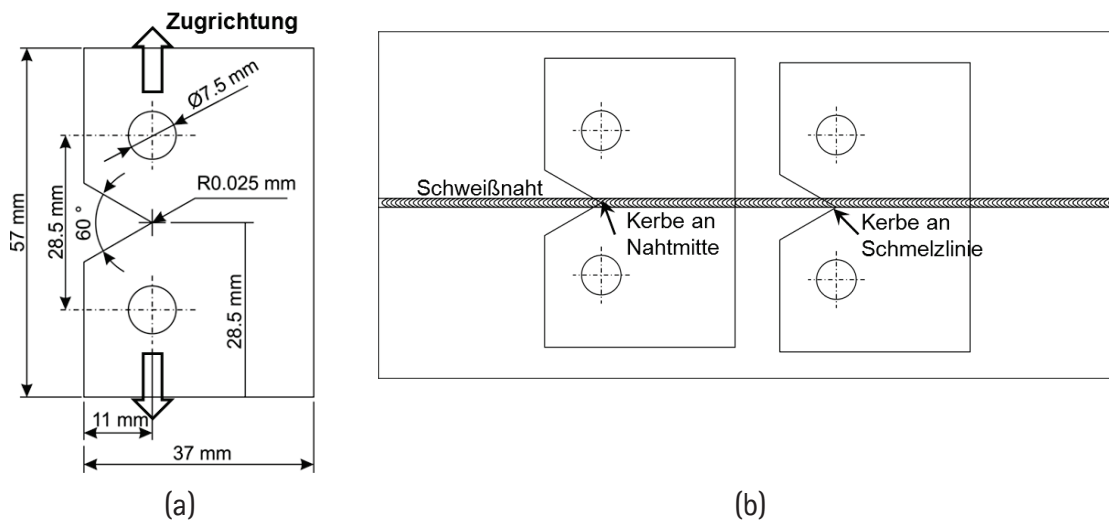
*Tabelle 7: Parameter der Zugversuche an Laserstrahlschweißnähten*

Maximale Spannungszunahmegeschwindigkeit bis $R_{p0,5}$	19 MPa/s
Dehngeschwindigkeit bis $R_{p0,5}$	0,025 %/s
Dehngeschwindigkeit bis zum Bruch der Schweißnähte	0,67 %/s
Traversengeschwindigkeit bis zum Bruch für Grundwerkstoffe	52,8 mm/min
Anfangsmesslänge $L_{e0}$	10 mm (50 mm für Grundwerkstoffe)

#### 4.4.8. Aufreißversuche

Um den Einfluss der Korngröße und -form auf die Zähigkeit von Laserstrahlschweißnähten zu untersuchen, wurden die Aufreißversuche (Kahn Tear Test) [AST96] durchgeführt. In Bild 17 sind die Probengeometrie sowie die Positionen der Proben an Laserstrahlschweißnähten für die Aufreißversuche gezeigt. Aus einer Schweißnaht wurden zwei Proben genommen. Die Spitze der in die Probe eingefrästen Kerbe befand sich jeweils in der Mitte und an der Schmelzlinie der Naht (siehe Bild 17b), damit die Zähigkeit an diesen beiden Stellen untersucht werden kann. Eine Zuglast wurde an solchen Proben auf der Universalprüfmaschine Zwick Z250 über zwei Bolzenverbindungen mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von 1,5 mm/min quasistatisch aufgebracht. Dabei wurde die Verlängerung

der Probe in Zugrichtung zwischen den beiden Bolzenverbindungen aufgenommen. An der Kerbspitze in den Proben wurde eine hohe Konzentration der Zugspannung erreicht. Ab einer bestimmten Zuglast fand hier eine Rissinitiierung statt. Der Riss breitete sich durch die Zuglast entlang der Schweißnaht bis zum kompletten Zerreißen der Probe in zwei Hälften aus.



BIAS ID 131009

Bild 17: Probengeometrie (a) und Positionen (b) der Proben für Aufreißversuche an Laserstrahlschweißnähten

Bild 18 zeigt beispielhaft einen aufgenommenen Spannung-Dehnungsverlauf bei einem Aufreißversuch. Bei der Auswertung der Ergebnisse kann sich ein solcher typischer Spannung-Dehnungsverlauf in zwei Bereiche aufteilen. Während des Tests stieg zunächst die Zugkraft bis auf ihr Maximum, bei dem üblicherweise ein Riss im Kerbgrund anfängt. Dieser Bereich wird als Rissinitiierungsbereich bezeichnet. Die für die Rissinitiierung erforderliche Energie, die sich durch die Fläche unter der Kurve berechnet, ist die Rissinitiierungsenergie. Im zweiten Bereich des Spannung-Dehnungsverlaufs, in dem das Risswachstum stattfindet, nimmt die Zugkraft bzw. Zugspannung mit steigender Dehnung ab, bis die Probe komplett auseinander gerissen wird. Die für das Risswachstum benötigte Energie wird als Rissausbreitungsenergie bezeichnet, die ebenfalls durch die Fläche unter dem Kraft-Dehnungsverlauf berechnet wird, siehe Bild 18. Für die Bewertung der Rissinitiierungsenergie und -ausbreitungsenergie der geprüften Proben werden die sogenannten UIE (Unit Initiation Energy) und UPE (Unit Propagation Energy) verwendet, die durch folgende Gleichungen berechnet werden:

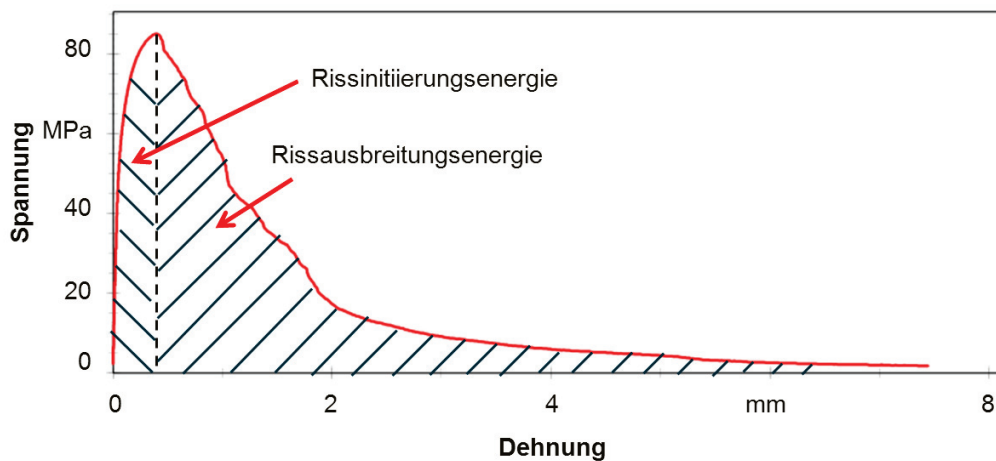
$$UIE = \frac{\text{Rissinitiierungsenergie}}{b_t \cdot d_t} \quad (4.3)$$

$$UPE = \frac{\text{Rissausbreitungsenergie}}{b_t \cdot d_t} \quad (4.4)$$

wobei  $b_t$  der Abstand zwischen Kerbgrund und Hinterkante der Probe und  $d_t$  die mittlere Blechdicke der Probe sind. Darüber hinaus berechnet sich die Reißfestigkeit (TS) durch die folgende Gleichung:

$$TS = \frac{F_{max}}{b_t \cdot d_t} \quad (4.5)$$

wobei  $F_{max}$  die maximale Zugkraft ist. Unter den drei Kennwerten ist die Rissausbreitungsenergie (UPE) das primäre Ergebnis des Tests [AST96]. Sie ist ein Maß für die Kombination der Festigkeit und Duktilität, die den Widerstand eines Werkstoffes gegen das Risswachstum beeinflussen.



BIAS ID 131010

Bild 18: Beispielhaftes Spannung-Dehnungsdiagramm im Aufreiβversuch mit Einteilung der Energien für Rissinitiation (IE) und Rissausbreitung (PE)

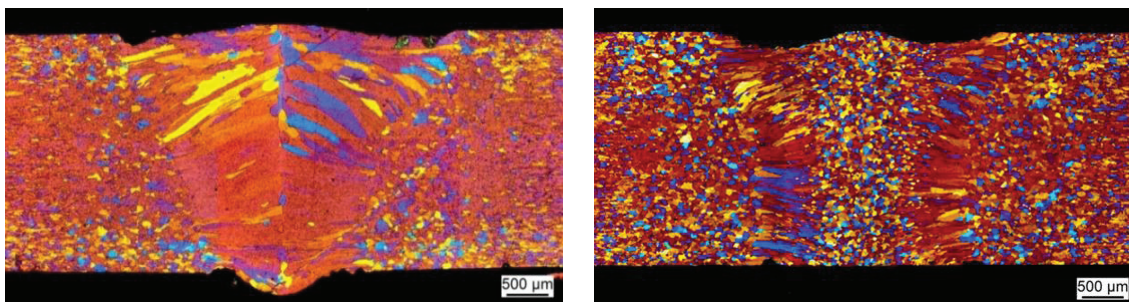


## 5. Experimentelle Ergebnisse

### 5.1. Kornfeinung

#### 5.1.1. Einfluss der Ti/B-Zugaben auf die Kornstruktur

Der Einfluss der Ti/B-Zugabe auf die Kornstruktur wurde zunächst anhand von metallographischen Schliffen der Schweißnähte ermittelt. In Bild 19 sind die Kornstrukturen in Querschliffen der Schweißnähte ohne und mit Ti/B-Zugaben der Legierung AA 1050A dargestellt. Ohne Ti/B-Zugaben im Schweißgut bildet sich ein stängeliges Gefüge, siehe Bild 19 links. Durch einen Titangehalt von 0,28 Gew.-% im Schweißgut wurden globulitische Körner in der Nahtmitte erzeugt, während sich stängelige Körner in der Nähe von Schmelzlinien bildeten, siehe Bild 19 rechts.



0 Gew.-% Ti

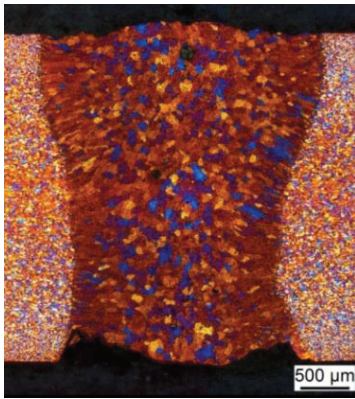
0,28 Gew.-% Ti

BIAS ID 131011

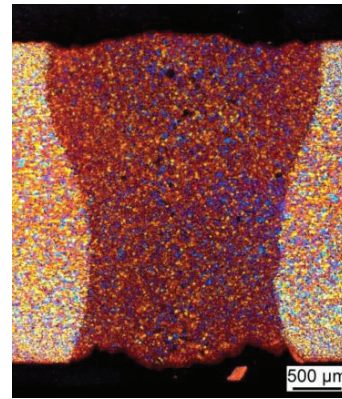
*Bild 19: : Einfluss des Titangehalts auf die Kornstruktur im Schweißgut der Legierung AA 1050A (Schweißparameter:  $P = 6 \text{ kW}$ ,  $v = 4 \text{ m/min}$ )*

Bild 20 zeigt die Kornstrukturen der Schweißnähte der Legierung AA 5083, die jeweils ohne (Bild 20 links) und mit (Bild 20 rechts) Ti/B-Zugaben im Schweißgut erzeugt wurden. Ohne Ti/B-Zugaben im Schweißgut, wo der Titangehalt von 0,03 Gew.-% aus dem Grundwerkstoff kommt, bildet sich in der Nahtmitte bereits eine globulitische Kornstruktur. Mit einem Titangehalt von 0,27 Gew.-% im Schweißgut wird eine vollständige globulitische Kornstruktur erzeugt. Im Vergleich zum Schweißgut mit 0,03 Gew.-% Titan ist die Korngröße von globulitischen Körnern deutlich kleiner, siehe Bild 20 rechts.

In Bild 21 werden die Kornstrukturen der Schweißnähte der Legierung AA 6082 dargestellt, die jeweils mit einem Titangehalt von 0,03 Gew.-% und 0,58 Gew.-% erzeugt wurden. Ähnlich wie die Schweißnähte der Legierung AA 5083 bilden sich bereits globulitische Körner in der Nahtmitte mit einem Titangehalt von 0,03 Gew.-%, siehe Bild 21 links. Mit 0,58 Gew.-% Titan im Schweißgut werden deutlich feinere globulitische Körner erzeugt. Dabei bildet sich eine vollständige globulitische Kornstruktur im Schweißgut, siehe Bild 21 rechts.



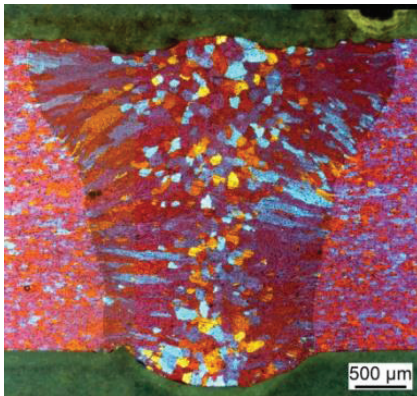
0,03 Gew.-% Ti



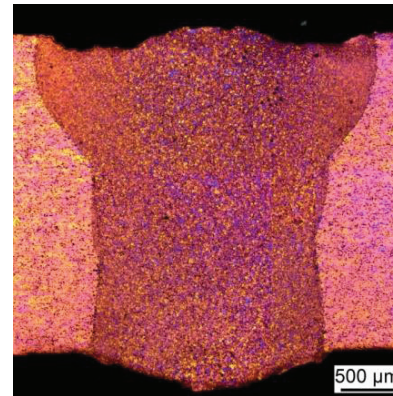
0,27 Gew.-% Ti

BIAS ID 131012

Bild 20: Einfluss des Titangehalts auf die Kornstruktur im Schweißgut der Legierung AA 5083 (Parameter:  $P = 6 \text{ kW}$ ,  $v = 4 \text{ m/min}$ )



0,03 Gew.-% Ti



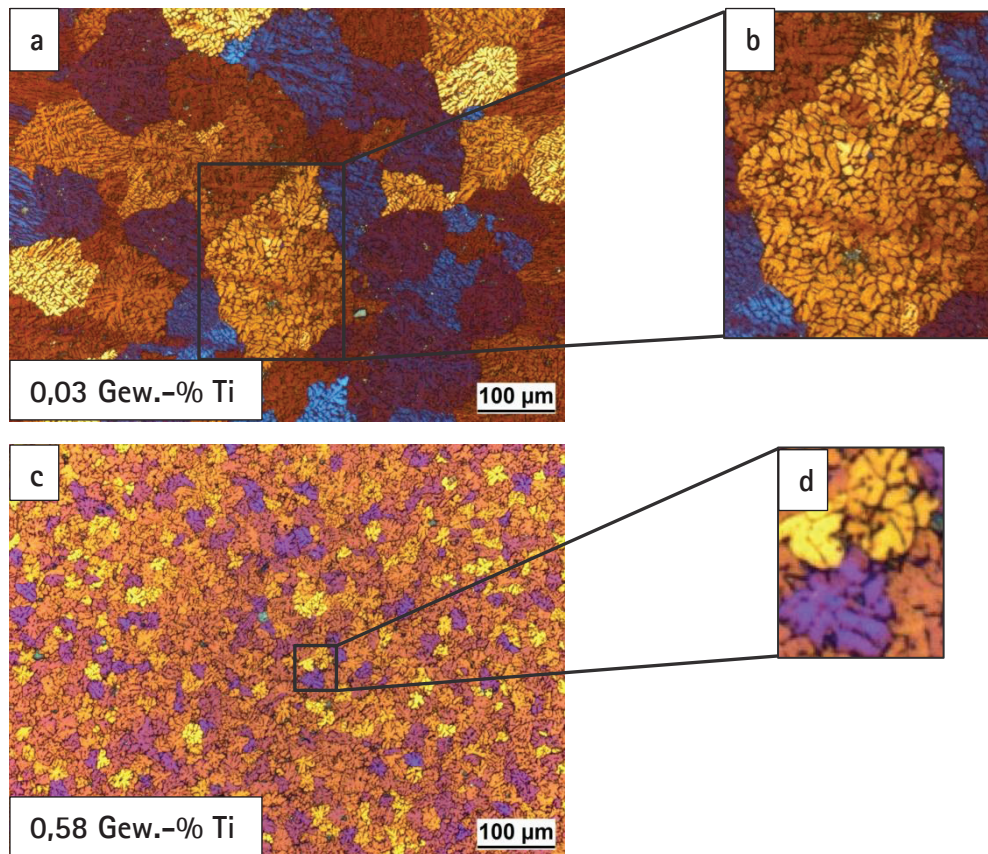
0,58 Gew.-% Ti

BIAS ID 131013

Bild 21: Einfluss des Titangehalts auf die Kornstruktur im Schweißgut der Legierung AA 6082 (Parameter:  $P = 6 \text{ kW}$ ,  $v = 4 \text{ m/min}$ )

Bild 22 zeigt die Detailaufnahmen der Mikrostrukturen in der Mitte der beiden in Bild 21 dargestellten Schweißnähte. Mit dem Titangehalt von 0,03 Gew.-% ist eine vergleichsweise größere Korngröße zu erkennen, siehe Bild 22a. Innerhalb eines globulitischen Kornes bildet sich ein Dendrit mit vielen sekundären Armen, siehe Bild 22b.. Mit einem Titangehalt von 0,58 Gew.-% werden im Schweißgut deutliche kleinere Körner erzeugt, siehe Bild 22c. Diese bilden meistens nur kurze Dendritenarme aus, siehe beispielhaft Bild 22d. Darüber hinaus sind niedrigschmelzende Phasen auf den Dendritengrenzen in den beiden Schweißgütern zu beobachten, die in Bild 22b und d als dunklere Linien zwischen den Dendritenarmen sichtbar sind.





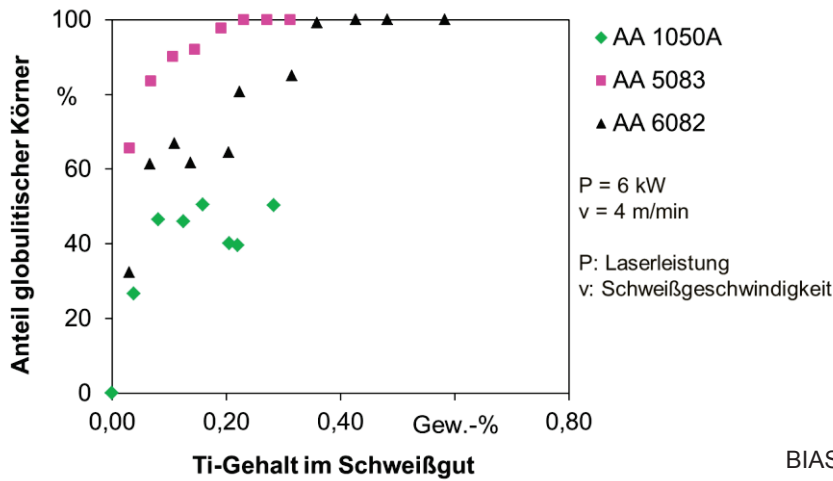
BIAS ID 131014

Bild 22: Mikrostruktur der globulitischen Körner in der Mitte der Schweißnähte von der Legierung AA 6082 mit jeweils 0,03 Gew.-% und 0,58 Gew.-% Ti im Schweißgut (Schweißparameter:  $P = 6 \text{ kW}$ ,  $v = 4 \text{ m/min}$ )

### 5.1.2. Kornfeinung bei verschiedenen Legierungen

Nach dem Stand der Forschung in Abschnitt 2.5.1 haben die Legierungselemente bzw. die chemische Zusammensetzung von Aluminiumlegierungen einen wesentlichen Einfluss auf die konstitutionelle Unterkühlung bei der Erstarrung der Schmelze. Daher wurde im Rahmen dieser Arbeit drei Legierungen von AA 1050A, AA 5083 und AA 6082 eingesetzt, um den Einfluss der Legierungselemente auf die Kornfeinung von Schweißnähten zu ermitteln. Wie in Bild 19, Bild 20 und Bild 21 bereits dargestellt wurde, ändert sich die Erstarrungsmorphologie bzw. Kornform mit der Zugabe von Ti/B, von stängeligen zu globulitischen Körnern. In Bild 23 wird der Flächenanteil der globulitischen Körner des gesamten Schweißguts in Abhängigkeit vom Titangehalt bei verschiedenen Legierungen dargestellt. Mit zunehmendem Titangehalt erhöht sich der Anteil globulitischer Körner. Beim Reinaluminium AA 1050A wird ein Anteil von bis zu 50 % der globulitischen Körner erreicht, während bei den technischen Legierungen AA 5083 und AA 6082 Anteile von 100% erreicht werden. Damit wurde ein vollständig globulitisches Gefüge im Schweißgut erreicht. Es ist außerdem ersichtlich, dass die Legierung AA 5083 den geringsten Titangehalt für ein vollständig globulitisches Schweißgut benötigt. Der notwendige Titangehalt für ein

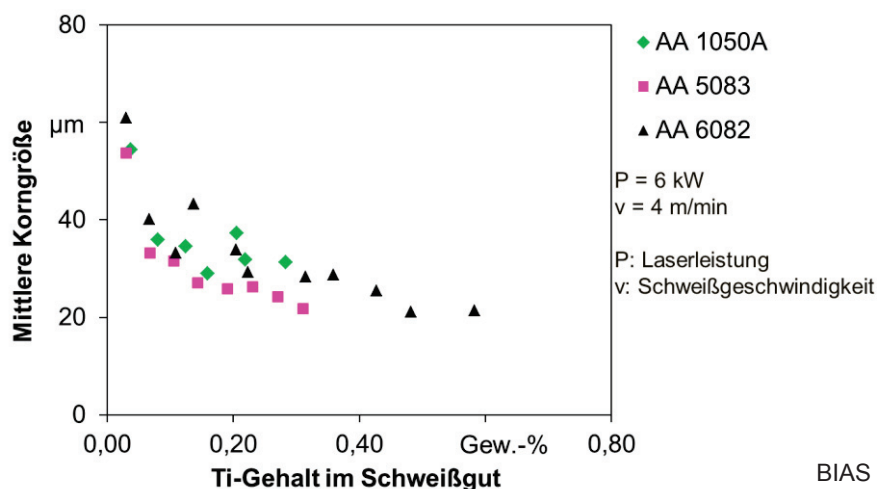
vollständig globulitisches Schweißgut bei der Legierung AA 5083 liegt bei 0,23 Gew.-%, während er bei der Legierung AA 6082 bei ca. 0,4 Gew.-% liegt.



BIAS ID 131015

Bild 23: Einfluss der Ti/B-Gehalte auf den Flächenanteil globulitischer Körner bei verschiedenen Legierungen

Neben der Erstarrungsmorphologie hat die Ti/B-Zugabe einen wesentlichen Einfluss auf die Korngröße der globulitischen Körner. In Bild 24 ist der Einfluss der Ti/B-Zugabe auf die mittlere Größe der globulitischen Körner in Schweißnähten bei verschiedenen Legierungen dargestellt. Die mittlere Korngröße verringert sich mit zunehmendem Titangehalt bei allen drei Legierungen. Bei den Legierungen AA 5083 und AA 6082 wird eine minimale Korngröße von ca. 20  $\mu\text{m}$  in Schweißnähten mit jeweils einem Titangehalt von 0,33 Gew.-% und 0,48 Gew.-% erreicht. Nach Bild 23 und Bild 24 kann festgestellt werden, dass die Korngröße globulitischer Körner nach der Bildung vom vollständig globulitischen Gefüge im Schweißgut weiter abnimmt. In Schweißnähten der Legierung AA 6082 werden die Körner bereits mit einem Titangehalt von 0,4 Gew.-% vollständig globulitisch. Weitere Titanzugabe führt zur Korngrößenabnahme der globulitischen Körner, während die Kornform im Schweißgut vollständig globulitisch bleibt.

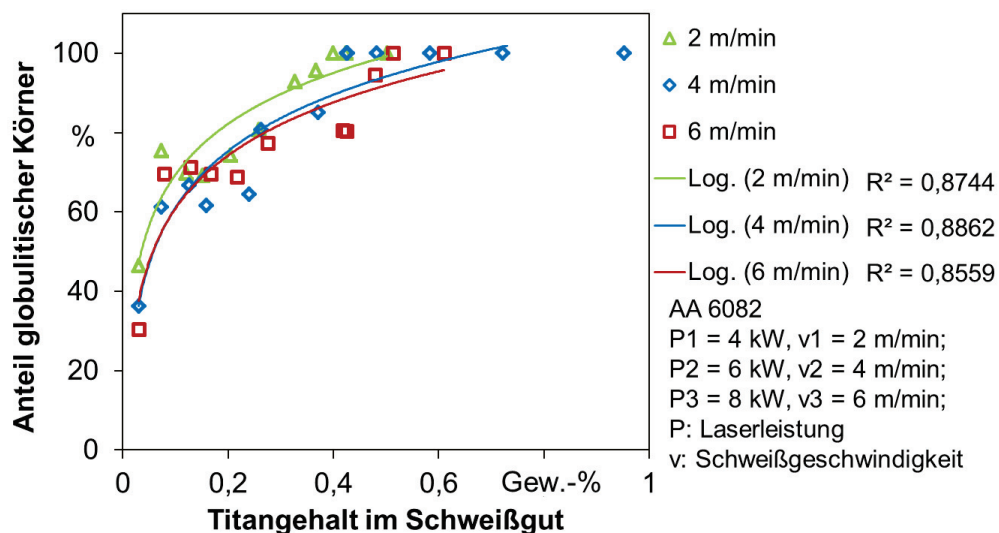


BIAS ID 131016

Bild 24: Einfluss des Ti/B-Gehalt auf die mittlere Korngröße globulitischer Körner bei verschiedenen Legierungen

### 5.1.3. Kornfeinung bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

Um die Abhängigkeit der Korngröße und -form von der Schweißgeschwindigkeit beim Laserstrahlschweißen zu ermitteln, wurde bei den experimentellen Untersuchungen drei verschiedene Schweißgeschwindigkeiten eingesetzt. Die Laserleistung wurde an die Schweißgeschwindigkeit angepasst, um eine Durchschweißung zu erzeugen. Bild 25 zeigt die Abhängigkeit des Flächenanteils der globulitischen Körner vom Titangehalt bei drei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten im Schweißgut der Legierung AA 6082. Der Anteil der globulitischen Körner steigt mit zunehmendem Titangehalt nahezu logarithmisch bei allen Schweißgeschwindigkeiten auf 100%. Bei höheren Schweißgeschwindigkeiten wurden mehr Ti/B-Zugaben für ein vollständig globulitisches Gefüge benötigt. Bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min ist ein Titangehalt von nur 0,37 Gew.-% im Schweißgut erforderlich für ein vollständig globulitisches Schweißnahtgefüge, während der erforderliche Titangehalt im Schweißgut bei der Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min bei 0,52 Gew.-% liegen muss.



BIAS ID 131017

Bild 25: Einfluss des Titangehaltes auf den Anteil der globulitischen Körner in Schweißnähten der Legierung AA 6082

Bild 26 zeigt die Abhängigkeit der mittleren Korngröße vom Titangehalt im Schweißgut bei drei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten. Die Korngröße nimmt mit steigendem Titangehalt nahezu logarithmisch bei allen Geschwindigkeiten ab. Ein Einfluss der Schweißgeschwindigkeiten auf die Korngröße bei einem konstanten Titangehalt im Schweißgut kann dabei jedoch nicht festgestellt werden. Eine Korngröße von ca. 17  $\mu\text{m}$  wurde mit einem Titangehalt von ca. 0,7 Gew.-% bei der Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min erreicht. Bei weiterer Titanzugabe bleibt die Korngröße bei 17  $\mu\text{m}$ .

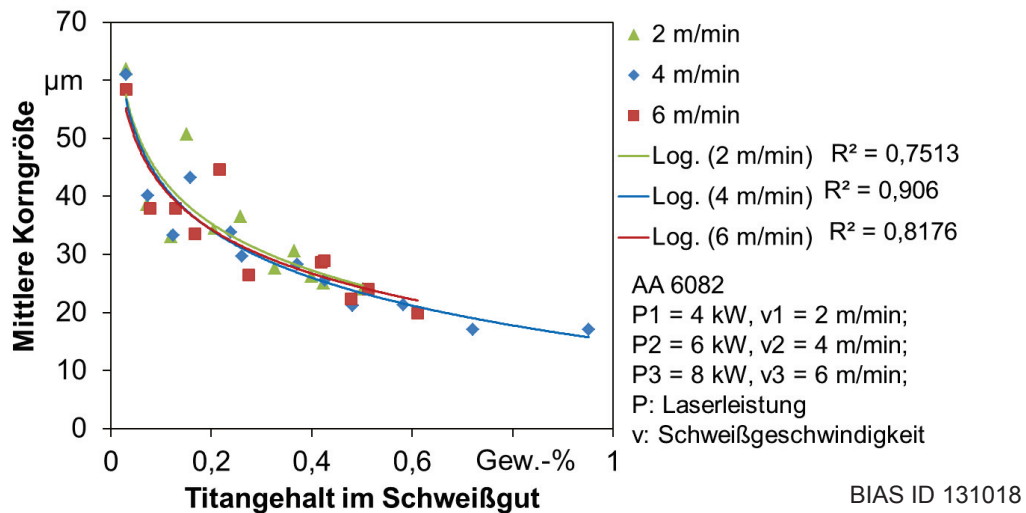


Bild 26: Einfluss des Titangehalts auf die mittlere Korngröße der globulitischen Körner in Schweißnähten der Legierung AA 6082

## 5.2. Erstarrungsparameter

### 5.2.1. Abkühlkurven an verschiedenen Nahtpositionen

Die Bedeutung der Erstarrungsparameter für das Erstarrungsgefüge in Schweißnähten wurde in Abschnitt 2.5.3 ausgeführt. Wie in Bild 5 gezeigt wurde, hängt die Erstarrungsstruktur von den Temperaturgradienten sowie den Erstarrungsgeschwindigkeiten ab. Um einen direkten Zusammenhang zwischen der Kornfeinung und den Erstarrungsparametern zu ermitteln, wurden zunächst die Erstarrungsparameter, Abkühlgeschwindigkeit und Temperaturgradient im Schmelzbad während der Erstarrung bei allen Schweißgeschwindigkeiten bestimmt. Bild 27 zeigt beispielhaft die Abkühlkurven beim Laserstrahlschweißen an drei Positionen, jeweils in der Nahtmitte, mit einem Abstand von 0,5 mm und 1 mm zur Nahtmitte.

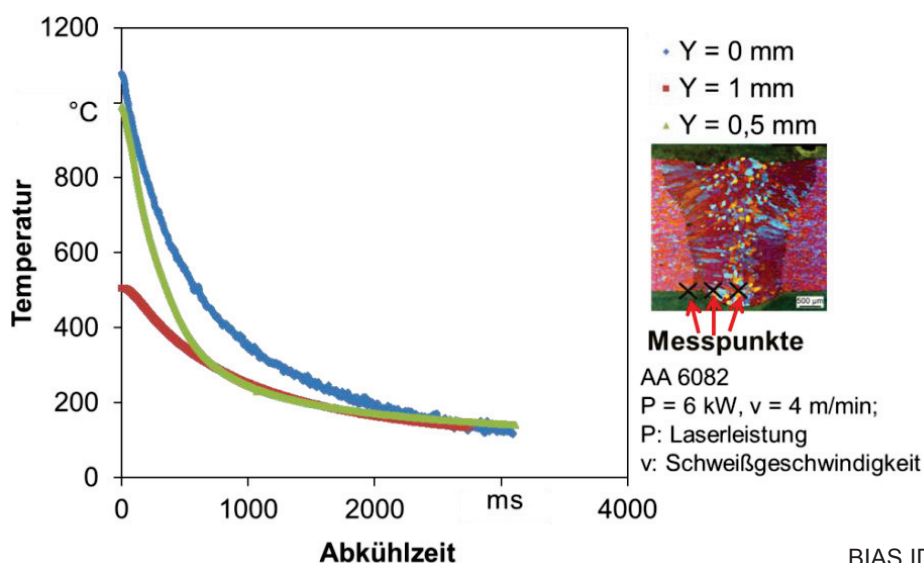
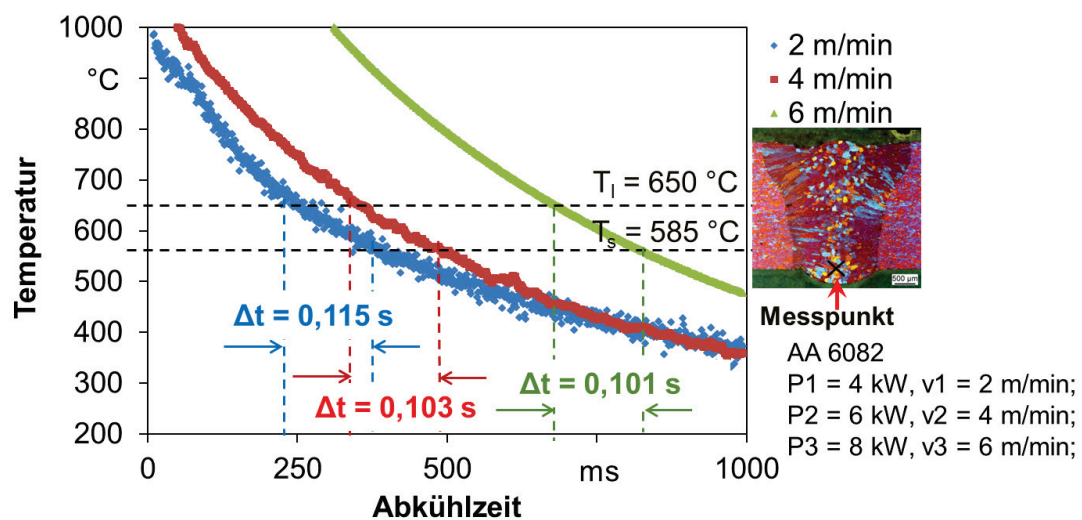


Bild 27: Abkühlkurven beim Laserstrahlschweißen jeweils an der Nahtmitte, 0,5 mm und 1 mm zur Nahtmitte quer zur Schweißrichtung

Anhand Bild 27 ist es ersichtlich, dass die höchste Temperatur in der Nahtmitte auf der Blechrückseite bei ca. 1150 °C liegt. Die Temperatur nimmt mit zunehmendem Abstand zur Nahtmitte ab. Mittels solcher Abkühlkurven können die Abkühlraten sowie die Temperaturgradienten bei der Erstarrung des Schmelzbades ermittelt werden.

### 5.2.2. Abkühlrate

Bild 28 zeigt die Abkühlkurven in der Nahtmitte beim Laserstrahlschweißen der Legierung AA 6082 mit drei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten. Mittels dieser Abkühlkurven kann die Erstarrungszeit zwischen Liquidus- und Solidustemperaturen ( $T_s = 585 \text{ °C}$ ,  $T_l = 650 \text{ °C}$  [Hes08]) bei jeder Schweißgeschwindigkeit bestimmt werden. Es ist ersichtlich, dass sich die Erstarrungszeit bei zunehmenden Schweißgeschwindigkeiten leicht verringert, wobei die Unterschiede sehr gering sind. Damit können die durchschnittlichen Abkühlraten bei der Erstarrung berechnet werden, siehe Tabelle 8. Die mittlere Abkühlrate bei der Erstarrung nimmt mit steigender Schweißgeschwindigkeit zu.



BIAS ID 131020

Bild 28: Erstarrungszeiten beim Laserstrahlschweißen von AA 6082 mit verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

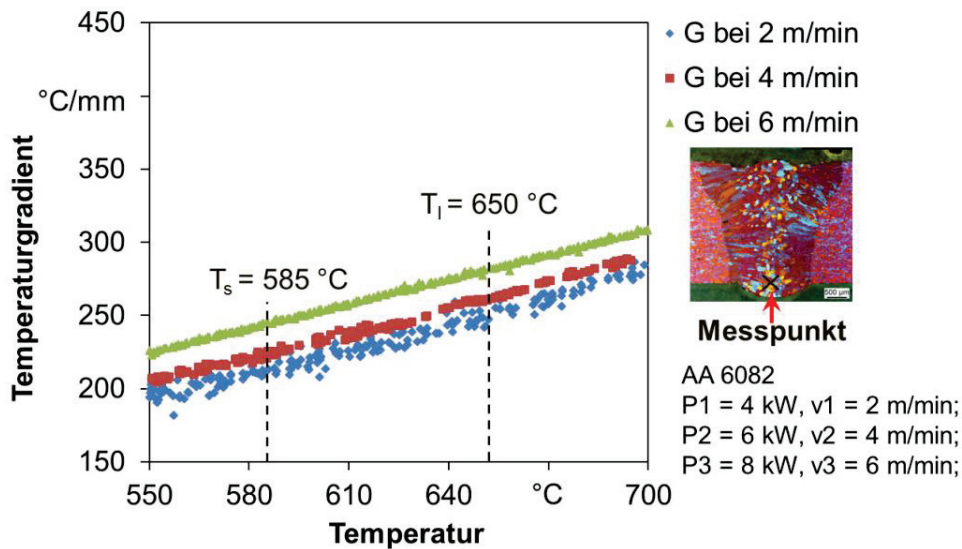
Tabelle 8: Mittlere Abkühlrate bei der Erstarrung beim Laserstrahlschweißen von AA 6082 mit verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten (Messposition  $Y = 0 \text{ mm}$ ; Schweißparameter:  $P1 = 4 \text{ kW}$ ,  $v1 = 2 \text{ m/min}$ ;  $P2 = 6 \text{ kW}$ ,  $v2 = 4 \text{ m/min}$ ;  $P3 = 8 \text{ kW}$ ,  $v3 = 6 \text{ m/min}$ )

Schweißgeschwindigkeit	2 m/min	4 m/min	6 m/min
Abkühlrate bei der Erstarrung	565 K/s	631 K/s	644 K/s

### 5.2.3. Temperaturgradient

Durch die Temperaturmessungen an verschiedenen Positionen in Schweißnähten können die Temperaturgradienten zwischen der Nahtmitte und der Position  $Y = 1 \text{ mm}$  (siehe Bild

13) bei der Erstarrung bestimmt werden. Bild 29 stellt die Temperaturgradienten in Abhängigkeit von der Temperatur beim Laserstrahlschweißen der Legierung AA 6082 mit verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten dar. Bei allen Schweißgeschwindigkeiten steigt der Temperaturgradient bei der Erstarrung nahezu linear mit der Temperatur. Bei höheren Schweißgeschwindigkeiten ergibt sich ein höherer Temperaturgradient im Schmelzbad.



BIAS ID 131021

Bild 29: Temperaturgradienten beim Laserstrahlschweißen von AA 6082 mit verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

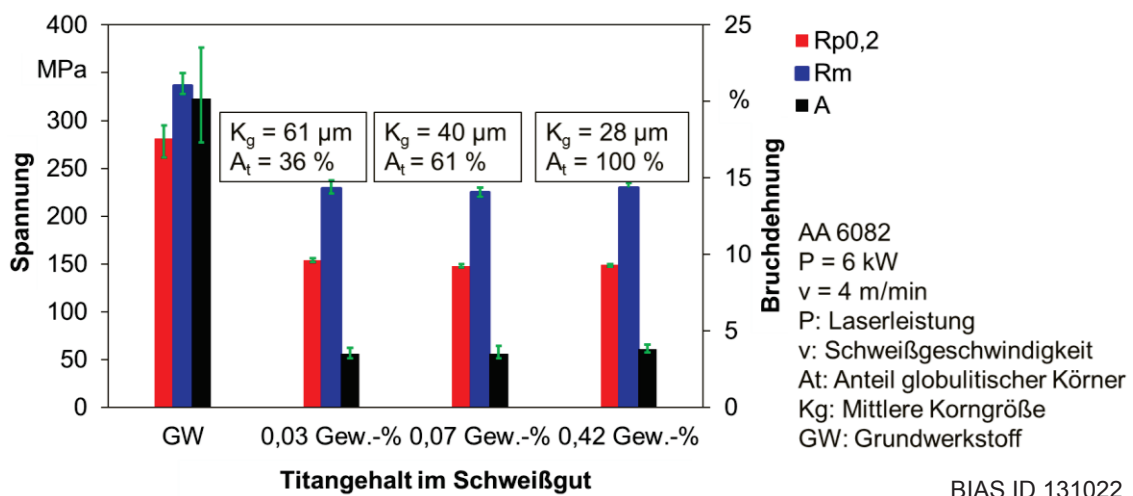
### 5.3. Mechanische Eigenschaften

#### 5.3.1. Zugfestigkeit und Bruchdehnung

Der Einfluss der Ti/B-Zugabe auf die Zugfestigkeit sowie die Bruchdehnung der Schweißverbindung wurde anhand der in Abschnitt 4.4.7 beschriebenen Querzugversuche ermittelt. Bild 30 zeigt die 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , die Zugfestigkeit  $R_m$  sowie die Bruchdehnung  $A$  der Zugproben am Grundwerkstoff der Legierung AA 6082 sowie an Schweißnähten mit verschiedenen Titangehalten. Damit wurden in Schweißnähten verschiedene Korngrößen und Anteile von globulitischen Körnern erzeugt. In den Schweißnähten ergibt sich im Vergleich zum Grundwerkstoff eine geringere 0,2%-Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ), eine geringere Zugfestigkeit ( $R_m$ ) sowie eine niedrigere Bruchdehnung ( $A$ ). Alle Zugproben an Schweißnähten brachen im Schweißgut. Trotz der Kornfeinung bei zunehmenden Ti/B-Gehalten sind ihre Einflüsse auf die Zugfestigkeit  $R_m$ , die Dehngrenze  $R_{p0,2}$  sowie die Bruchdehnung  $A$  von Schweißverbindungen nicht deutlich zu erkennen. Sie blieben nahezu konstant.

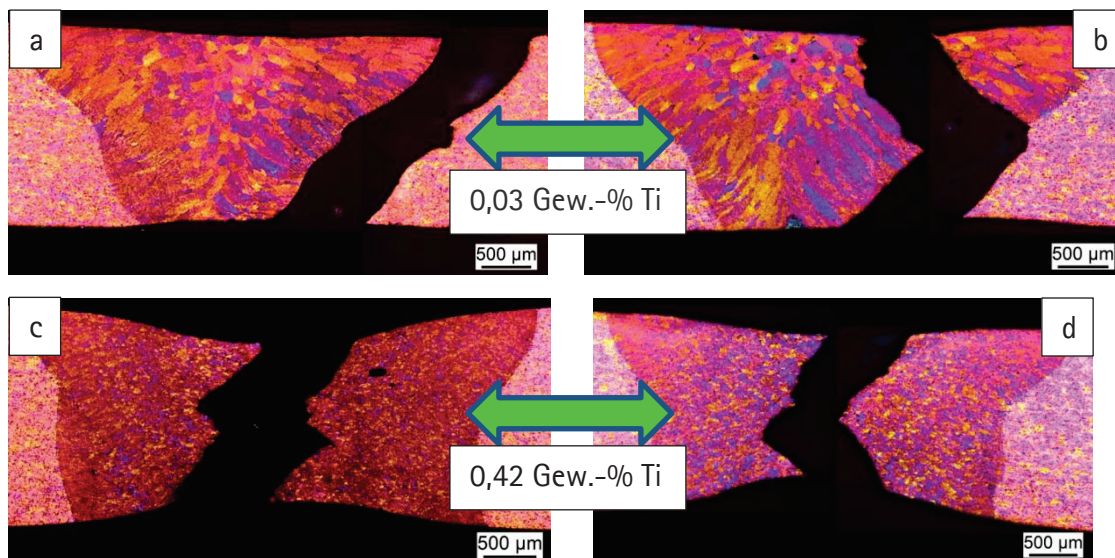
In Bild 31 sind beispielhaft makroskopische Querschliffe von vier Zugproben gezeigt, die nach dem Zugversuch metallographisch präpariert wurden. Die Versagensposition sowie die Kornstruktur der Schweißnaht sind in diesen Schliffen zu erkennen. Mit nur 0,03 Gew.-% Titan im Schweißgut (d.h. keine Ti/B-Zugabe) entstand der Bruch an der Schmelz-

linie (siehe Bild 31a) sowie entlang der groben, stängeligen Körner (siehe Bild 31b). Durch eine Erhöhung des Ti-Gehalts auf 0,42 Gew.-% wurden nach Bild 23 vollständig feine globulitische Körner im Schweißgut erzeugt. Beim Zugversuch versagten diese Zugproben in der Nahtmitte. Es fand im gesamten Bereich der Schweißnaht eine deutliche plastische Verformung und eine starke Einschnürung der Bruchfläche statt, was eine Duktilitätserhöhung durch Kornfeinung widerspiegelt, siehe Bild 31c und d. Dieses Phänomen kann jedoch nicht anhand der Bruchdehnung bei den Zugversuchen im Bild 30 erkannt werden. Im Vergleich zur Anfangsmesslänge Le0 von 10 mm (siehe Tabelle 7) ist die Nahtbreite (ca. 3 mm), in der die plastische Dehnung stattfand, deutlich kleiner. Dies führt zur Unterschätzung der Bruchdehnung in Schweißnähten. Darüber hinaus wurde der Unterschied der Bruchdehnungen der Schweißnähte mit verschiedenen Titangehalten ebenfalls unterschätzt.



BIAS ID 131022

Bild 30: Mittlere mechanische Kennwerte beim Zugversuch von Laserstrahlschweißnähten in Abhängigkeit von Ti-Gehalt beim AA 6082

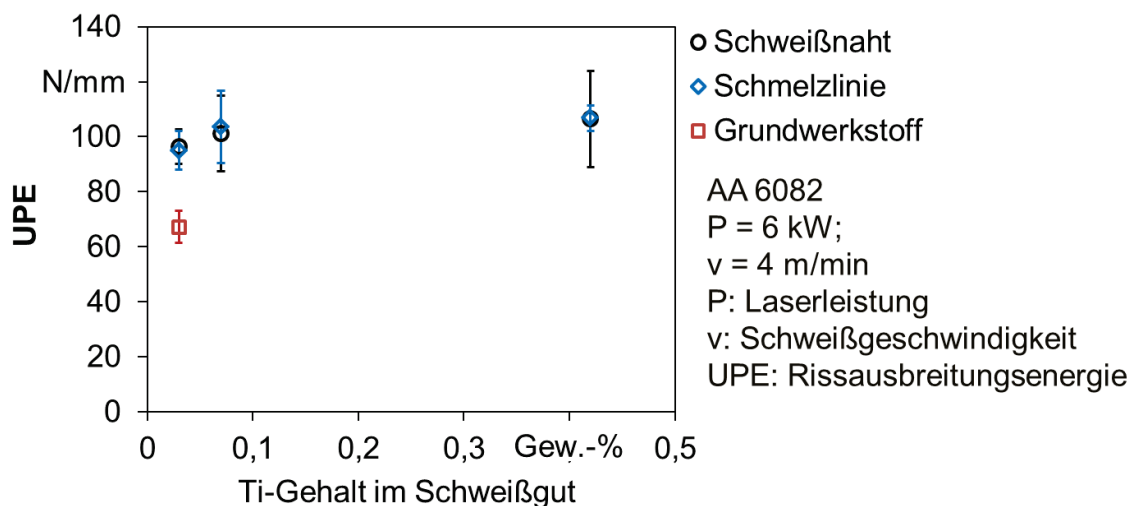


BIAS ID 131023

Bild 31: Querschliffe von Zugproben mit Laserstrahlschweißnähten aus AA 6082 und verschiedenen Titangehalten im Schweißgut (Schweißparameter: P = 6 kW, v = 4 m/min)

### 5.3.2. Zähigkeit

Der Einfluss der Kornfeinung auf die Zähigkeit von Schweißnähten wurde anhand des Kahn-Tear Tests charakterisiert. In Bild 32 sind die Rissausbreitungsenergie (UPE) sowohl in der Nahtmitte als auch an der Schmelzlinie bei verschiedenen Titangehalten im Schweißgut gezeigt. Als Referenzversuche wurden die Kahn-Tear Tests auch am Grundwerkstoff durchgeführt. Bei den Aufreißversuchen in Schweißnähten, wo sich die Kerbe in der Nahtmitte befand, erhöhen sich die Rissausbreitungsenergie (UPE) mit zunehmendem Titangehalt im Schweißgut, was eine Erhöhung der Zähigkeit von Schweißnähten bedeutet. An der Schmelzlinie ergibt sich nahezu die gleiche Rissausbreitungsenergie wie in Schweißnähten, unabhängig vom Titangehalt. Sie nimmt ebenfalls mit zunehmendem Titangehalt im Schweißgut zu. Im Vergleich zum Grundwerkstoff sind die Rissausbreitungsenergien in Schweißnähten sowie an Schmelzlinien deutlich höher.



BIAS ID 131024

Bild 32: Rissausbreitungsenergie (UPE) in Abhängigkeit vom Titangehalt im Schweißgut jeweils in der Schweißnaht, an der Schmelzlinie und im Grundwerkstoff

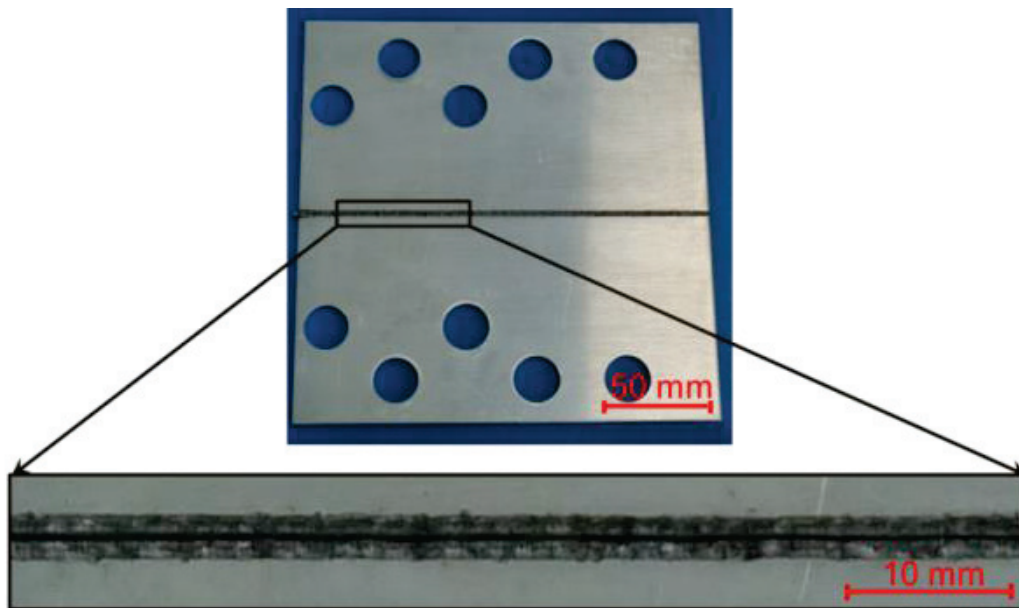
### 5.4. Heißbrissanfälligkeit

Wie bereits in Abschnitt 2.3 ausgeführt wurde, hängt die Heißbrissbildung maßgeblich von den metallurgischen Einflussfaktoren bei der Erstarrung ab. Deswegen wurden in den experimentellen Untersuchungen dieser Arbeit die Einflüsse jedes einzelnen Parameters auf die Heißbrissanfälligkeit ermittelt. Anhand des in Abschnitt 4.4.5 vorgestellten DELTA-Tests wurde die Heißbrissanfälligkeit von Schweißnähten bei verschiedenen Ti/B-Zugaben untersucht, die zu verschiedenen Korngrößen- und -formen im Schweißgut führen. Darüber hinaus wurde die Abhängigkeit der Heißbrissanfälligkeit von Schweißparametern ermittelt, die nach der thermischen Analyse in Abschnitt 5.2 mit den Erstarrungsparametern zusammenhängen.

Bild 33 zeigt beispielhaft eine Heißbrissprobe aus dem DELTA-Test. Die Probe wurde vor dem Schweißen mit einer Vorlast von 10 kN vorgespannt. Während des Schweißens ent-



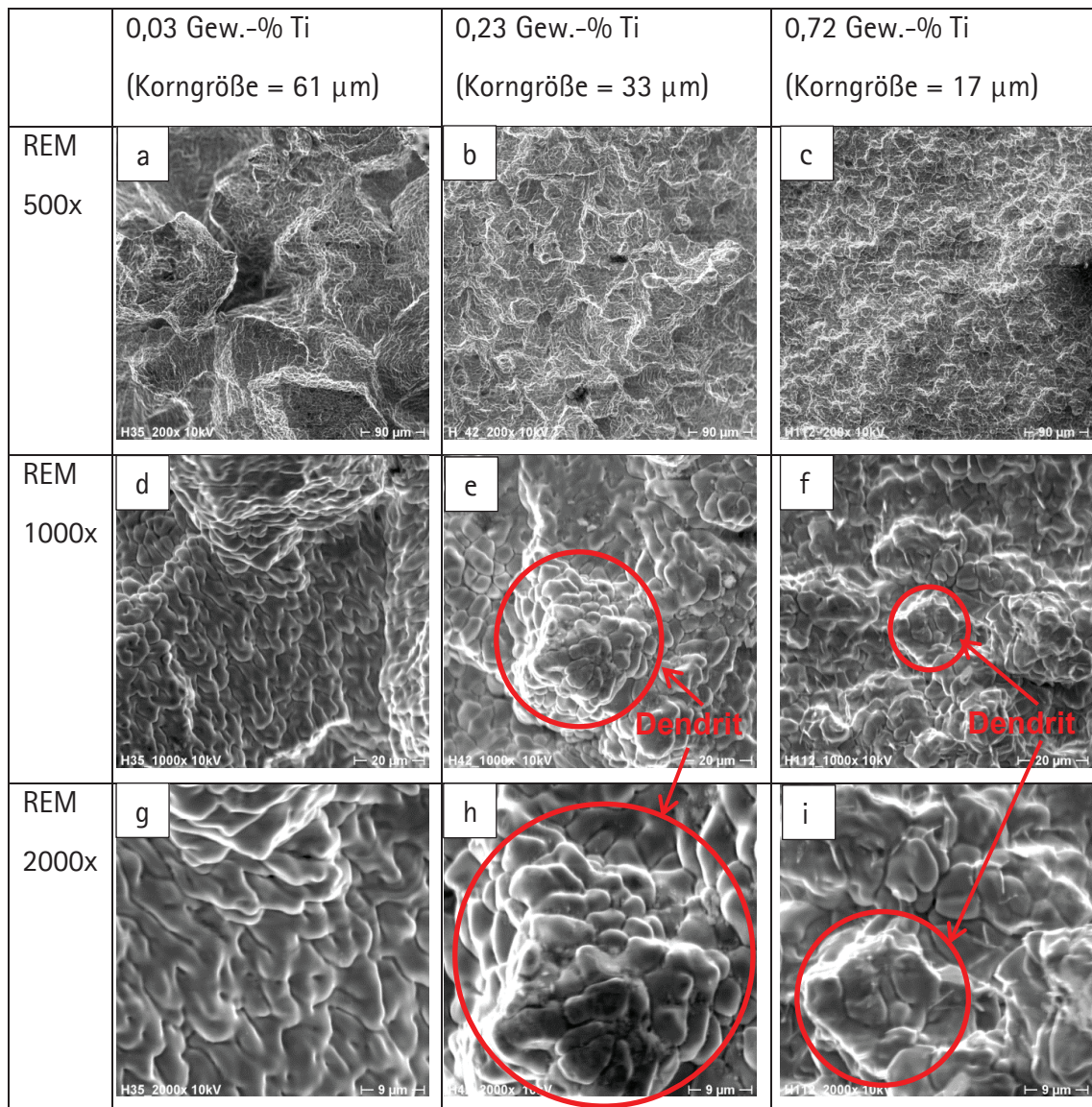
stand ein Durchriss in der Nahtmitte. In Abhängigkeit der Ti/B-Gehalte im Schweißgut, der Vorlast und der Schweißparameter wurden Heißrisse mit verschiedenen Längen in der Nahtmitte erzeugt.



BIAS ID 131025

*Bild 33: Heißbrissprobe nach dem DELTA-Test beim Laserstrahlschweißen von AA 6082 (Schweißparameter:  $P = 6 \text{ kW}$ ,  $v = 4 \text{ m/min}$ ; Ti-Gehalt im Schweißgut: 0,42 Gew.-%; Vorlast: 10 kN)*

In Bild 34 sind die REM-Aufnahmen von Rissoberflächen dreier DELTA-Proben der Legierung AA 6082 bei verschiedenen Titangehalten im Schweißgut jeweils mit einer Vergrößerung von 500x (Bild 34a, b, c), 1000x (Bild 34d, e, f) und 2000x (Bild 34g, h, i) dargestellt. Durch die Ti/B-Zugabe wurde die mittlere Korngröße globulitischer Körner im Schweißgut von  $61 \mu\text{m}$  bis auf  $17 \mu\text{m}$  verfeinert, die durch metallographische Analyse nach Abschnitt 4.4.3 bestimmt wurde. Mit verfeinerten Körnern wurde eine Rissoberfläche mit feinen Gefügen beobachtet, siehe Bild 34a, b und c. Durch eine Feinaufnahme mit einer Vergrößerung von 1000x konnten die Rissflanken betrachtet werden, Bild 34d, e und f. Bei allen Heißbrissproben zeigten die Rissflanken ein typisches abgerundetes Aussehen der einzelnen Dendriten, das auf die freie Erstarrung der Restschmelze hinweist. In Bild 34e und f sind beispielhaft zwei Dendriten markiert, deren Größen der jeweiligen mittleren Korngröße des Schweißgutes entsprechen. Darüber hinaus konnte die Struktur des einzelnen Dendriten anhand einer Aufnahme mit einer Vergrößerung von 2000x erkannt werden, Bild 34h, i. Im Vergleich zur Schweißnaht mit einer mittleren Korngröße von  $33 \mu\text{m}$  (Bild 34h), weisen die Dendriten bei einer mittleren Schweißgutkorngröße von  $17 \mu\text{m}$  (Bild 34) eine Struktur mit wenigen und kurzen Armen auf.

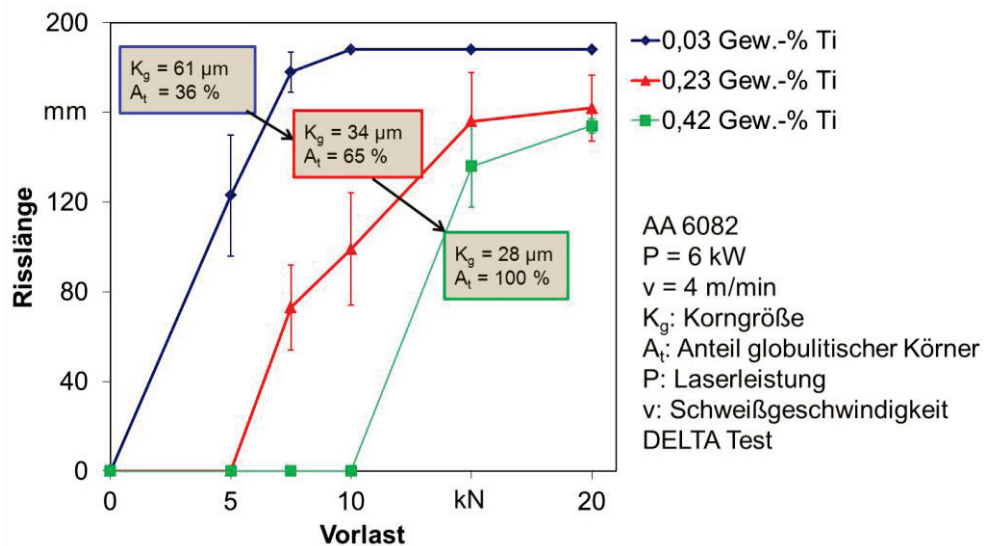


BIAS ID 131026

Bild 34: REM-Aufnahme der Rissoberfläche von Heißrissproben bei verschiedenen Titangehalten im Schweißgut (Schweißparameter:  $P = 6 \text{ kW}$ ,  $v = 4 \text{ m/min}$ )

#### 5.4.1. Einfluss Ti/B-Zugabe auf Heißrissanfälligkeit

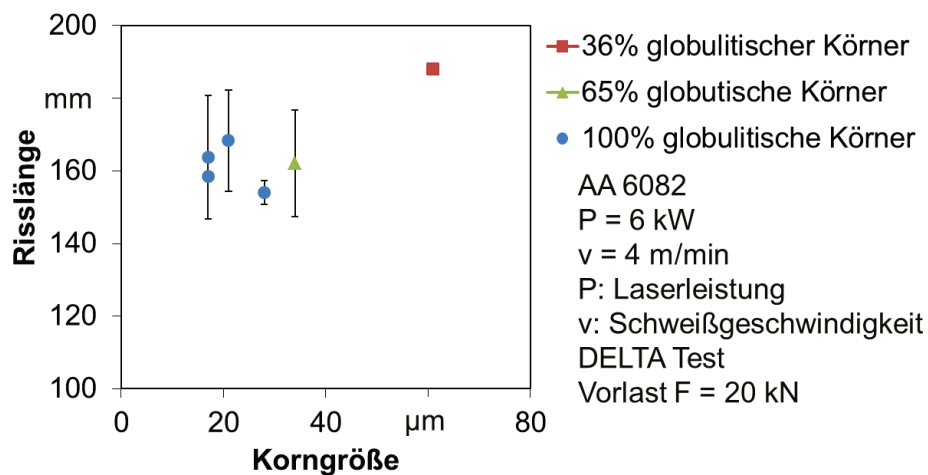
In Bild 35 sind die gemessenen Heißrisslängen in Abhängigkeit der Vorlast beim DELTA-Test mit verschiedenen Ti/B-Zugaben in Schweißnähten dargestellt. Die Risslänge nimmt mit zunehmender Vorlast zu. Durch erhöhte Ti/B-Zugabe in Schweißnähten wird die Korngröße globulitischer Körner verringert und zugleich der Anteil von globulitischen Körnern im Schweißgut bis zu 100 % erhöht. Dies führt zur Verringerung der Heißrisslänge bei einer konstanten Vorlast. Um die gleiche Risslänge zu erzeugen wird bei verfeinerten Kornstrukturen eine höhere Vorlast benötigt. Die Ergebnisse zeigen, dass die Heißrissanfälligkeit durch Kornfeinung (Korngrößenabnahme und Erhöhung des Anteils von globulitischen Körnern) verringert wird. Dabei konnte jedoch nicht geklärt werden, wie sich die Heißrissanfälligkeit ändert, wenn sich die Korngröße nach vollständiger Globulitisierung der Körner weiter verringert.



BIAS ID 131027

Bild 35: Heißrisslänge in Abhängigkeit der Vorlast beim DELTA-Test mit verschiedenen Ti-tgehalten in Laserstrahlschweißnähten der Legierung AA 6082

Um einen genauen Zusammenhang zwischen Heißrissanfälligkeit und der Korngröße sowie dem Anteil von globulitischen Körnern zu ermitteln, wurden der DELTA-Test von Laserstrahlschweißnähten der Legierung AA 6082 mit verschiedenen Ti/B-Zugaben untersucht. Dabei wurden nach Bild 23 mehr als der für eine vollständige Globulitisierung der Körner notwendige Gehalt von Ti/B im Schweißgut eingebracht, um dort gezielt die Korngröße nach der Globulitisierung der Körner weiter zu reduzieren. Bild 36 zeigt die Abhängigkeit der gemessenen Risslänge von der Korngröße und dem Anteil von globulitischen Körnern. Es ist ersichtlich, dass sich die Risslänge mit abnehmender Korngröße zunächst verringert, bis der Anteil von globulitischen Körnern 100% erreicht. Den weiteren Verlauf zu noch kleineren Korngrößen kann man als Wiederanstieg der Heißrisslänge interpretieren.

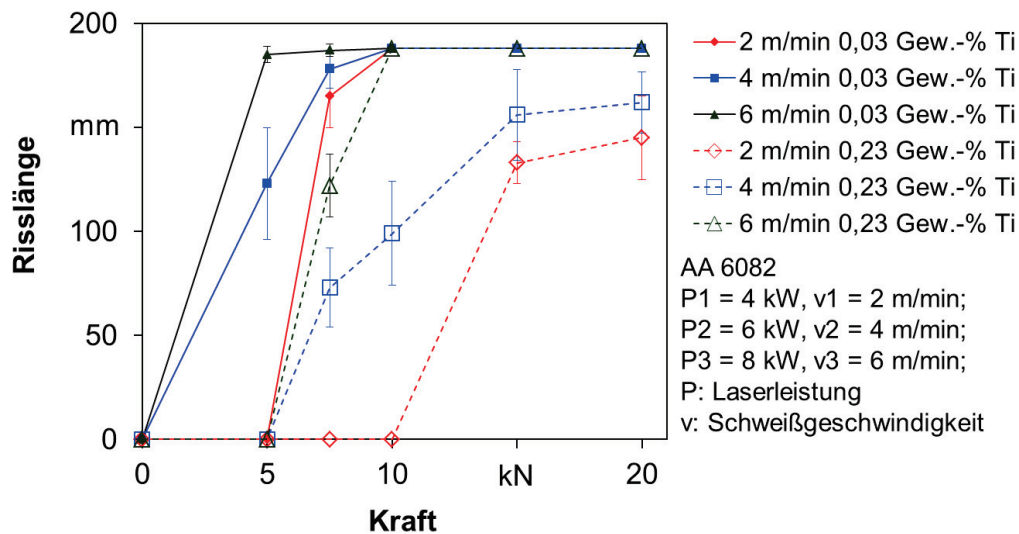


BIAS ID 131028

Bild 36: Einfluss der Korngröße und des Anteils von globulitischen Körnern auf die Risslänge beim DELTA-Test von Laserstrahlschweißnähten der Legierung AA 6082

#### 5.4.2. Einfluss Schweißgeschwindigkeit auf Heißrissanfälligkeit

Bild 37 zeigt den Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die gemessene Risslänge beim DELTA-Test mit jeweils 0,03 Gew.-% und 0,2 Gew.-% Titan im Schweißgut. Bei demselben Titangehalt im Schweißgut verschiebt sich die Risslänge-Vorlastkurve mit erhöhter Schweißgeschwindigkeit nach links. Dies bedeutet, dass die Heißrissanfälligkeit von Schweißnähten mit erhöhter Schweißgeschwindigkeit beim gleichen Titangehalt zunimmt. Eine Reduzierung der Heißrissanfälligkeit konnte bei geringerer Schweißgeschwindigkeit mit höherer Ti/B-Zugabe im Schweißgut erreicht werden.



BIAS ID 131029

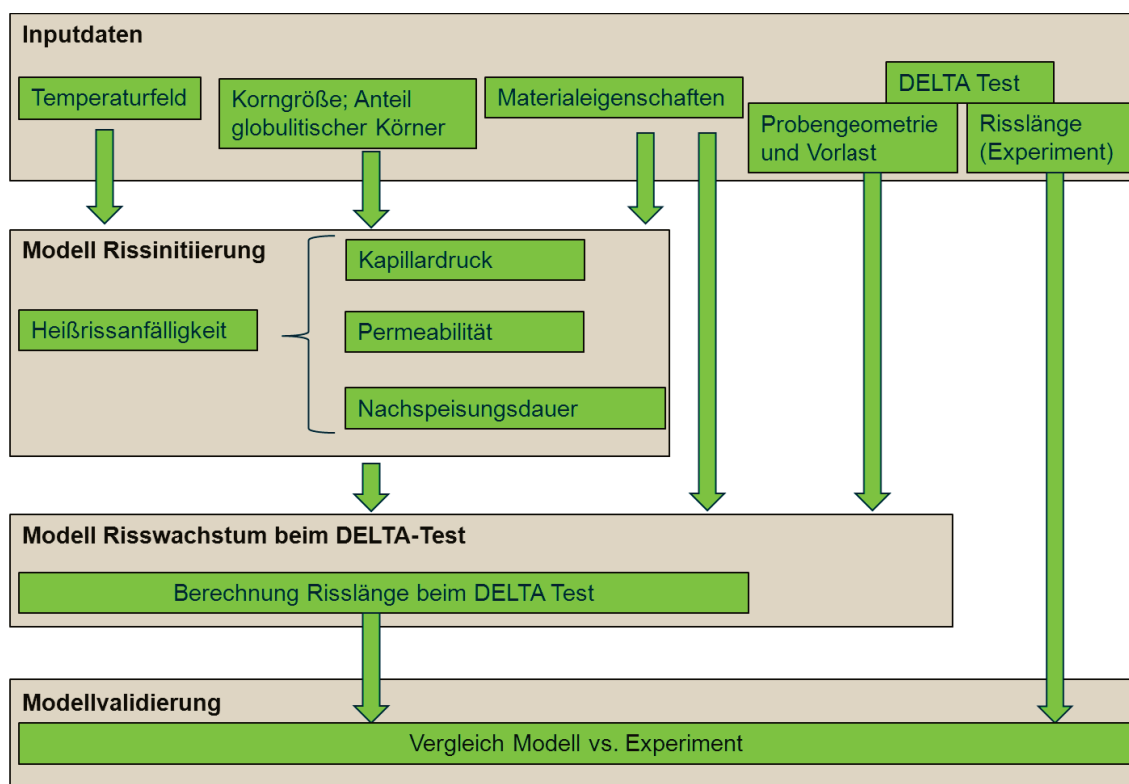
Bild 37: Heißrisslänge in Abhängigkeit der Vorlast beim DELTA-Test bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten mit verschiedenen Titangehalten in Laserstrahlschweißnähten der Legierung AA 6082

## 6. Heißrissmodell

### 6.1. Modellübersicht

Durch die Analyse der über den DELTA-Test ermittelten Heißrissanfälligkeit von Laserstrahlschweißnähten in Abschnitt 5.4 kann festgestellt werden, dass die Korngröße und der Anteil globulitischer Körner von großer Bedeutung für die Heißrissanfälligkeit sind (siehe Bild 35 und Bild 36). Um die experimentellen Phänomene zu verstehen bzw. die Mechanismen der Heißrissvermeidung durch Kornfeinung beim Laserstrahlschweißen zu ermitteln, wird in diesem Kapitel ein Heißmodell aufgestellt.

In Bild 38 ist eine Übersicht zur Modellerstellung dargestellt. In das Modell fließen die experimentellen Daten der Korngröße und des Anteils von globulitischen Körnern, des Temperaturfeldes bei der Erstarrung (Temperaturgradient, Erstarrungsgeschwindigkeit und die Abkühlrate) und der physikalischen und mechanischen Eigenschaften der eingesetzten Werkstoffe als Inputdaten ein. Unter Berücksichtigung des Kapillardrucks für eine Rissöffnung, der Permeabilität der Schmelze durch das erstarrte Netzwerk in der Mush-Zone und der Nachspeisungsdauer in der Mush-Zone wurde ein analytisches Modell für die Heißrissentstehung erstellt. Das gesamte Modell besteht aus einem Rissinitiationsmodell sowie einem Risswachstumsmodell. Zur Validierung dieses Modells wurden die beim DELTA-Test gemessenen Heißrisslängen verwendet.



BIAS ID 131030

Bild 38: Schematische Darstellung der Übersicht für die Modellerstellung

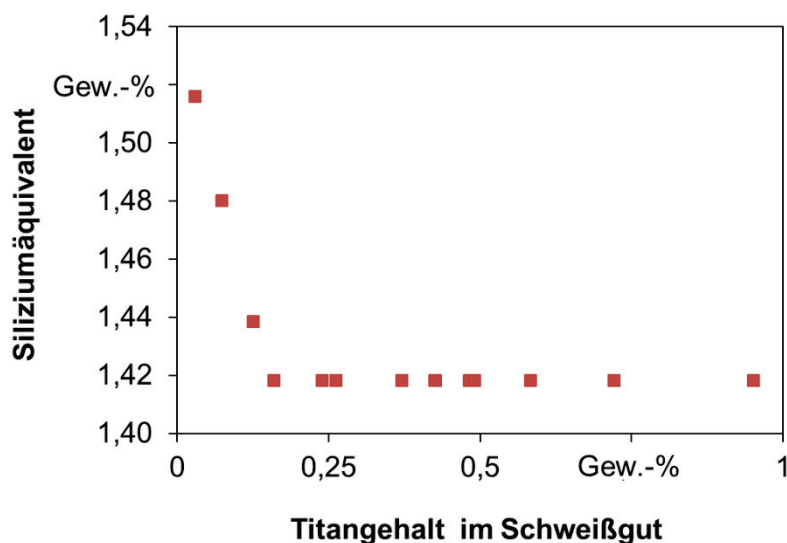
## 6.2. Materialdaten

### 6.2.1. Chemische Zusammensetzung

In diesem Modell wurde die Legierung AA 6082 als Grundwerkstoff eingesetzt. Wie bei den experimentellen Untersuchungen bestehen die Schweißnähte aus dem Grundwerkstoff und dem Zusatzwerkstoff mit verschiedenen Mengen an Titan und Bor. Die Zusammensetzung des Grundwerkstoffes ist Tabelle 2 zu entnehmen. Das Massenverhältnis zwischen Titan- und Borzugaben im Schweißzusatzwerkstoff betrug 5:1. Es ist zu beachten, dass im Grundwerkstoff bereits 0,03 Gew.-% Titan vorliegt. Zur Bestimmung des Titangehalts im Schweißgut wurde die Gleichung (4.2) verwendet.

Die chemische Zusammensetzung der Schweißnähte erschwert es, die Erstarrungskennwerte wie z.B. der Feststoffanteil, Liquidus- und Solidustemperaturen zu bestimmen. Um trotzdem die Einflüsse der chemischen Zusammensetzung von Schweißnähten zu berücksichtigen und zugleich das Modell zu vereinfachen wurde das im Stand der Forschung ausgeführte Siliziumäquivalent eingeführt. Damit wurde die chemische Zusammensetzung der Schweißnähte in einer binären Al-Si Legierung bezeichnet. Das ganze Mehrphasenlegierungssystem von Schweißnähten wurde dadurch zum Einphasenlegierungssystem von Al-Si vereinfacht.

In Bild 39 sind die berechneten Siliziumäquivalente in Abhängigkeit des Titangehalts im Schweißgut dargestellt. Dabei wurde die Löslichkeit von Titan in Aluminium berücksichtigt. Die Löslichkeit von Titan in der Aluminiumschmelze liegt bei 0,15 Gew.-% [ASM04]. Zur Berechnung der Liquidus- und Solidustemperaturen in diesem Modell wurde nur der gelöste Titangehalt in der Schmelze maximal bis zu 0,15 Gew.-% berücksichtigt. Mit zunehmendem Titangehalt im Schweißgut nimmt das Siliziumäquivalent bis zur Sättigung des Titans im Schweißgut ab.



BIAS ID 131031

Bild 39: Siliziumäquivalent in Abhängigkeit vom Titangehalt im Schweißgut

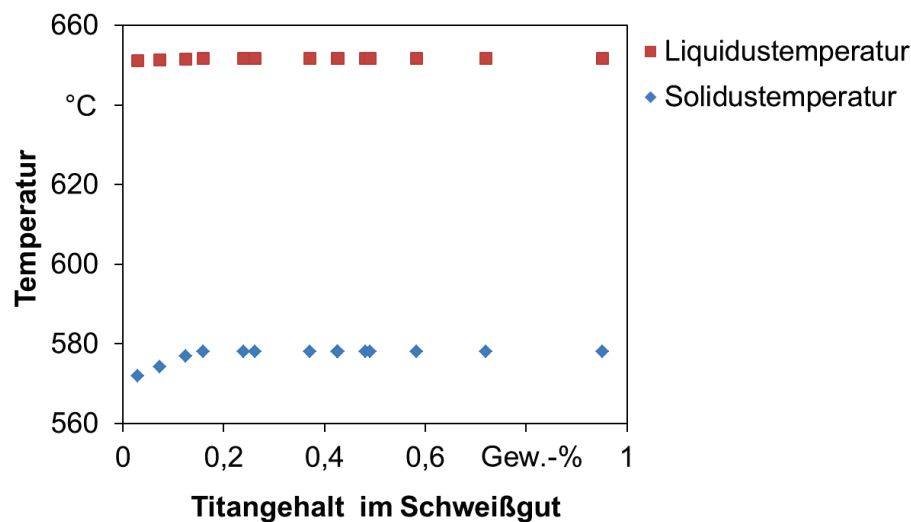
### 6.2.2. Liquidus- und Solidustemperaturen

Da der Titangehalt im Schweißgut bei verschiedenen Ti/B-Zugaben variiert, ändert sich das Siliziumäquivalent in Laserschweißnähten. Damit ändert sich die Liquidus- und Solidustemperatur in Abhängigkeit der Ti/B-Zugabe in Schweißnähten. Nach Durdjevic [Dur03] wird sie in diesem Modell jeweils anhand folgender Gleichungen berechnet:

$$T_l = 660,452 - 6,11 * Si_{EQ} - 0,057 * Si_{EQ}^2 \quad (6.1)$$

$$T_s = 660,452 - 52,8 * Si_{EQ} - 3,70 * Si_{EQ}^2 \quad (6.2)$$

Bild 40 zeigt die berechneten Liquidus- und Solidustemperaturen von Schweißnähten in Abhängigkeit des Titangehalts im Schweißgut. Die Liquidustemperatur bleibt nahezu konstant bei ca. 651 °C, während sich die Solidustemperatur mit zunehmendem Titangehalt bis zur Sättigung im Aluminium von ca. 571 °C auf ca. 580 °C erhöht.



BIAS ID 131032

Bild 40: Liquidus- und Solidustemperaturen in Abhängigkeit vom Titangehalt im Schweißgut

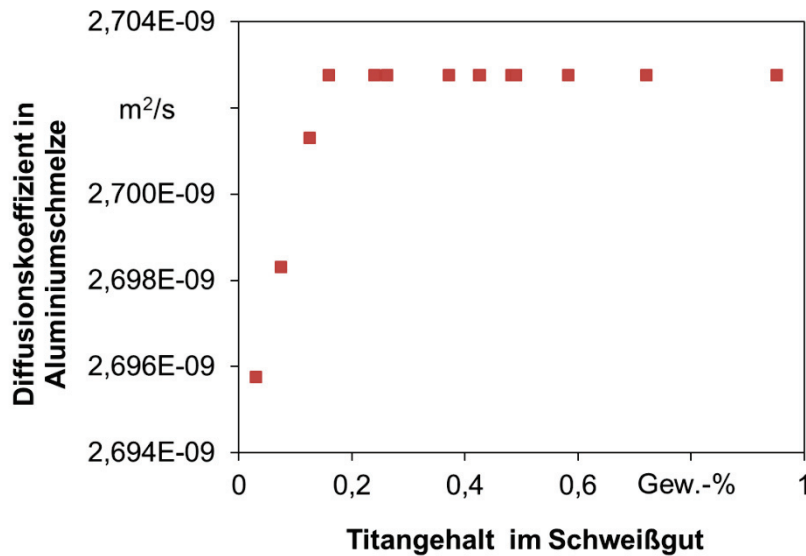
### 6.2.3. Liquidus-Diffusionskoeffizient $D_l$

In das Modell fließt der Liquidus-Diffusionskoeffizient  $D_l$  des Siliziums in einer Aluminiumschmelze ein. Er lässt sich nach Du [Du03] anhand der Arrhenius-Gleichung berechnen:

$$D_l = D_0 \exp\left[-\frac{Q_a}{RT_l}\right] \quad (6.3)$$

wobei  $D_l$  der Liquidus-Diffusionskoeffizient,  $D_0$  präexponentieller Faktor,  $Q_a$  die Aktivierungsenergie für die Diffusion,  $R$  die Gaskonstante und  $T_l$  die Liquidustemperatur (in Kelvin) sind. Anhand der experimentellen Messdaten wurden der präexponentielle Faktor  $D_0$  und die Aktivierungsenergie  $Q_a$  in Gleichung (6.3) durch Regressionsanalysen bestimmt ( $D_0 = 1,34 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2/\text{s}$ ,  $Q_a = 3 \cdot 10^4 \text{ J/mol}$ ) [Du03].

Wie in Bild 41 dargestellt wird, nimmt der Diffusionskoeffizient mit steigendem Titangehalt im Schweißgut zu, bis die Löslichkeit von Titan (bei 0,15 Gew.-%) erreicht wird.

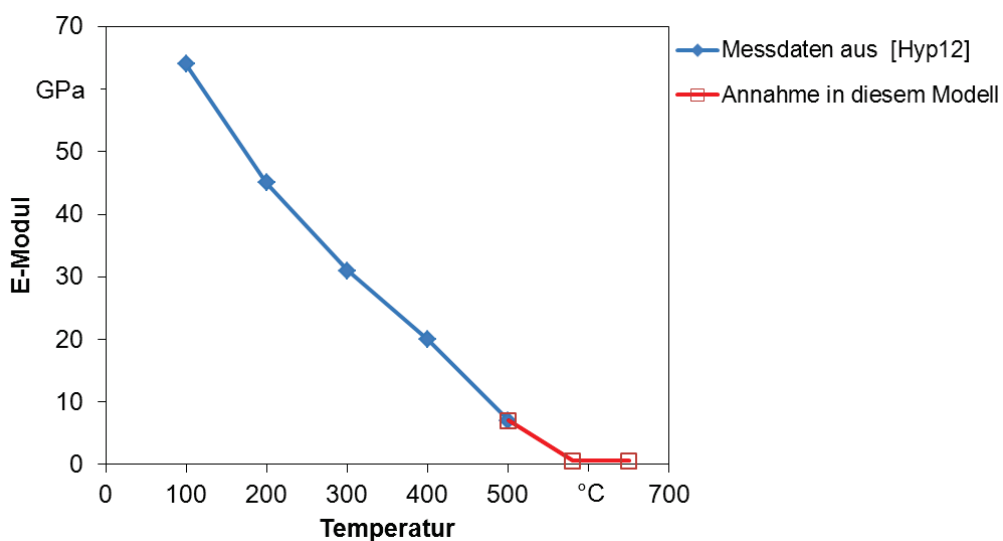


BIAS ID 131033

Bild 41: Diffusionskoeffizient in Abhängigkeit vom Titangehalt im Schweißgut

#### 6.2.4. Elastizitätsmodul (E-Modul)

Das Elastizitätsmodul der Mush-Zone ist ein wesentlicher Faktor für das Teilmodell des Risswachstums beim Heißrissstest. Das E-Modul der Legierung AA 6082 wurde mittels der Warmzugversuche bei den Temperaturen jeweils von 100, 200, 300, 400 und 500 °C untersucht [Hyp12], siehe Bild 42. Ab 500 °C ließen sich die Zugfestigkeiten und die Bruchdehnungen nicht mehr eindeutig bestimmen [Hyp12]. Laut dem Stand der Forschung bekommt die Mush-Zone eine gewisse Festigkeit, wenn sich in der Schmelze ein kohärentes Netzwerk bildet. In diesem Modell wurde daher auf Basis der Messdaten [Hyp12] angenommen, dass die teilerstartete Schmelze bei allen Proben ein konstantes E-Modul von 0,6 GPa hat, siehe Bild 42. Die Bedeutung dieser Annahme wird in Kapitel 7.2 diskutiert.



BIAS ID 131034

Bild 42: Elastizitätsmodul der Legierung AA 6082 in Abhängigkeit der Temperatur



### 6.3. Temperaturfeld

#### 6.3.1. Erstarrungsparameter

Der Temperaturgradient, die Abkühlrate sowie die Erstarrungsgeschwindigkeit fließen in das Modell ein. Es wurden dabei die Mittelwerte bei der Erstarrung eingesetzt, welche durch experimentelle Untersuchungen bestimmt wurden, siehe Abschnitt 5.2. In diesem Modell wurden die Einflüsse der Ti/B-Zugabe auf die drei oben genannten Parameter vernachlässigt. Da die Heißbrisse in den Schweißnahtmitten auftraten, wurden die dortigen Erstarrungsgeschwindigkeiten im Modell eingesetzt, die nach Kou [Kou03] den Schweißgeschwindigkeiten entsprechen. In Tabelle 9 sind die im Modell eingesetzten Erstarrungsparameter in Abhängigkeit von Schweißparametern aufgelistet.

Tabelle 9: Im Modell eingesetzte Erstarrungsparameter in Abhängigkeit von Schweißparametern

Laserleistung P [kW]	Schweißgeschwindigkeit v [m/min]	Erstarrungsgeschwindigkeit $v_{Er}$ [m/s]	Temperaturgradient G [K/m]	Abkühlrate $\dot{T}$ [K/s]
4	2	2/60	230000	565
6	4	4/60	238000	631
8	6	6/60	261000	644

In diesem Modell wurde die Erstarrungsdauer  $t_{Er}$  anhand der experimentell bestimmten Abkühlrate und der berechneten Solidus- und Liquidustemperaturen von Schweißnähten berechnet:

$$t_{Er} = \frac{T_L - T_S}{\dot{T}} \quad (6.4)$$

Nach Gleichung (6.4) hängt die Erstarrungsdauer  $t_{Er}$  von den Liquidus- und Solidustemperaturen sowie der Abkühlrate ab, die wiederum vom Titangehalt im Schweißgut und Schweißgeschwindigkeiten abhängen. Bild 43 zeigt die Erstarrungsdauer in Abhängigkeit des Titangehalts im Schweißgut bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten. Sie nimmt mit zunehmendem Titangehalt leicht ab. Bei einer niedrigeren Schweißgeschwindigkeit ergibt sich eine längere Erstarrungsdauer.

#### 6.3.2. Feststoffanteil

Der Feststoffanteil ist ein wesentlicher Parameter in diesem Modell. Um die mathematische Analyse für den Erstarrungsprozess zu vereinfachen, wird wie gewöhnlich [Kur89] angenommen, dass die Liquidus- und Soliduslinien im Phasendiagramm gerade sind. Dadurch ist der Verteilungskoeffizient  $k$  (Quotient der Konzentrationen eines Legierungselements jeweils im festen und flüssigen Aluminium an der Erstarrungsfront) und die Steigung der Liquiduslinie  $m$  konstant. Aufgrund des schmalen Schmelzbadvolumens und der hohen Schmelzbadynamik kann angenommen werden, dass die Diffusion der Legierungs-

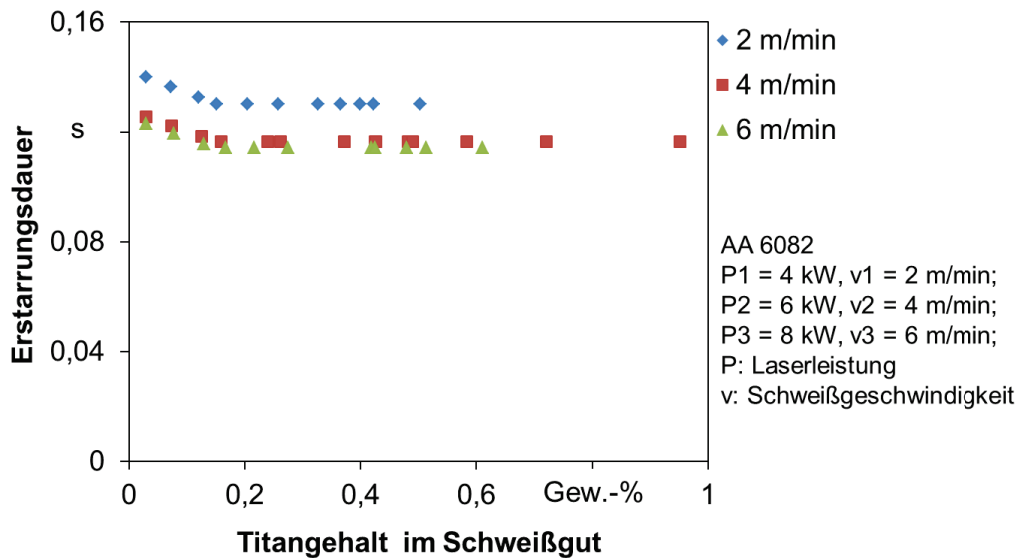
elemente ausreichend und dadurch kein Konzentrationsunterschied in der Schmelze bei der Erstarrung erfolgt. Mit diesen Annahmen kann der Feststoffanteil bei Einphasenlegierungen in einer binären Legierung nach Kurz und Fisher durch folgende Gleichungen berechnet werden [Kur89]:

$$f_s = \frac{1}{1-2ka_s^*} \left[ 1 - \left( \frac{T_m - T}{T_m - T_l} \right)^{\frac{1-2ka_s^*}{k-1}} \right] \quad (6.5)$$

$$a_s^* = a_s [1 - \exp(-a_s^{-1})] - 0,5 \exp(-0,5a_s^{-1}) \quad (6.6)$$

wobei  $k$  der Verteilungskoeffizient,  $T_m$  die Schmelztemperatur von Reinaluminium,  $T_l$  die Liquidustemperatur der Legierung,  $a_s^*$  eine Konstante, die sich auf  $a_s$  bezieht,  $a_s$  die Fourier Nummer sind. Bei Aluminiumlegierungen liegt  $a_s$  bei ca. 0,01-0,03 [Kur89]. Durch Einsetzen dieser Werte in die Gleichung (6.6) ergibt sich:

$$a_s^* \approx a_s \quad (6.7)$$



BIAS ID 131035

Bild 43: Einfluss des Titangehalts im Schweißgut auf die Erstarrungsdauer bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

Durch den Einsatz des Siliziumäquivalents kann die Gleichung (6.5) zur Berechnung des Feststoffanteils in Laserschweißnähten verwendet werden. Dabei wurde der Verteilungskoeffizient  $k$  des Al-Si Legierungssystems eingesetzt. Da das  $a_s^*$  sehr niedrig ist, kann das Produkt von  $a_s^*$  und  $k$  in Gleichung (6.5) vernachlässigt werden. Daraus ergibt sich folgende Vereinfachung:

$$f_s = 1 - \left( \frac{T_m - T}{T_m - T_l} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (6.8)$$

#### 6.4. Korngröße und Anteil von globulitischen Körnern

Die Korngröße und -form spielen eine zentrale Rolle in diesem Modell. Zur Beschreibung

ihrer Einflüsse auf die Heißbrissbildung wurden im Modell jeweils die Korngröße (Korndurchmesser) und der Anteil von globulitischen Körnern von Laserstrahlschweißnähten eingesetzt. Im Modell wurden die experimentellen Daten aus Bild 25 und Bild 26 als Inputdaten verwendet.

### 6.5. Daten DELTA-Test

Die Probengeometrie und die Vorlast beim DELTA-Test fließen in das Heißbrissmodell ein. Zur Validierung des Modells wurden die experimentell gemessenen Heißbrisslängen verwendet.

### 6.6. Modelle zu den drei Elementarprozessen für die Heißbrissvermeidung

#### 6.6.1. Nachspeisungsdauer in der Mush-Zone $t_{mz}$

Laut dem Stand der Forschung liegen der Heißbrissvermeidung durch Kornfeinung drei Elementarprozessen zugrunde. Der erste Elementarprozess ist die Verzögerung der interdendritischen Nachspeisung durch Kornfeinung [Eas06].

Die interdendritische Nachspeisung findet erst nach der Kohärenz der Körner, also in der Mush-Zone statt [Esk04]. In dieser Arbeit wird daher die Nachspeisungsdauer in der Mush-Zone bzw. die Lebensdauer der Mush-Zone  $t_{mz}$  eingesetzt, um den ersten Elementarprozess zu beschreiben. Da beim Laserstrahlschweißen ein großer Temperaturgradient zwischen der Nahtmitte und der Schmelzlinie besteht (siehe Bild 29), wurde in diesem Modell angenommen, dass die globulitischen Körner in der Nahtmitte als letztes zur Kohärenz kamen. Die Lebensdauer der Mush-Zone vom gesamten Schmelzbad hängt somit nur von globulitischen Körnern ab. Nach Chai [Cha95] kann die Kohärenzdauer  $t_{coh}$  zwischen Erstarrungsbeginn und der Kohärenz der Körner in einem binären Aluminiumlegierungssystem (Al-Si) für vergleichbares Erstarrungsgefüge durch folgende Gleichung beschrieben werden:

$$t_{coh} = \frac{B \cdot D_l}{\pi^2 \Gamma \dot{T} m Si_{EQ} (k-1) K_g / 2} \quad (6.9)$$

wobei  $t_{coh}$  die Kohärenzdauer, B eine Konstante,  $D_l$  der Diffusionskoeffizient des Legierungselements in der Aluminiumschmelze,  $\Gamma$  der Gibbs-Thomson-Koeffizient,  $Si_{EQ}$  das Siliziumäquivalent,  $\dot{T}$  die Abkühlrate der Schmelze bei der Erstarrung, m die Steigung der Liquiduslinie, k der Verteilungskoeffizient und  $K_g$  die mittlere Korngröße sind. Wie in Abschnitt 6.2 ausgeführt wurde, wurde das ganze Legierungssystem von Schweißnähten als ein Al-Si Legierungssystem vereinfacht. So können die physikalischen Daten dieser binären Legierung in Gleichung (6.9) verwendet werden.

Die Konstante B spielt bei der Bestimmung der Kohärenzdauer eine wesentliche Rolle. In diesem Modell wurde dieser Anpassungsparameter durch folgende Annahme berechnet.

Wie in Abschnitt 5.1.1 ausgeführt wurde, verkürzen sich die Dendritenarme durch Ti/B-Zugaben (Bild 22). Im Extremfall bildet sich nach Flemings [Fle74] eine kugelförmige Kornstruktur ohne Dendritenarme aus. Nach Bild 26 liegt die minimale Korngröße (Durchmesser) im Schweißgut der Legierung AA 6082 bei 17  $\mu\text{m}$ , bei der sich noch kurze Dendritenarme bilden. Es wurde angenommen, dass der minimale Korndurchmesser bei 15  $\mu\text{m}$  liegt, wobei sich keine dendritische Kornstruktur bildet. Es würde dadurch keine Restschmelze vorliegen. In diesem Fall ist die Kohärenzdauer gleich der Erstarrungsdauer. Mit dieser Annahme kann die Konstante B durch folgende Gleichung berechnet werden:

$$B = t_{Er}(\pi^2\Gamma\dot{T}mSi_{EQ}(k-1)K_{gm})/2D_l \quad (6.10)$$

wobei  $t_{Er}$  und  $K_{gm}$  jeweils die Erstarrungsdauer und der theoretisch minimale Korndurchmesser sind. Die eingesetzten Parameter in der Gleichung (6.11) sind in Tabelle 10 aufgelistet. Durch Einsetzen der Parameter ergibt sich  $B = 0,6$ .

Tabelle 10: Eingesetzten Daten zur Bestimmung der Konstante B

Bezeichnung	Formelzeichen	Einheit	Wert	Quelle
Erstarrungsdauer	$t_{Er}$	s	0,117	Bild 43
Gibbs-Thomson-Koeffizient	$\Gamma$	mK	8,75E-7	[Jac11]
Abkühlrate	$\dot{T}$	K/s	631	Tabelle 9
Diffusionskoeffizient in der Aluminiumschmelze	$D_l$	$\text{m}^2/\text{s}$	2.7E-9	Bild 41
Steigung der Liquiduslinie	m	$^\circ\text{C}/\text{Gew.}\%$	-6,6	[Van67]
Siliziumäquivalent	$Si_{EQ}$	Gew.-%	1,42	Bild 39
Verteilungskoeffizient	k	-	0,11	[Van67]
Theoretische Min. Korngröße	$K_{gm}$	m	15E-6	Annahme

Mit dem geschätzten Parameter B, den physikalischen Daten aus Tabelle 10 sowie den Inputdaten von Korngröße und Siliziumäquivalenten lässt sich die Kohärenzdauer in Abhängigkeit der Korngröße im Schweißgut nach Gleichung (6.9) berechnen. In Bild 44 ist der Einfluss des mittleren Korndurchmessers globulitischer Körner auf die Kohärenzdauer bei drei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten dargestellt. Es ist ersichtlich, dass sich die Kohärenzdauer bei allen Schweißgeschwindigkeiten mit abnehmender Korngröße erhöht. Dies bedeutet, dass sich die Kohärenz des ganzen Netzwerks im Schmelzbad durch Kornfeinung verzögert.

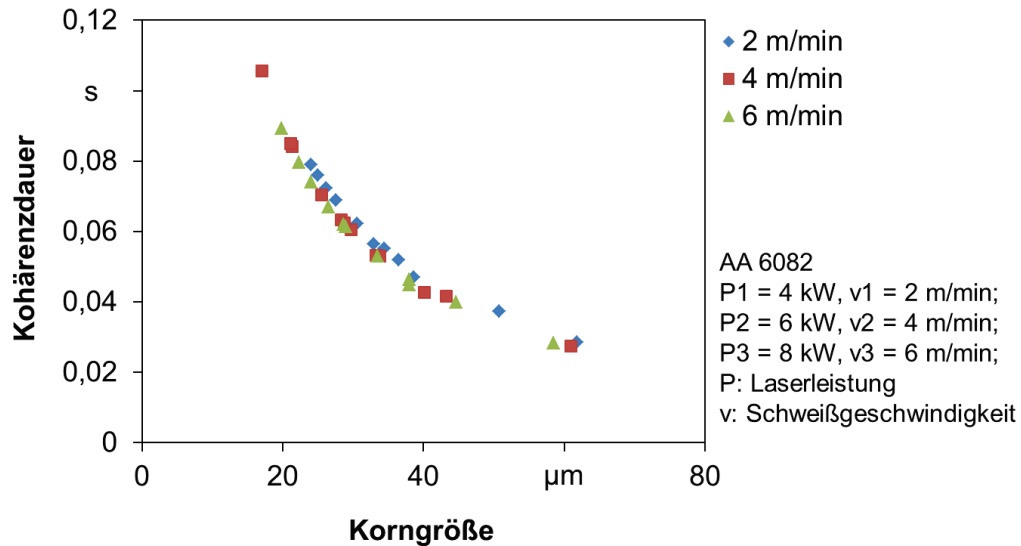
Anhand der Kohärenzdauer und der Erstarrungsdauer des Schmelzbades kann die Nachspeisungsdauer der Mush-Zone berechnet werden:

$$t_{mz} = t_{Er} - t_{coh} \quad (6.11)$$

wobei  $t_{mz}$  die Nachspeisungsdauer,  $t_{Er}$  die Erstarrungsdauer sind.

Durch Einsetzen der Gleichungen (6.9) und (6.4) in die Gleichung (6.11) ergibt sich:

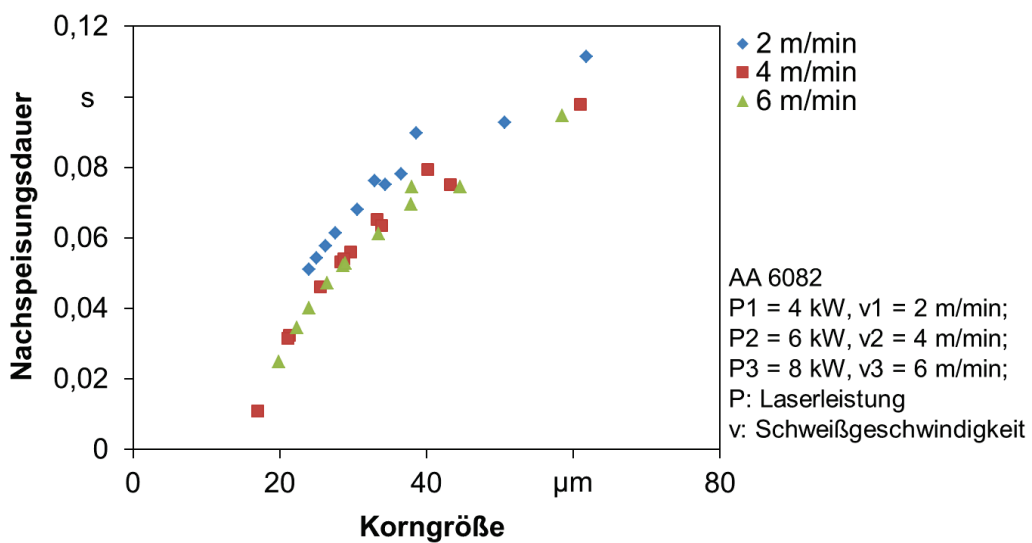
$$t_{mz} = \frac{T_L - T_S}{\dot{T}} - \frac{B \cdot D_L}{\pi^2 \Gamma \sqrt{\dot{T}} m S i_{EQ} r_g} \tag{6.12}$$



BIAS ID 131036

Bild 44: Einfluss der mittleren Korngröße auf die Kohärenzdauer bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

Die Nachspeisungsdauer der Mush-Zone in Abhängigkeit der mittleren Korngröße bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten ist in Bild 45 dargestellt. Durch Kornfeinung wurde die Nachspeisungsdauer bzw. die Lebensdauer der Mush-Zone deutlich verkürzt. Bei höherer Schweißgeschwindigkeit ist nach der Modellberechnung eine kürzere Nachspeisungsdauer festzustellen.



BIAS ID 131037

Bild 45: Einfluss der mittleren Korngröße auf die Nachspeisungsdauer bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

### 6.6.2. Kapillardruck $P_k$

Durch Kornfeinung verringert sich die Dicke der Restschmelze zwischen den erstarrten Dendriten. Dies führt zur Erhöhung des kapillaren Drucks für eine Rissinitiierung. Dadurch wird die Heißrissanfälligkeit reduziert [Eas06]. Dabei wurde anhand eines analytischen Modells von Grandfield [Gra00] der Kapillardruck für die Rissinitiierung beim Gießen von Aluminiumknetlegierungen berechnet, u.a. AA 6082, das als Grundwerkstoff beim Laserstrahlschweißen in dieser Arbeit eingesetzt wird. Mit der Annahme, dass eine vollständige Benetzung zwischen der Schmelze und den erstarrten Körnern erfolgt, kann der Kapillardruck  $P_k$  nach Grandfield [Gra00] durch folgende Gleichung (6.13) berechnet werden:

$$P_k = \frac{4\gamma}{d} \quad (6.13)$$

wobei  $\gamma$  die Oberflächenspannung der Aluminiumschmelze, und  $d$  die Dicke des Schmelzfilms zwischen den Körnern sind. Die Oberflächenspannung  $\gamma$  innerhalb des Erstarrungsintervalls bei verschiedenen Legierungen [Ans99] und unter verschiedenen Atmosphären [Sar02] liegt in der Größenordnung von 0,85 N/m. Daher wird in dieser Arbeit vereinfacht eine konstante Oberflächenspannung von 0,85 N/m bei der Erstarrung angenommen.

Die Dicke des Schmelzfilms zwischen den Dendriten ist von der Kornmorphologie bzw. Kornform abhängig [Gra00]. Da im Rahmen dieser Arbeit die Heißrisse in der Nahtmitte auftreten, dort wo sich globulitische Körner bilden, wird in diesem Modell die Dicke des Schmelzfilms zwischen den globulitischen Körnern berücksichtigt. Sie lässt sich durch Gleichung (6.14) berechnen:

$$d = \frac{K_g}{\sqrt[3]{f_s}} - K_g \quad (6.14)$$

wobei  $d$  die Schmelzfilmdicke zwischen den Dendriten,  $K_g$  der mittlere Korndurchmesser von globulitischen Körnern,  $f_s$  der Feststoffanteil im Schmelzbad sind.

Durch Einsetzen der Gleichung (6.14) in Gleichung (6.13) ergibt sich:

$$P_k = \frac{4\gamma}{K_g} * \frac{\sqrt[3]{f_s}}{1 - \sqrt[3]{f_s}} \quad (6.15)$$

Wie im Abschnitt 2.3 ausgeführt wurde, können Heißrisse erst nach der Kohärenz des Netzwerks in der Mush-Zone entstehen. Deshalb ist es wichtig, den Kapillardruck in der Mush-Zone zu betrachten. Nach Gleichung (6.15) nimmt der Kapillardruck während der Erstarrung mit zunehmendem Feststoffanteil zu. Der niedrigste Kapillardruck in der Mush-Zone entsteht bei der Kohärenz, wo die Heißrisse am wahrscheinlichsten auftreten. Daher ist der Kapillardruck bei der Kohärenz ein wichtiger Parameter zur Bewertung der Heißrissanfälligkeit. Er kann durch folgende Gleichung ausgedrückt werden:

$$P_{kcoh} = \frac{4\gamma}{K_g} * \frac{\sqrt[3]{f_{scoh}}}{1 - \sqrt[3]{f_{scoh}}} \quad (6.16)$$

wobei  $P_{kcoh}$  der Kapillardruck bei der Kohärenz und  $f_{scoh}$  der Feststoffanteil bei der Kohärenz sind.

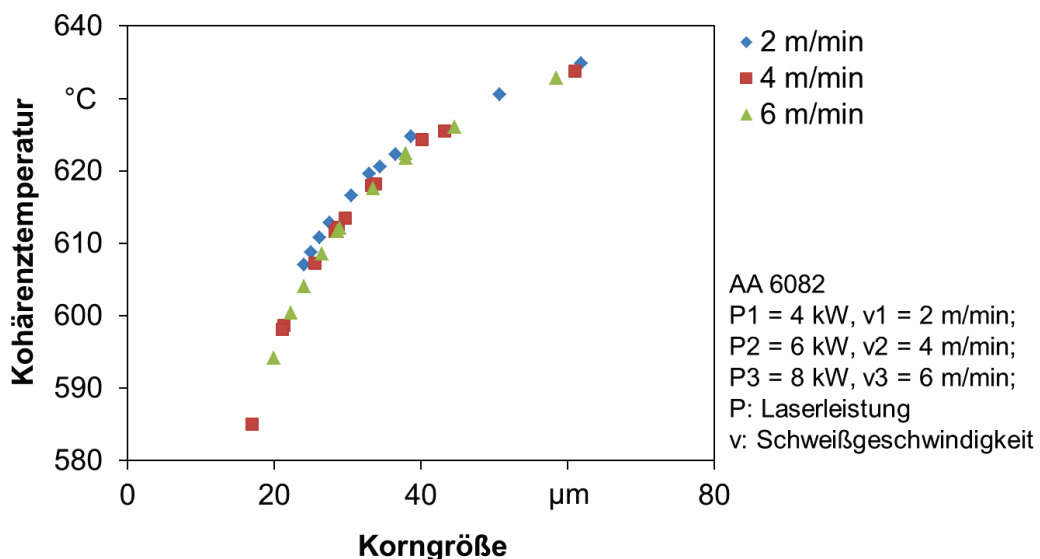
Der Feststoffanteil bei der Kohärenz berechnet sich nach Gleichung (6.8):

$$f_{scoh} = 1 - \left( \frac{T_m - T_{coh}}{T_m - T_l} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (6.17)$$

wobei  $T_{coh}$  die Kohärenztemperatur bei der Erstarrung ist. Sie lässt sich durch folgende Gleichung berechnen:

$$T_{coh} = T_l - \dot{T} * t_{coh} \quad (6.18)$$

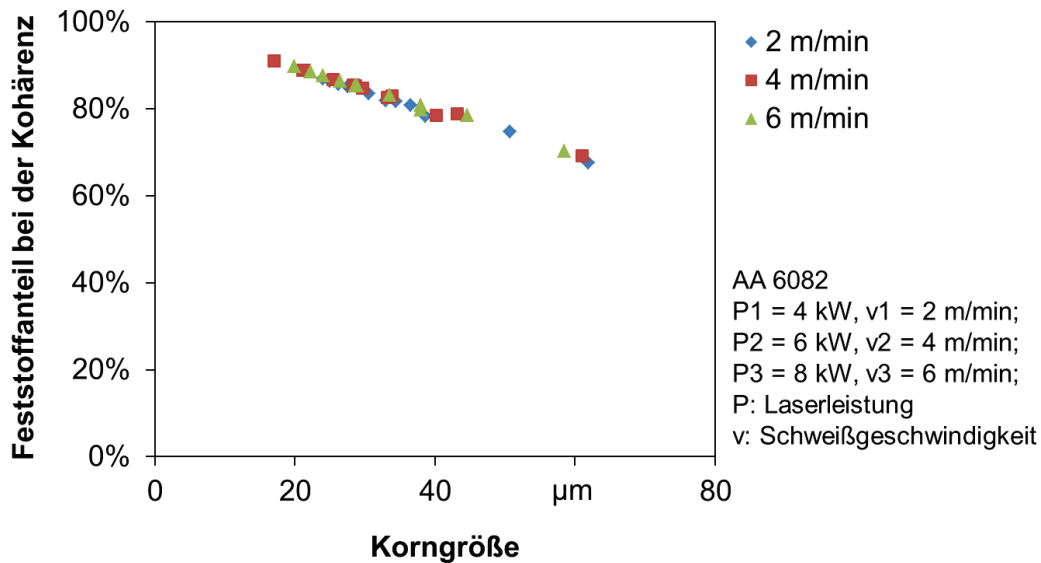
Dabei wurde die Kohärenzdauer  $t_{coh}$  durch Gleichung (6.9) berechnet, deren Ergebnisse bereits in Bild 44 vorgestellt wurden. Bild 46 zeigt die Kohärenztemperatur in Abhängigkeit der Korngröße bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten. Mit abnehmender Korngröße verringert sich die Kohärenztemperatur bei der Erstarrung. Bei einer Korngröße von 17  $\mu\text{m}$  verschiebt sich nach der Berechnung die Bildung eines kohärenten Netzwerks in der Schmelze auf eine Temperatur von 585  $^{\circ}\text{C}$ .



BIAS ID 131038

Bild 46: Einfluss der Korngröße auf die Kohärenztemperatur bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

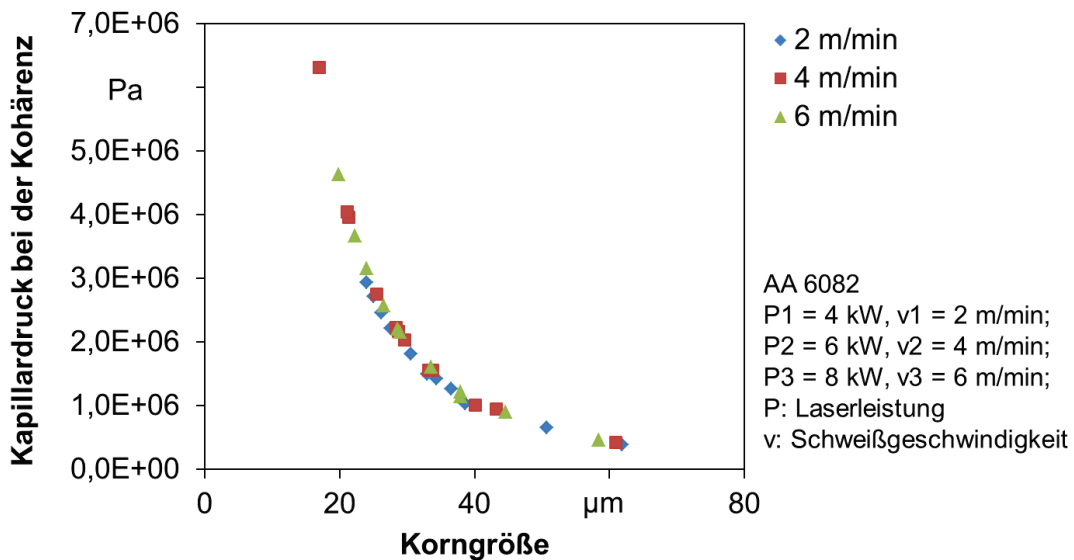
Durch Einsetzen der Ergebnisse der Kohärenztemperatur  $T_{coh}$  und der Liquidus- und Solidustemperaturen aus Bild 40 in Gleichung (6.17) kann der Feststoffanteil bei der Kohärenz  $f_{scoh}$  in Abhängigkeit der Korngröße bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten dargestellt werden, siehe Bild 47. Durch eine Korngrößenabnahme von 65  $\mu\text{m}$  bis auf 17  $\mu\text{m}$  erhöht sich der Feststoffanteil bei der Kohärenz von 68% bis auf 91%, wobei kein Einfluss der Schweißgeschwindigkeit erkennbar ist.



BIAS ID 131039

Bild 47: Feststoffanteil bei der Kohärenz in Abhängigkeit der Korngröße bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

Anhand der Ergebnisse des Feststoffanteils bei der Kohärenz  $f_{scoh}$  sowie der experimentellen Daten von Korngrößen  $K_g$  kann der Kapillardruck bei der Kohärenz  $P_{kcoh}$  nach Gleichung (6.16) berechnet werden. In Bild 48 ist der Kapillardruck bei der Kohärenz in Abhängigkeit der Korngröße bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten dargestellt. Es ist ersichtlich, dass der Kapillardruck bei der Kohärenz durch Kornfeinung bei allen Schweißgeschwindigkeiten deutlich erhöht wird, was zur deutlichen Verringerung der Heißbrissanfälligkeit führen kann.



BIAS ID 131040

Bild 48: Einfluss der Korngröße auf den Kapillardruck bei der Kohärenz bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten



### 6.6.3. Permeabilität K

Die Permeabilität des erstarrten Netzwerks in der Mush-Zone hat einen wesentlichen Einfluss auf die Nachspeisung der Schmelze [Cam91]. Durch Kornfeinung verringert sich die Permeabilität, was die Nachspeisung der Schmelze verhindert. Dies führt zur Erhöhung der Heißbrissanfälligkeit.

Die Permeabilität hängt von der Kornstruktur ab [Gra00]. Da in dieser Arbeit eine vergleichbare Kornstruktur beim Laserstrahlschweißen wie beim Gießen von Aluminiumlegierungen erzeugt wird, können hier die in der Gießtechnik verwendeten Gleichungen zur Berechnung der Permeabilität eingesetzt werden.

So wird anhand der Kozeny-Carman-Gleichung die Permeabilität für die stängeligen Körner nach Gleichung (6.19) berechnet [Kub85]:

$$K_{st} = \frac{\lambda_2^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} \quad (6.19)$$

wobei  $K_{st}$  die Permeabilität für stängelige Körner,  $\lambda_2$  der sekundäre Dendritenarmabstand von stängeligen Körnern und  $f_s$  der Feststoffanteil sind.

Die Permeabilität für die globulitschen Körner wurde nach Grandfield [Gran00] durch folgende Gleichung berechnet:

$$K_{gl} = \frac{K_g^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} \quad (6.20)$$

wobei  $K_{gl}$  die Permeabilität für globulitische Körner,  $K_g$  der mittlere Korndurchmesser von globulitischen Körnern und  $f_s$  der Feststoffanteil sind.

Wie in Bild 19 gezeigt wurde, wurden in Laserschweißnähten üblicherweise sowohl stängelige als auch globulitische Körner erzeugt. Es wurde deshalb in diesem Modell eine Permeabilität für die beiden Kornformen nach Gleichung (6.21) eingesetzt:

$$K = K_{gl} * A_t + K_{st} * (1 - A_t) \quad (6.21)$$

wobei K die gesamte Permeabilität in der Mush-Zone,  $A_t$  der Anteil von globulitischen Körnern sind.

Durch Einsetzen der Gleichungen (6.19) und (6.20) in Gleichung (6.21) ergibt sich:

$$K = \frac{K_g^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} * A_t + \frac{\lambda_2^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} * (1 - A_t) \quad (6.22)$$

Der sekundäre Dendritenarmabstand von stängeligen Körnern  $\lambda_2$  wurde in diesem Modell nach Easton [Eas06] berechnet:

$$\lambda_2 = C_{0_0} (\dot{T})^n \quad (6.23)$$

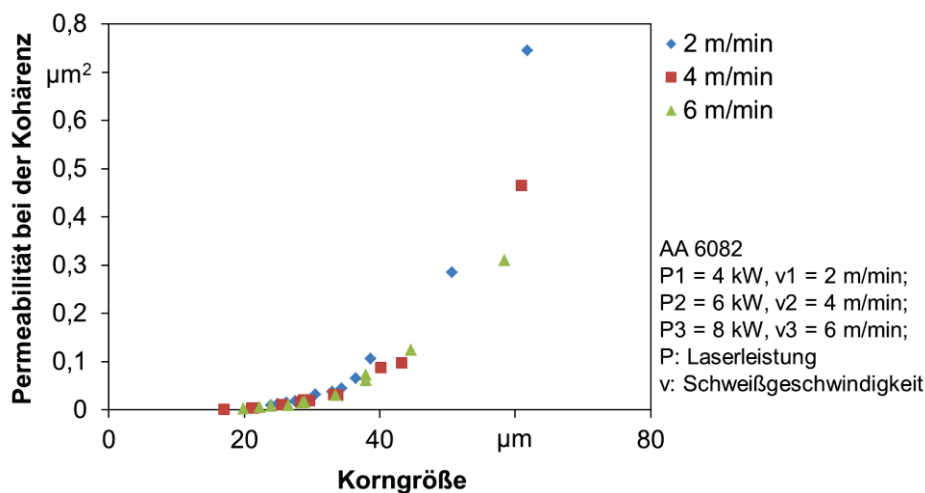
wobei  $\dot{T}$  die Abkühlrate der Schmelze bei der Erstarrung,  $C_{0_0}$  und n die von Werkstoffen abhängigen Konstanten sind. Für die Legierung AA 6082 liegen die beiden Werte jeweils bei  $C_{0_0} = 95,8$  und  $n = -0,48$  [Eas06].

$$K = \frac{K_g^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} * A_t + \frac{[C_0(\dot{T})^n]^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} * (1 - A_t) \quad (6.24)$$

Nach Gleichung (6.24) hängt die Permeabilität sowohl von der Korngröße und -form als auch vom Feststoffanteil ab. Sie nimmt mit zunehmendem Feststoffanteil ab. Nach der Kohärenz der Körner spielt die Permeabilität des kohärenten Netzwerks bei der Heißrissentstehung eine wesentliche Rolle. Die Permeabilität bei der Kohärenz lässt sich durch folgende Gleichung ausdrücken:

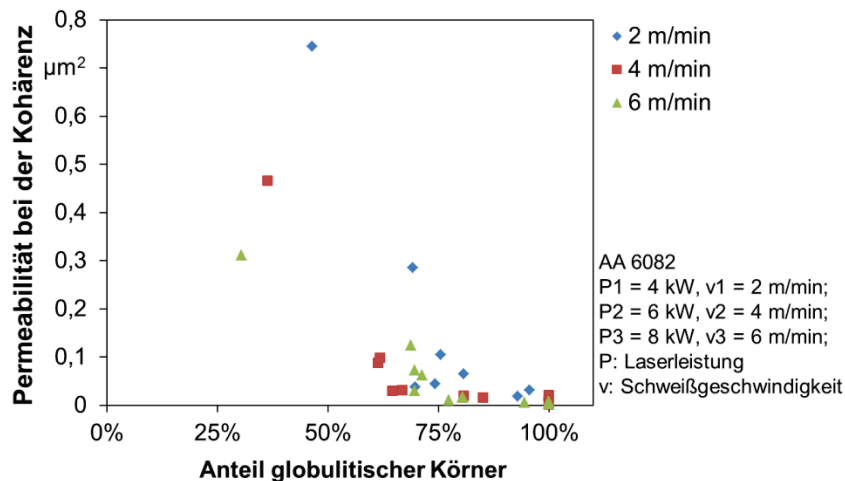
$$K_{coh} = \frac{K_g^2 (1-f_{scoh})^3}{180 f_{scoh}^2} * A_t + \frac{[C_0(\dot{T})^n]^2 (1-f_{scoh})^3}{180 f_{scoh}^2} * (1 - A_t) \quad (6.25)$$

wobei  $K_{coh}$  die Permeabilität bei der Kohärenz des Netzwerks ist. Anhand der experimentellen Daten von Korngrößen und Anteilen von globulitischen Körnern und dem entsprechenden Feststoffanteilen bei der Kohärenz aus Bild 47 lässt sich die Permeabilität des Netzwerks bei der Kohärenz berechnen. Bild 49 zeigt diese in Abhängigkeit der Korngröße von globulitischen Körnern im Schweißgut bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten. Mit der Korngrößenabnahme nimmt die Permeabilität bei der Kohärenz des Netzwerks ab. Dies führt zur Verringerung der Nachspeisungsmöglichkeit. In Bild 50 wird die Permeabilität bei der Kohärenz in Abhängigkeit des Anteils von globulitischen Körnern dargestellt. Durch Erhöhung des Anteils der globulitischen Körner wurde tendenziell eine niedrigere Permeabilität in der Mush-Zone erzeugt. Bei allen Schweißgeschwindigkeiten wurde die niedrigste Permeabilität erreicht, wenn eine vollständige Globulitisierung von Körnern im Schweißgut erreicht wurde. Anhand von Bild 49 und Bild 50 wird deutlich, dass die Permeabilität des Netzwerks durch Kornfeinung deutlich reduziert werden, was nach Heißrisstheorien zur Erhöhung der Heißrissanfälligkeit führen kann.



BIAS ID 131041

Bild 49: Einfluss der Korngröße auf die Permeabilität bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten



BIAS ID 131042

Bild 50: Einfluss des Anteils von globulitischen Körnern auf die Permeabilität bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

## 6.7. Gesamtmodell Rissinitiierung

### 6.7.1. Voraussetzung Rissinitiierung

Hinsichtlich der Natur der Heißrisse muss eine Rissinitiierung aus einem Abbruch der Schmelze entstehen [Con08]. Rappaz [Rap99] behauptete, dass ein Abbruch der Schmelze erfolgt, wenn der Druck in der Schmelze eine kritische Druckspannung unterschreitet. Dabei wird eine Kavität entstehen. Solche Kavitäten können durch Verdampfung der Aluminiumschmelze oder/und bei der Ausscheidung gelöster Gase entstehen [Con08]. Sie können zur Porenbildung [Kut99] oder Rissinitiierung [Cro04] führen. Ob eine Kavität zur Rissbildung führt, hängt von der lokalen Spannung ab [Gra00]. In dieser Arbeit wird angenommen, dass ein Heißriss aus einer Kavität entsteht. Das Heißrissmodell wird auf Basis der lokalen Spannungsbilanz in der Mush-Zone für eine Rissinitiierung aufgestellt. Die Mechanismen für die Bildung einer Kavität werden dabei nicht berücksichtigt.

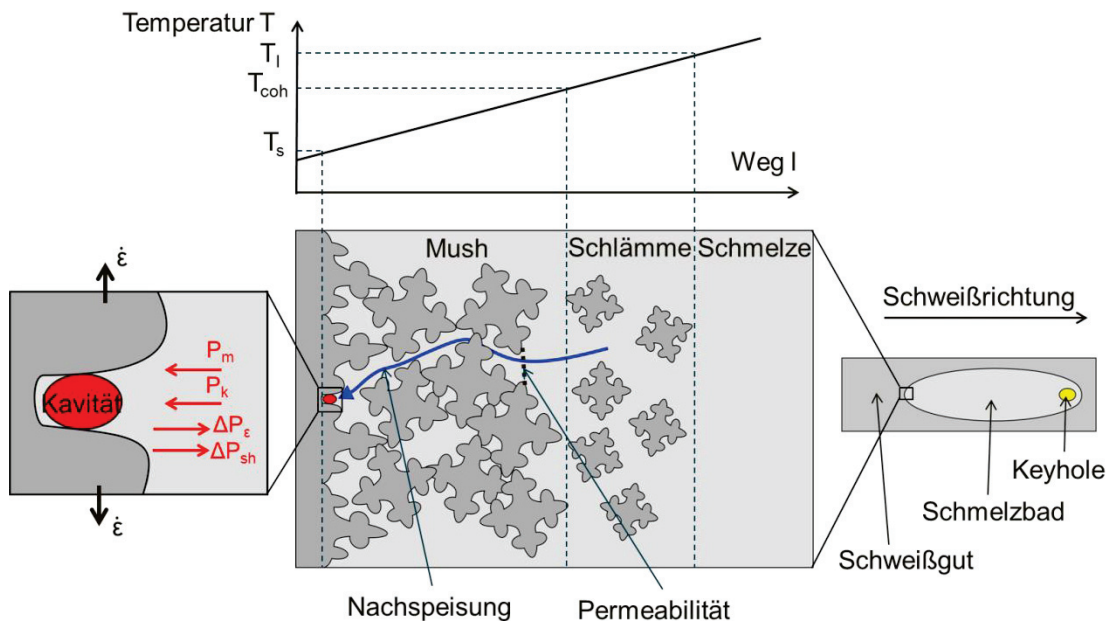
In Bild 51 ist der Bereich in der Nähe der Erstarrungsfront im Schmelzbad beim Laserstrahlschweißen schematisch dargestellt. Die Schweißrichtung zeigt sich von links nach rechts (siehe Bild 51 rechts). Ein Temperaturgradient ergibt sich zwischen der Schmelze und dem erstarrten Schweißgut. Dazwischen liegt eine teilerstarrte Schmelze vor. Aufgrund des geringen Erstarrungsintervalls (siehe Bild 40) wird in dieser Arbeit ein konstanter Erstarrungsgradient in der teilerstarrten Zone angenommen. Die Temperatur nimmt somit linear in Schweißrichtung zu (siehe Bild 51 oben). An der Erstarrungsfront liegt die Temperatur bei der Solidustemperatur  $T_s$ . In Abhängigkeit der Temperatur teilt sich die teilerstarrte Schmelze in zwei Zonen auf, die Mush-Zone und die Schlämme-Zone. Die Kohärenztemperatur  $T_{coh}$  ist als die an der Grenzfläche zwischen den beiden Zonen vorliegende Temperatur definiert. In der Mush-Zone nahe der Erstarrungsfront besteht eine Kavität, die bei der Erstarrung mit der Erstarrungsfront entlang der Schweißrichtung wachsen kann. Dadurch wird ein Heißriss initiiert. Ob eine Heißrissinitiierung stattfindet,

hängt von der lokalen Spannungsbilanz an der Kavität ab. In dem Ausschnitt des Bereiches an der Kavität sind die dortigen Druckspannungen gezeigt, siehe Bild 51 links. Der Kapillardruck für die Rissinitiierung  $P_k$  und der hydrostatische Druck  $P_m$  sind Widerstände für eine Heißbrissentstehung. Nach Heißbrisstheorien fällt der Druck in der Schmelze bei der Erstarrung durch thermische Dehnung sowie Erstarrungsschrumpfung ab, welche zur Heißbrissentstehung führen kann. Die Druckabfälle, die durch thermische Dehnung und Erstarrungsschrumpfung verursacht sind, werden jeweils als  $\Delta P_\varepsilon$  und  $\Delta P_{sh}$  bezeichnet. Aufgrund der beiden Druckabfälle ergibt sich zwischen der Schmelze und der Mush-Zone ein Druckgradient. Dies führt zur Nachspeisung der Schmelze, um die Druckabfälle zu kompensieren. Die Nachspeisung hängt von der Permeabilität des dendritischen Netzwerks ab.

Die Voraussetzung für eine Heißbrissinitiierung kann durch folgende Ungleichung (6.26) beschrieben werden:

$$\Delta P_\varepsilon + \Delta P_{sh} \geq P_k + P_m \quad (6.26)$$

wobei  $\Delta P_{sh}$  der Druckabfall durch Erstarrungsschrumpfung,  $\Delta P_\varepsilon$  der Druckabfall durch die thermische Dehnung der teilerstarrten Körner,  $P_k$  der Kapillardruck für die Rissinitiierung und  $P_m$  der hydrostatische Druck in der Schmelze sind. In diesem Modell wird der Partialdruck von ausgelösten Gasen in der Schmelze vernachlässigt.



BIAS ID 131043

Bild 51: Schematische Darstellung der Rissinitiierung zwischen den Dendriten in der teilerstarrten Schmelze

Nachfolgend wird jeder einzelne Druck aus der Ungleichung (6.26) beschrieben.

### 6.7.2. Druckabfälle $\Delta P_{sh}$ und $\Delta P_\varepsilon$

Nach Rappaz [Rap99] können die Druckabfälle  $\Delta P_{sh}$  und  $\Delta P_\varepsilon$  durch folgende Gleichungen berechnet werden:

$$\Delta P_{sh} = v_{Er} \beta \mu \int_0^L \frac{1-f_s}{K} dx \quad (6.27)$$

$$\Delta P_\varepsilon = (1 + \beta) \mu \int_0^L \frac{E_h}{K} dx \quad (6.28)$$

$$E_h = \int f_s \dot{\varepsilon} dx \quad (6.29)$$

wobei  $v_{Er}$  die Erstarrungsgeschwindigkeit,  $\beta$  der Schrumpfungsfaktor von Aluminium (nach Van [Van67]  $\beta = 0,06$ ),  $\mu$  die Viskosität der Schmelze bei der Erstarrung,  $L$  die Länge der teilerstarrten Zone (siehe Bild 51),  $f_s$  der Feststoffanteil,  $K$  die Permeabilität der Schmelze durch das erstarrte Netzwerk,  $x$  die Variable des Wegs in der Erstarrungsrichtung und  $\dot{\varepsilon}$  die thermische Dehnungsrate der teilerstarrten Zone quer zur Erstarrungsrichtung in der Schmelze ist.  $E_h$  ist das Integral des Feststoffanteils  $f_s$  mal der thermische Dehnungsrate  $\dot{\varepsilon}$  über dem Weg  $x$ . In diesem Modell wurde die Dehnung entlang der Erstarrungsrichtung vernachlässigt. Da die Heißrisse in der Nahtmitte entstehen, entspricht die Erstarrungsgeschwindigkeit  $v_{Er}$  der Schweißgeschwindigkeit  $v$ . Die Viskosität  $\mu$  wurde von Coniglio für die Modellierung der Heißbrissbildung der Aluminiumlegierung AA 6060 beim Lichtbogenschweißen als konstant (nach Van [Van67]  $\mu = 0,001 \text{ Pa}\cdot\text{s}$ ) angenommen. Da für das Laserstrahlschweißen keine entsprechenden Daten für die Viskosität vorliegen, wird in dieser Arbeit die Annahme von Coniglio als beste Abschätzung übernommen.

Nach Bild 29 nimmt der mittlere Temperaturgradient der Schweißnaht mit der Temperatur während der Erstarrung von  $T_l$  bis  $T_s$  bei allen Schweißgeschwindigkeiten um 50 K/mm ab. In diesem Modell wurde daher angenommen, dass der Temperaturgradient  $G$  in der gesamten teilerstarrten Zone konstant bleibt. Mit dieser Annahme können die Gleichungen (6.27), (6.28) und (6.29) umgestellt werden:

$$\Delta P_{sh} = \frac{v\beta\mu}{G} \int_{T_s}^{T_l} \frac{1-f_s}{K} dT \quad (6.30)$$

$$\Delta P_\varepsilon = \frac{(1+\beta)\mu}{G} \int_{T_s}^{T_l} \frac{E_h}{K} dT \quad (6.31)$$

$$E_h = \frac{1}{G} \int f_s \dot{\varepsilon} dT \quad (6.32)$$

wobei  $G$  der mittlere Temperaturgradient bei der Erstarrung ist. In diesem Modell wurden die experimentell gemessenen Werte aus Tabelle 9 eingesetzt.

Zur Vereinfachung des Modells wird nach Rappaz [Rap99] angenommen, dass die Dehnungsrate  $\dot{\varepsilon}$  in der ganzen teilerstarrten Zone konstant ist, also nicht von der Länge der teilerstarrten Schmelze und der Temperatur abhängig ist. Damit lässt sich die Gleichung (6.32) umstellen:

$$E_h = \frac{\dot{\varepsilon}}{G} \int f_s dT \quad (6.33)$$

### 6.7.3. Hydrostatischer Druck $P_m$

Der letzte Bestandteil zur Rissinitiierungsgleichung in der Ungleichung (6.26) ist der hydrostatische Druck  $P_m$  in der Schmelze. Er lässt sich durch die Gleichung (6.34) berechnen:

$$P_m = P_a + \rho_l g h \quad (6.34)$$

wobei  $P_a$  der Luftdruck,  $\rho_l$  die Dichte der Aluminiumschmelze,  $g$  die Erdbeschleunigung,  $h$  die Tiefe der Rissposition ist. Da in dieser Arbeit die maximale Tiefe der Rissposition bei 3 mm (Blechdicke) lag, ist der Betrag von  $\rho_l g h$  zwei Größenordnungen geringer als  $P_a$  in Gleichung (6.34). Deshalb wurde er in diesem Modell vernachlässigt. Somit lässt sich die Ungleichung (6.26) umstellen:

$$\Delta P_\varepsilon + \Delta P_{sh} \geq P_K + P_a \quad (6.35)$$

### 6.7.4. Heißbrissanfälligkeit

Durch Einsetzen der Gleichungen (6.15), (6.30), (6.31) und (6.33) in die Ungleichung (6.35) kann die Voraussetzung für die Rissinitiierung ausgedrückt werden:

$$\frac{\dot{\varepsilon}(1+\beta)\mu}{G^2} \int_{T_s}^{T_l} \left( \frac{\int f_s dT}{K} \right) dT + \frac{v\beta\mu}{G} \int_{T_s}^{T_l} \frac{1-f_s}{K} dT \geq \frac{4\gamma}{K_g} * \frac{\sqrt[3]{f_s}}{1-\sqrt[3]{f_s}} + P_a \quad (6.36)$$

Wie in Abschnitt 6.6.2 ausgeführt wurde, wird der niedrigste Kapillardruck bei der Kohärenz des Netzwerks in der Mush-Zone erreicht. Wird der Kapillardruck bei der Kohärenz  $P_{kcoh}$  überschritten, können Heißrisse in Schweißnähten auftreten. Somit lässt sich Ungleichung (6.36) umstellen:

$$\dot{\varepsilon} \geq \frac{P_a + \frac{4\gamma}{K_g} * \frac{\sqrt[3]{f_{scoh}}}{1-\sqrt[3]{f_{scoh}}} - \frac{v\beta\mu}{G} \int_{T_s}^{T_l} \frac{1-f_s}{K} dT}{\frac{(1+\beta)\mu}{G^2} \int_{T_s}^{T_l} \left( \frac{\int f_s dT}{K} \right) dT} = \dot{\varepsilon}_{kri} \quad (6.37)$$

wobei  $\dot{\varepsilon}_{kri}$  die kritische Dehnungsrate für die Rissentstehung ist. Damit keine Heißrisse in Schweißnähten auftreten, darf die Dehnungsrate  $\dot{\varepsilon}$  der Mush-Zone die kritische Dehnungsrate nicht überschreiten. Die kritische Dehnungsrate ist somit ein wichtiger Parameter zur Beschreibung der Heißbrissanfälligkeit. Je größer die kritische Dehnungsrate ist, desto unwahrscheinlicher ist die Heißrissentstehung.

Um die drei in Kapitel 6.6 ausgeführten Elementarenprozesse in einem Modell zusammenzuführen wird hier die Heißbrissanfälligkeit nach folgender Gleichung definiert:

$$\tau = \frac{1}{\dot{\varepsilon}_{kri} * t_{mz}} \quad (6.38)$$

wobei  $\tau$  die Heißbrissanfälligkeit von Laserstrahlschweißnähten ist. Die Motivation für diese Wahl des Parameters wird weiter unten gegeben.

Durch Einsetzen der Gleichung für die kritische Dehnungsrate  $\dot{\epsilon}_{kri}$  in Gleichung (6.38) ergibt sich:

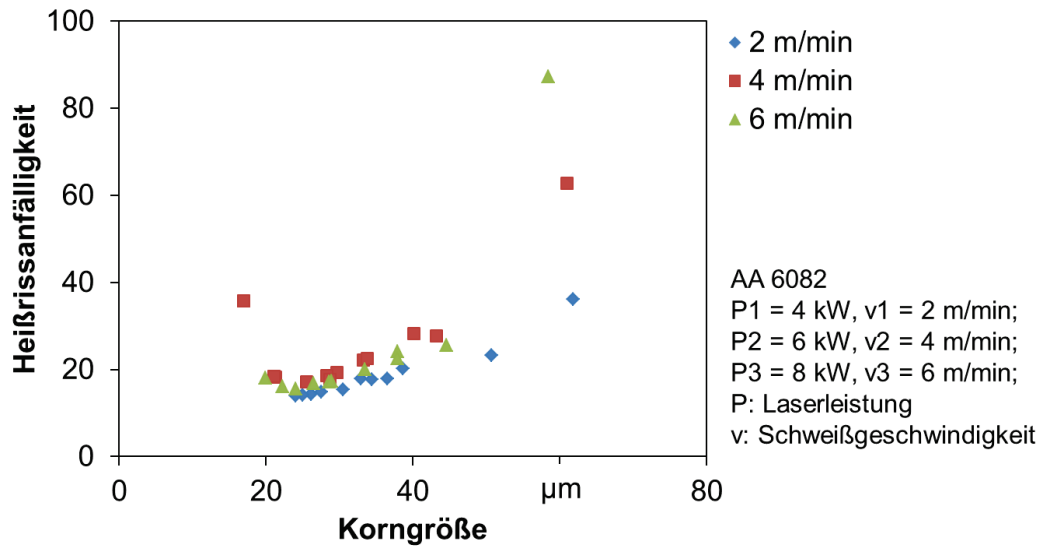
$$\tau = \frac{\frac{(1+\beta)\mu}{G^2} \int_{T_s}^{T_l} \left( \frac{\int f_s dT}{K} \right) dT}{\left( P_a + \frac{4\gamma}{K_g} * \frac{\sqrt[3]{f_{scoh}}}{1-\sqrt[3]{f_{scoh}}} - \frac{v\beta\mu}{G} \int_{T_s}^{T_l} \frac{1-f_s}{K} dT \right) * t_{mz}} \quad (6.39)$$

Durch Einsetzen des Ausdrucks für die Permeabilität (6.25) in Gleichung (6.39) ergibt sich:

$$\tau = \frac{\frac{(1+\beta)\mu}{G^2} \int_{T_s}^{T_l} \left( \frac{\int f_s dT}{\frac{K_g^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} * A_t + \frac{[Co_0(\dot{T})^n]^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} * (1-A_t)} \right) dT}{\left( P_a + \frac{4\gamma}{K_g} * \frac{\sqrt[3]{f_{scoh}}}{1-\sqrt[3]{f_{scoh}}} - \frac{v\beta\mu}{G} \int_{T_s}^{T_l} \frac{1-f_s}{\frac{K_g^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} * A_t + \frac{[Co_0(\dot{T})^n]^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} * (1-A_t)} dT \right) * \frac{1}{\left( \frac{T_l - T_s}{(\dot{T})} - \frac{2B * D_L}{\pi^2 \Gamma \sqrt{T} m c_0 (k-1) K_g} \right)}} \quad (6.40)$$

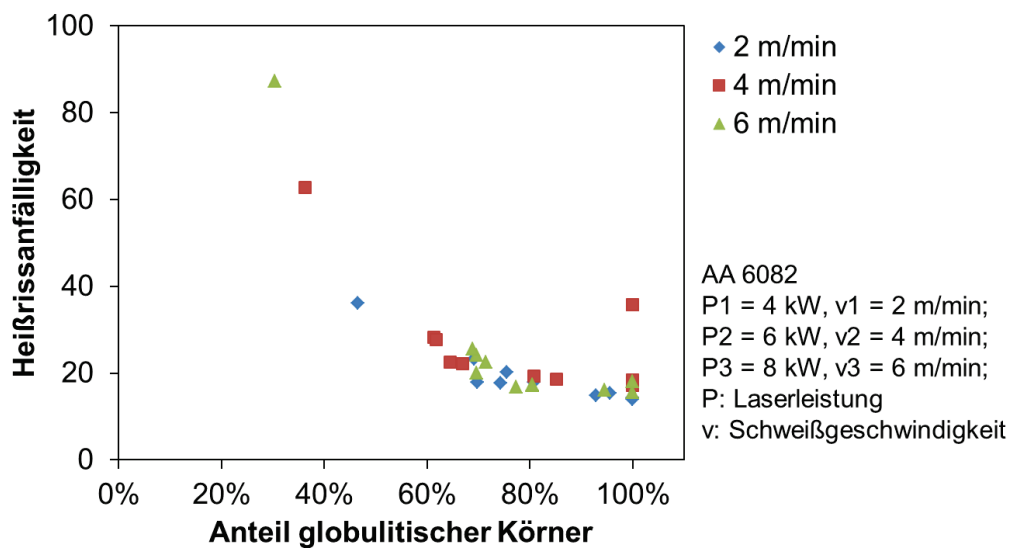
Damit werden die drei oben genannten Elementarprozesse in einem Modell beschrieben, das den Einfluss der Kornfeinung auf die Heißbrissanfälligkeit von Laserstrahlschweißnähten berechnet. Dieses Modell (Gleichung (6.40)) beschreibt damit den Einfluss der nur von Materialdaten abhängigen Parameter (Schrumpfungsfaktor, Erstarrungsintervall, Konzentration der Legierungselemente, Verteilungskoeffizient, Oberflächenspannung, Viskosität) sowie der von Materialdaten und Schweißparametern abhängigen Parameter (Temperaturgradient, Abkühlrate, Erstarrungsgeschwindigkeit, Korngröße und -form, Feststoffanteil, Diffusionskoeffizient) auf die Heißbrissanfälligkeit  $\tau$  der Laserstrahlschweißnähte von Aluminiumlegierungen.

Durch Einsetzen der experimentellen Daten der Korngröße und des Anteils globulitischer Körner aus Bild 25 und Bild 26, der Erstarrungsparameter aus *Tabelle 9* sowie der Materialdaten in die Gleichung (6.42) wird die Heißbrissanfälligkeit von Schweißnähten der Legierung AA 6082 berechnet. In Bild 52 und Bild 53 ist die berechnete Heißbrissanfälligkeit jeweils in Abhängigkeit der gemessenen Korngröße und des Anteils der globulitischen Körner bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten aufgetragen. Die Heißbrissanfälligkeit nimmt mit einer Erhöhung des Anteils der globulitischer Körner sowie der Korngrößenabnahme bis zu ca. 25  $\mu\text{m}$  ab, wobei eine vollständige Globulitisierung der Körner erreicht wird. Die Heißbrissanfälligkeit nimmt mit weiterer Korngrößenabnahme nach Bild 52 wieder zu. Dies entspricht den experimentellen Ergebnissen beim DELTA-Test in Bild 36.



BIAS ID 131044

Bild 52: Einfluss der Korngröße auf die Heißrissanfälligkeit bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten



BIAS ID 131045

Bild 53: Einfluss des Anteils von globulitischen Körnern auf die Heißrissanfälligkeit

## 6.8. Risswachstum beim DELTA-Test

### 6.8.1. Modellbildung

Nach Gleichung (6.38) beschreibt die Heißrissanfälligkeit das Produkt der kritischen Dehnungsrate für eine Rissentstehung und der Lebensdauer der Mush-Zone. Dieses Produkt kann als die kritische Dehnung für die Rissentstehung nach Gleichung (6.41) bezeichnet werden.



$$\varepsilon_{kri} = \dot{\varepsilon}_{kri} * t_{mz} = \frac{1}{\tau} \quad (6.41)$$

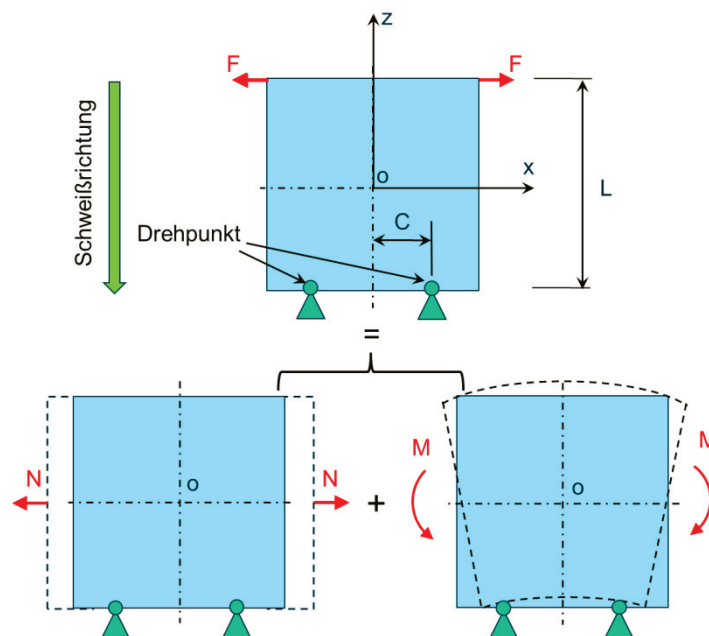
wobei  $\varepsilon_{kri}$  die kritische Dehnung ist. Wenn die Dehnung der teilerstarten Schmelze diese kritische Dehnung überschreitet, treten Heißrisse auf.

Anhand der kritischen Dehnung wurde die Risslänge beim DELTA-Test durch das Risswachstumsmodell berechnet. Wie Bild 38 zeigt, fließen die Heißrissanfälligkeit, die Materialdaten sowie die Randbedingungen beim DELTA-Test in das Teilmodell ein. Dabei werden folgende Vereinfachungen verwendet:

- I. Das Elastizitätsmodul in der Mush-Zone ist konstant.
- II. Die Spannungserhöhung durch einen Kerbeffekt an der Rissspitze wurde nicht berücksichtigt. Die Spannungsverteilung vor dem Riss bleibt unverändert während des Heißriss-tests.

Die Zuverlässigkeit dieser Annahmen wird in Kapitel 7 diskutiert.

Wie in Abschnitt 4.4.5 ausgeführt wurde, wird die Heißrissprobe vor dem Schweißen mit einer externen Kraft beansprucht, Bild 16. Durch die beiden Drehpunkte an der gegenüberliegenden Kante wird eine Lastverteilung entlang der Schweißnaht erzeugt. Die exzentrisch auf die Heißrissprobe wirkende Kraft (Bild 54 oben) ist nach der Theorie der technischen Mechanik [z.B. Sch02] statisch gleichwertig zu einer zentrischen Kraft  $N$  (Bild 54 unten links) und einem Biegemoment  $M$  (Bild 54 unten rechts). Durch diese Belastungen werden Verschiebungen auf der Probe hervorgerufen.



BIAS ID 131046

Bild 54: Schematische Darstellung der Beanspruchungsanalyse an einer Heißrissprobe

In diesem Modell wurde angenommen, dass es beim DELTA-Test nur um statische Balkenbelastungen geht. Die plastischen Verformungen wurden vereinfachend vernachlässigt.

Nach Theorien der technischen Mechanik [z.B. Sch02] lässt sich folgende Gleichung erstellen:

$$N = F \quad (6.42)$$

wobei  $N$  die zentrische Kraft und  $F$  die externe Last auf der Heißbrissprobe sind. Die durch die Kraft  $N$  erzeugte Normalspannung in  $x$ -Richtung (*Bild 54*) berechnet sich:

$$\sigma_N = \frac{F}{A_d} \quad (6.43)$$

wobei  $\sigma_N$  die durch die Kraft  $N$  verursachte Normalspannung in  $x$ -Richtung und  $A_d$  die Fläche des Querschnitts der DELTA-Probe durch den Schwerpunkt  $o$  vertikal zur  $x$ -Achse sind. Die Fläche  $A_d$  lässt sich anhand folgender Gleichung berechnen:

$$A_d = b_d * L_d \quad (6.44)$$

wobei  $b_d$  die Blechdicke im Schwerpunkt  $o$ ,  $L_d$  die Probenlänge sind.

Die durch  $N$  verursachte Verschiebung an den Drehpunkten berechnet sich nach folgender Gleichung:

$$u_N = \frac{NC}{EA_d} = \frac{FC}{EA_d} \quad (6.45)$$

wobei  $u_N$  die Verschiebung durch die Kraft  $N$ ,  $C$  der Abstand zwischen dem Schwerpunkt der Probe und dem Drehpunkt in  $x$ -Richtung und  $E$  das Elastizitätsmodul des Probenmaterials sind.

Die durch das Biegemoment  $M$  hervorgerufene Normalspannung in  $x$ -Richtung berechnet sich durch folgende Gleichung:

$$\sigma_M = \frac{Mz}{I} \quad (6.46)$$

wobei  $z$  die Position auf der  $z$ -Achse,  $I$  die Flächenträgheitsmoment des Querschnitts durch den Schwerpunkt  $o$  vertikal zur  $x$ -Richtung sind. Das Flächenträgheitsmoment  $I$  ergibt sich durch folgende Gleichung:

$$I = \frac{b_d L_d^3}{12} \quad (6.47)$$

Die Verschiebung in  $x$ -Richtung an den Drehpunkten, die durch das Biegemoment  $M$  verursacht wird, lässt sich durch folgende Gleichung berechnen:

$$u_M = -\frac{MC}{EI} * \frac{L_d}{2} \quad (6.48)$$

wobei  $u_M$  die durch das Moment  $M$  hervorgerufene Verschiebung an den Drehpunkten in  $x$  Richtung ist.

Durch Addieren der beiden Verschiebungen  $u_N$  und  $u_M$  aus den Gleichungen (6.45) und (6.48) lässt sich die gesamte Verschiebung an Drehpunkten berechnen:

$$u = \frac{FC}{EA_d} - \frac{MC}{EI} * \frac{L_d}{2} = 0 \quad (6.49)$$

Da sich die Drehpunkte beim Heißrisstest nicht bewegen können, liegt die gesamte Verschiebung dort bei 0. Damit lässt sich das Biegemoment  $M$  anhand der Gleichung (6.49) darstellen:

$$M = \frac{2FI}{A_d L_d} \quad (6.50)$$

Durch Einsetzen der Gleichungen (6.44) und (6.47) in Gleichung (6.50) ergibt sich:

$$M = \frac{FL_d}{6} \quad (6.51)$$

Die gesamte Normalspannung in  $x$  Richtung lässt sich durch Addieren der Spannungen  $\sigma_N$  und  $\sigma_M$  aus den Gleichungen (6.43) und (6.46) berechnen:

$$\sigma = \frac{F}{A_d} + \frac{Mz}{I} \quad (6.52)$$

wobei  $\sigma$  die gesamte Normalspannung in  $x$ -Richtung ist.

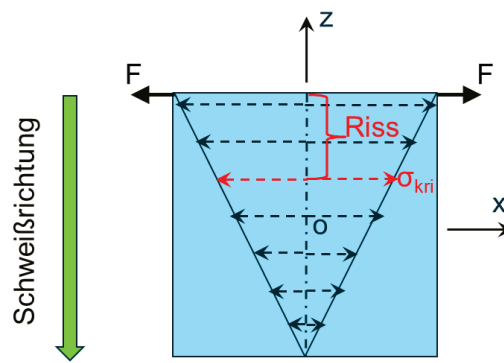
Durch Einsetzen der Gleichungen (6.44), (6.51) und (6.47) in Gleichung (6.52) ergibt sich:

$$\sigma = \frac{F(L_d + 2z)}{b_d L_d^2} \quad (6.53)$$

Durch Gleichung (6.53) ist ersichtlich, dass die Normalspannung in  $x$ -Richtung auf der Heißrisprobe linear von der  $z$ -Position abhängig ist. In Bild 55 ist die Verteilung der Normalspannung entlang der Schweißnaht schematisch dargestellt. Die Spannung nimmt von 0 auf der unteren Kante bis zum Maximum auf der oberen Kante der Probe zu. In Abhängigkeit der externen Kraft  $F$  ändert sich die Spannungsverteilung. Wird die plastische Verformung vernachlässigt, so ergibt sich die kritische Spannung durch die kritische Dehnung für die Heißrisentstehung:

$$\sigma_{kri} = \varepsilon_{kri} * E \quad (6.54)$$

wobei  $\sigma_{kri}$  die kritische Dehnung für Heißrisentstehung beim Heißrisstest ist.



BIAS ID 131047

Bild 55: Schematische Darstellung der Spannungsverteilung entlang der Schweißnaht beim Heißrisstest

Anhand der Gleichungen (6.53) und (6.54) können die z-Position, wo die kritische Spannung erreicht wird, berechnet werden:

$$Z_{kri} = \frac{\varepsilon_{kri} E b_d L_d^2}{2F} - \frac{L_d}{2} \quad (6.55)$$

wobei  $Z_{kri}$  die z-Position der kritische Spannung ist.

Die Risslänge beträgt die Länge der Schweißnaht, wo die Spannungen größer der kritischen Spannung sind. Somit wird die Risslänge durch folgende Gleichung berechnet:

$$Rl = L_d - \frac{\varepsilon_{kri} E b_d L_d^2}{2F} \quad (6.56)$$

wobei Rl die Risslänge beim Heißbrissstest ist.

Durch Einsetzen der Gleichung (6.41) ergibt sich:

$$Rl = L_d - \frac{E b_d L_d^2}{2F\tau} \quad (6.57)$$

Nach Gleichung (6.57) ist die Risslänge beim Heißbrissstest von der externen Belastung F sowie der Heißbrissanfälligkeit der Schweißnähte abhängig, welche nach Gleichung (6.40) durch die Korngröße und den Anteil globulitischer Körner beeinflusst wird. Anhand der Ergebnisse der Heißbrissanfälligkeit aus Bild 52 und Bild 53 und der externen Vorlast F lässt sich die Risslänge beim DELTA-Test von Laserstrahlschweißnähten berechnen. In Tabelle 11 sind die verwendeten Konstanten zur Berechnung der Risslänge beim DELTA-Test aufgelistet.

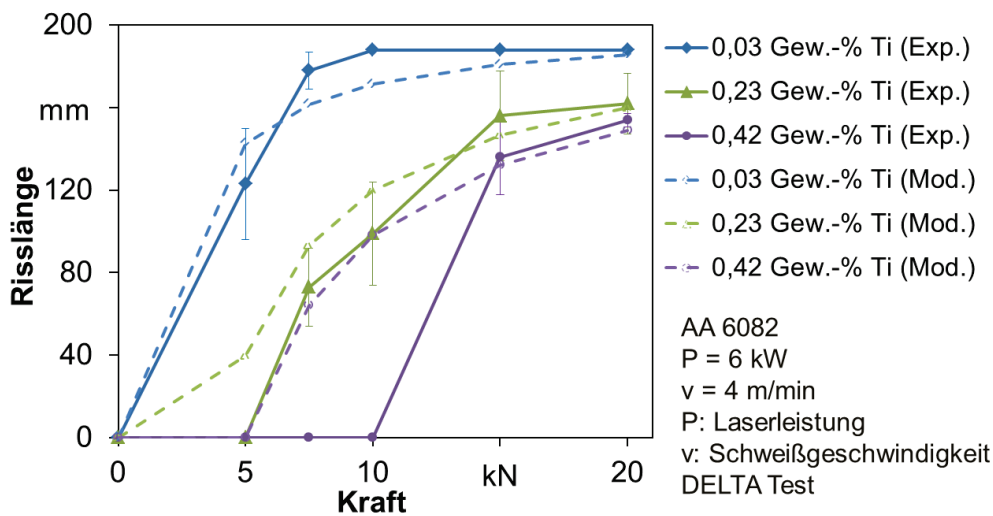
Tabelle 11: Eingesetzte Konstanten in Gleichung (6.57)

Bezeichnung	Formelzeichen	Einheit	Wert	Quelle
Probenlänge	$L_d$	mm	200	-
Halbe Blechdicke in der Probemitte	$b_d$	mm	1,5	-
Elastizitätsmodul (E-Modul)	E	Pa	$6 \cdot 10^8$	Bild 42

### 6.8.2. Berechnete Risslänge bei verschiedenen Titangehalten

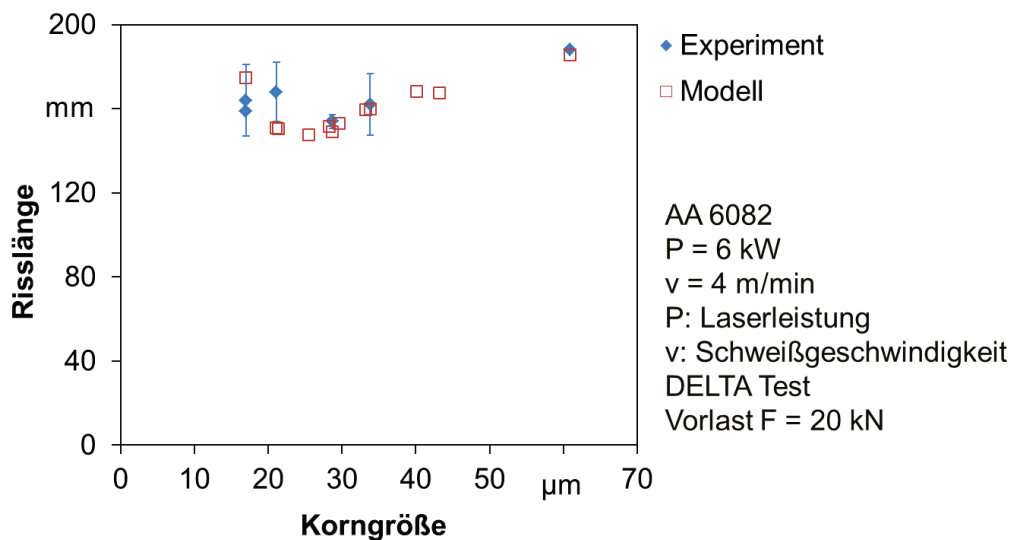
Bild 56 zeigt die experimentellen und die nach Gleichung (6.57) berechneten Risslängen in Abhängigkeit der Vorlast bei verschiedenen Titangehalten in Laserschweißnähten. Nach Bild 35 erhöht sich der Anteil und gleichzeitig verringert sich die Korngröße von globulitischen Körnern mit zunehmenden Titanzugaben. Ähnlich wie bei experimentellen Untersuchungen kann durch die Berechnung gezeigt werden, dass sich der Risslängenverlauf mit zunehmenden Titangehalten nach rechts verschiebt. Eine bessere Übereinstimmung zwischen experimentellen und theoretischen Risslängen ist bei größeren Risslängen zu beobachten, während bei der experimentellen Risslänge von 0 mm generell eine längere theoretische Risslänge berechnet wird. Ein direkter Zusammenhang zwischen Heißbrisslänge beim DELTA-Test und der Kornfeinung ist in Bild 57 und Bild 58 dargestellt. Die in Bild 52 und Bild 53 erläuterten Erkenntnisse, dass sich die Heißbrissanfälligkeit durch Korngrößen-

abnahme bis zur vollständigen Globulitisierung der Körner verringert jedoch mit weiterer Korngrößenabnahme erhöht, können anhand der Berechnung von Heißbrisslänge beim Heißbrisstest wiedergespiegelt werden. Bild 57 und Bild 58 zeigen die experimentellen und theoretischen Risslängen beim DELTA-Test mit einer Vorlast von 20 kN in Abhängigkeit von jeweils der Korngröße und dem Anteil von globulitischen Körnern. Die berechneten Risslängen stimmen gut mit den gemessenen Risslängen überein. Dieses Ergebnis zeigt, dass das in dieser Arbeit entwickelte Modell die Risslänge sehr genau vorhersagen kann. Anhand dieses Modells ist ersichtlich, dass die Risslänge durch Kornfeinung zunächst verringert und unterhalb einer kritischen Korngröße nach der vollständigen Globulitisierung wieder erhöht wird.



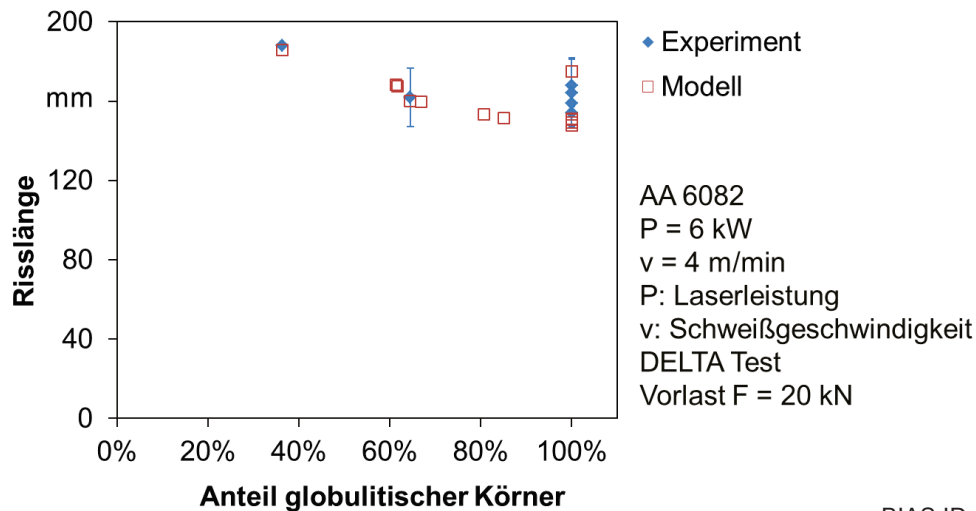
BIAS ID 131048

Bild 56: Experimentelle und theoretische Risslänge beim DELTA-Test in Abhängigkeit der Vorlast bei verschiedenen Ti-Zugaben in Laserstrahlschweißnähten der Legierung AA 6082



BIAS ID 131049

Bild 57: Experimentelle und theoretische Risslänge beim DELTA-Test in Abhängigkeit der Korngröße von globulitischen Körnern

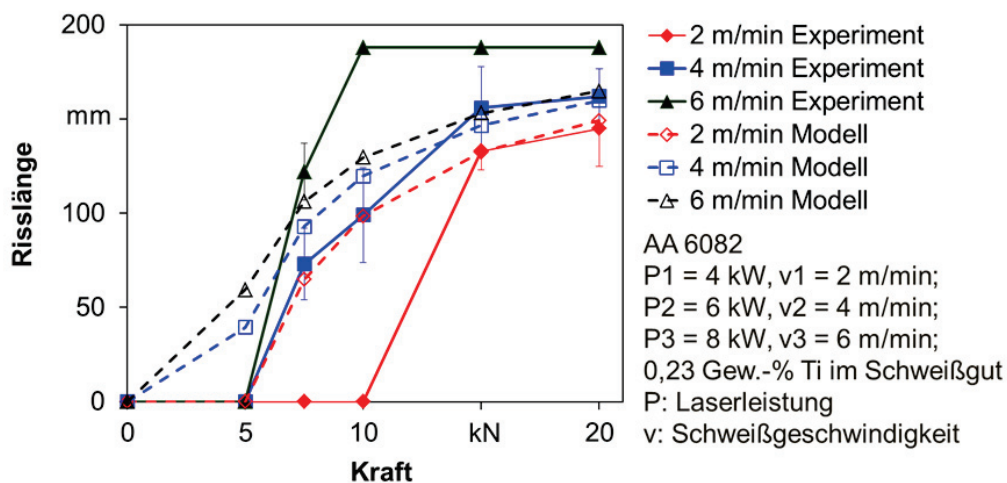


BIAS ID 131050

Bild 58: Experimentelle und theoretische Risslänge beim DELTA-Test in Abhängigkeit des Anteils von globulitischen Körnern

### 6.8.3. Berechnete Risslänge bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

In Bild 59 sind die experimentell gemessenen und theoretischen Risslängen beim DELTA-Test in Abhängigkeit der Vorlast beim Titangehalt von 0,23 Gew.-% in Laserstrahlschweißnähten bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten dargestellt. Ähnlich wie die experimentelle Untersuchung nimmt die berechnete Risslänge bei zunehmender Schweißgeschwindigkeit durch dieselbe Vorlast zu. Im Vergleich zu experimentellen Ergebnissen treten Heißrisse nach der Berechnung bereits bei niedrigeren Vorlasten auf. Obwohl die Schweißgeschwindigkeit nach Bild 52 und Bild 53 bei gleichen Korngrößen und Anteilen von globulitischen Körnern keinen erkennbaren Einfluss auf die Heißrisanfälligkeit hat, zeigt Bild 59 eine klare Abhängigkeit der Heißrisslänge von der Schweißgeschwindigkeit. Dies ist auf einen Unterschied der Korngröße sowie des Anteils der globulitischen Körner bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten mit demselben Titangehalt zurückzuführen.

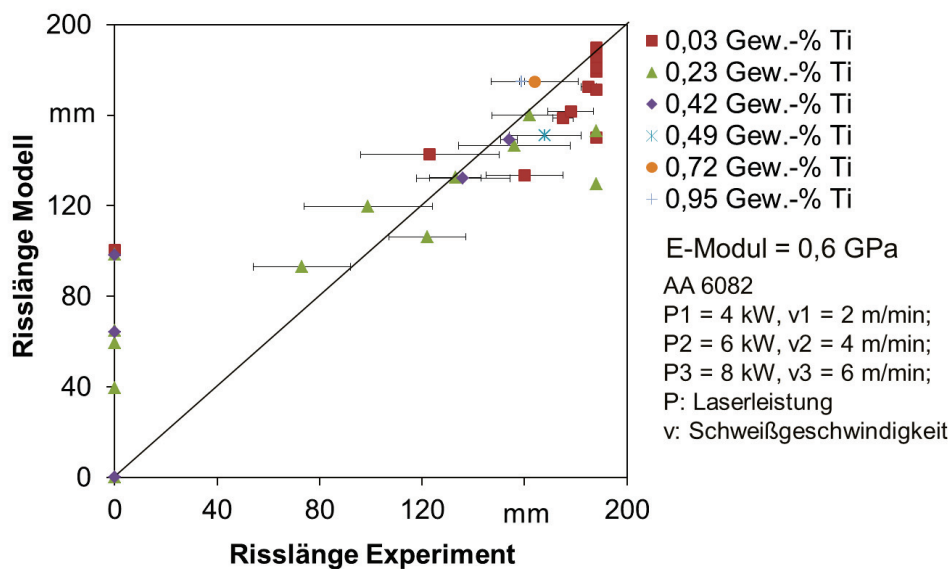


BIAS ID 131051

Bild 59: Experimentelle und theoretische Risslänge beim DELTA-Test in Abhängigkeit der Vorlast in Laserstrahlschweißnähten bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

## 6.9. Modellvalidierung

Wie Bild 38 zeigt wird die Validierung des gesamten Heißbrissmodells durch Vergleich der experimentell gemessenen und der durch das Modell berechneten Risslängen vorgenommen. Dabei wurden die gemessenen Risslängen beim DELTA-Test bei allen Schweißgeschwindigkeiten mit den eingesetzten Ti/B-Gehalten in Schweißnähten aus Bild 35, Bild 36 und Bild 37 berücksichtigt. Bild 60 zeigt den Vergleich von den durch den DELTA-Test gemessenen Risslängen und den durch das Modell berechneten Risslängen bei verschiedenen Titangehalten im Schweißgut. Es zeigt eine gute Übereinstimmung der berechneten Risslängen mit den experimentell gemessenen Risslängen. Bei einer experimentellen Risslänge von 0 mm ist jedoch eine große Abweichung der theoretischen Risslänge zu beobachten. Dabei liegt die theoretische Risslänge mit einem Titangehalt von 0,03 Gew.-% bei ca. 100 mm. Große Schwankungen der berechneten Risslänge sind mit den Titangehalten von 0,23 Gew.-% und 0,42 Gew.-% zu beobachten. Darüber hinaus wurde die theoretische Risslänge bei der maximalen gemessenen Risslänge durch das Modell unterschätzt.



BIAS ID 131052

*Bild 60: Vergleich der nach Gleichung (6.58) berechneten Risslänge und der experimentell gemessenen Risslänge bei verschiedenen Titangehalten im Schweißgut mit einem konstanten Elastizitätsmodul von 0,6 GPa*

## 6.10. Übertragbarkeit des Modells

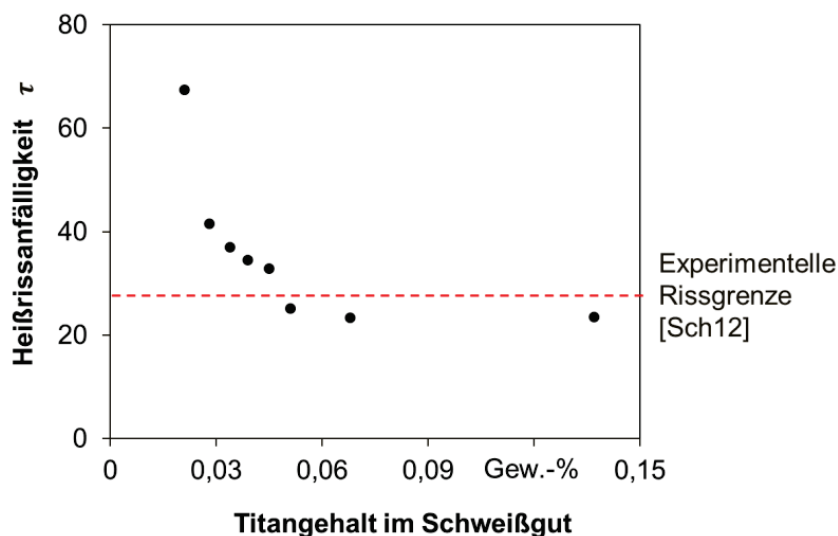
In diesem Abschnitt wird die Übertragbarkeit des entwickelten Heißbrissmodells anhand der Versuchsdaten in Bild 8 von Schempp [Sch12] beim WIG-Schweißverfahren geprüft. Dazu werden wie in Bild 38 dargestellt wurde, die Daten von Korngrößen und Anteilen von globulitischen Körnern im Schweißgut, die Erstarrungsparametern (Temperaturgradient, Erstarrungsgeschwindigkeit und Abkühlrate bei der Erstarrung) sowie die Materialdaten als Inputdaten benötigt. Anhand der Inputdaten wird die Heißrissanfälligkeit von WIG-Schweißnähten mittels Gleichung (6.40) berechnet. Bild 61 zeigt die berechnete Heißriss-

anfälligkeit in Abhängigkeit des Titangehalts im Schweißgut beim WIG-Schweißen. Die Daten von Kornstrukturen wurden aus Bild 8 [Sch12] entnommen. Die beim Schweißen gemessenen Erstarrungsparameter wurden aus [Sch12b] genommen (siehe Tabelle 12).

Tabelle 12: Verwendete Erstarrungsparameter beim WIG-Schweißen zur Berechnung der Heißbrissanfälligkeit nach Gleichung (6.40) (Messdaten aus [Sch12b])

Verfahren	Schweißgeschwindigkeit $v$ [m/min]	Erstarrungsgeschwindigkeit $v_{Er}$ [m/s]	Temperaturgradient $G$ [K/m]	Abkühlrate $\dot{T}$ [K/s]
WIG	0,252	0,252/60	100000	330

Anhand Bild 61 ist ersichtlich, dass die Heißbrissanfälligkeit von WIG-Schweißnähten mit zunehmendem Titangehalt im Schweißgut bis zu ca. 0,05 Gew.-% stark abnimmt. Ab dem Titangehalt von 0,05 Gew.-% im Schweißgut wird eine vergleichsweise sehr niedrige und nahezu konstante Heißbrissanfälligkeit berechnet. Die experimentellen Ergebnisse aus Bild 8 [Sch12] zeigen, dass ab einem Titangehalt von 0,05 Gew.-% im Schweißgut keine Heißrisse mehr auftraten. Durch den Vergleich der experimentellen Ergebnisse und der berechneten Heißbrissanfälligkeit kann eine Rissgrenze für diese WIG-Schweißnähte festgestellt werden.



BIAS ID 131053

Bild 61: Anwendung des Heißbrissmodells mit den Daten aus [Sch12] zur Bewertung der Heißbrissanfälligkeit von WIG-Schweißnähten

Damit wird nachgewiesen, dass das Heißbrissmodell nicht nur beim Laserstrahlschweißen sondern auch beim Lichtbogenschweißen zum Vorhersagen der Heißbrissanfälligkeit eingesetzt werden kann. Allerdings wurde in dieser Veröffentlichung nur das binäre Kriterium (ja/nein) für die Heißbrissbildung angegeben und keine Risslänge gemessen. Daher besagt die im Bild 61 gezeigte Rissgrenze nicht die Allgemeingültigkeit. Wie nach Gleichung (6.40) hängt die Heißbrissanfälligkeit von weiteren Parametern ab.



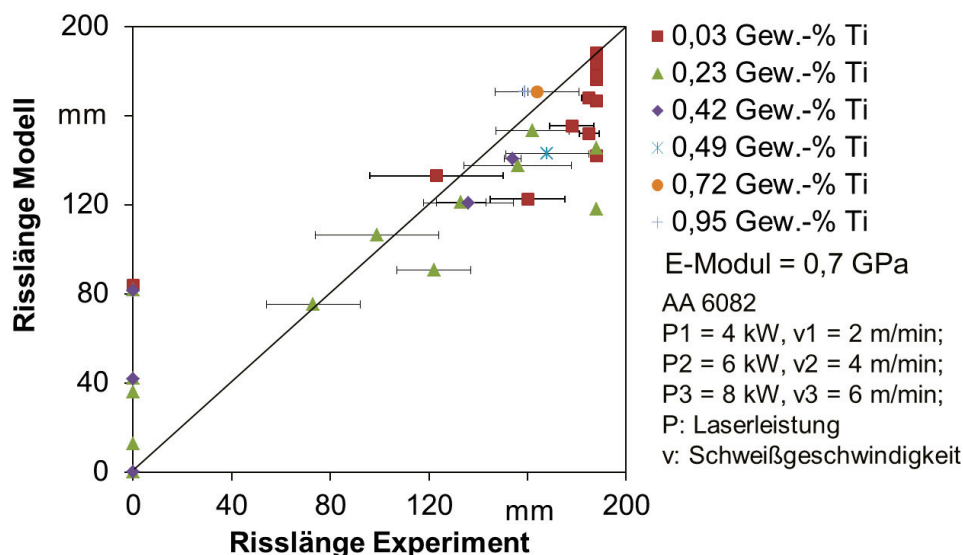
## 7. Diskussion der Modellannahmen

### 7.1. Wesentliche Modellannahmen

Der Vergleich der berechneten Risslängen und der experimentell gemessenen Risslängen in Bild 60 zeigt, dass große Abweichungen des Modells bei der Risslänge von 0 mm und der maximalen Risslänge vorliegen. Die möglichen Ursachen dafür sind zum einen das im Modell eingesetzten Elastizitätsmodul und zum anderen die im Modell vernachlässigte Spannungserhöhung an der Risspitze beim DELTA-Test. Daher sollen die Einflüsse der genannten Vereinfachungen auf die Vorhersagegenauigkeit des Modells diskutiert werden.

### 7.2. Konstantes Elastizitätsmodul in der Mush-Zone

Wie in Abschnitt 6.2 ausgeführt wurde, wurde in diesem Modell ein konstantes E-Modul von 0,6 GPa in der Mush-Zone eingesetzt. Die große Abweichung der Risslänge bei 0 mm kann teilweise durch eine Erhöhung des Elastizitätsmoduls verringert werden. Nach Gleichung (6.57) nimmt die Risslänge mit einer Zunahme des E-Moduls der Mush-Zone von Schweißnähten ab. Bild 62 zeigt den Vergleich der experimentellen und theoretischen Risslängen beim DELTA-Test mit einem E-Modul von 0,7 GPa bei verschiedenen Titangehalten. In Vergleich zu Bild 60 werden dabei generell geringere Risslängen berechnet. Bei der experimentellen Risslänge von 0 mm liegen die berechneten Risslängen bei 0,42 Gew.-% Titan höher als diese bei 0,23 Gew.-% Titan. Eine mögliche Ursache dafür ist das im Modell konstant angenommene Elastizitätsmodul der Mush-Zone.



BIAS ID 131054

Bild 62: Vergleich von experimentellen Risslängen und theoretischen Risslängen mit einem Elastizitätsmodul von 0,7 GPa

Wie im Stand der Forschung beschrieben hat das teilerstarre Schweißgut nach der Kohärenz der Körner bereits eine gewisse Festigkeit. Sie nimmt mit zunehmendem Feststoffanteil zu [Esk04]. Somit nimmt das Elastizitätsmodul durch die Erhöhung des Feststoffanteils

bei gleicher Dehnung zu. Wird das E-Modul als eine Variable angenommen, so lässt sich die Gleichung der kritischen Spannung (Gleichung (6.54)) für eine Rissentstehung beim DELTA-Test umstellen:

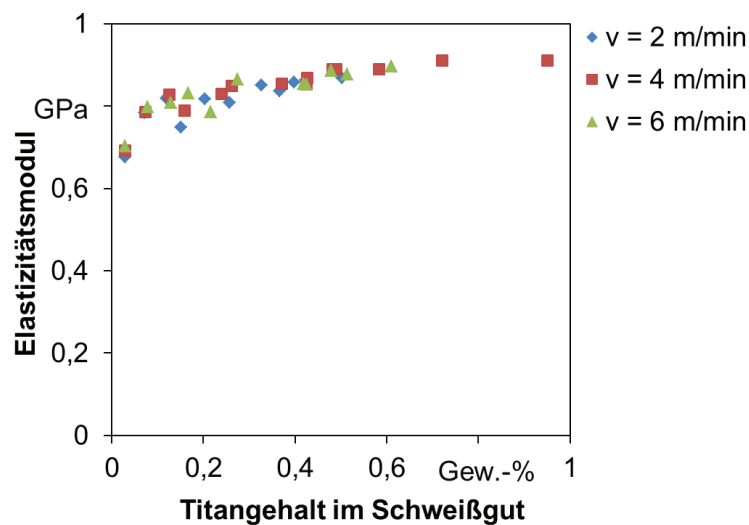
$$\sigma_{kri} = \varepsilon_{kri} * E_{kri} \quad (7.1)$$

wobei  $E_{kri}$  das kritische Elastizitätsmodul für die Heißrissentstehung ist. Nach der Definition der kritischen Spannung wird sie bei der Kohärenz der Körner erreicht. Das kritische E-Modul ist das E-Modul beim Erreichen der Kohärenz. Es hängt vom Feststoffanteil bei der Kohärenz  $f_{scoh}$  ab, welcher nach Bild 47 mit abnehmender Korngröße zunimmt. Dadurch nimmt das kritische Elastizitätsmodul zu.

Im Folgenden wird angenommen, dass das Elastizitätsmodul linear vom Feststoffanteil bei der Kohärenz anhängt. Es berechnet sich nach folgender Gleichung:

$$E_{kri} = f_{scoh} * 1 \text{ (GPa)} \quad (7.2)$$

Anhand Bild 47 und Bild 26 kann das kritische Elastizitätsmodul in Abhängigkeit der Korngröße berechnet werden. Bild 63 zeigt die Abhängigkeit des angenommenen kritischen Elastizitätsmodus vom Titangehalt im Schweißgut bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten. Es nimmt mit zunehmendem Titangehalt zu. Bei einem Titangehalt von 0,03 Gew.-% liegt das E-Modul in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit zwischen 0,68 und 0,72 GPa, während es beim Titangehalt von 0,95 Gew.-% 0,91 GPa beträgt.

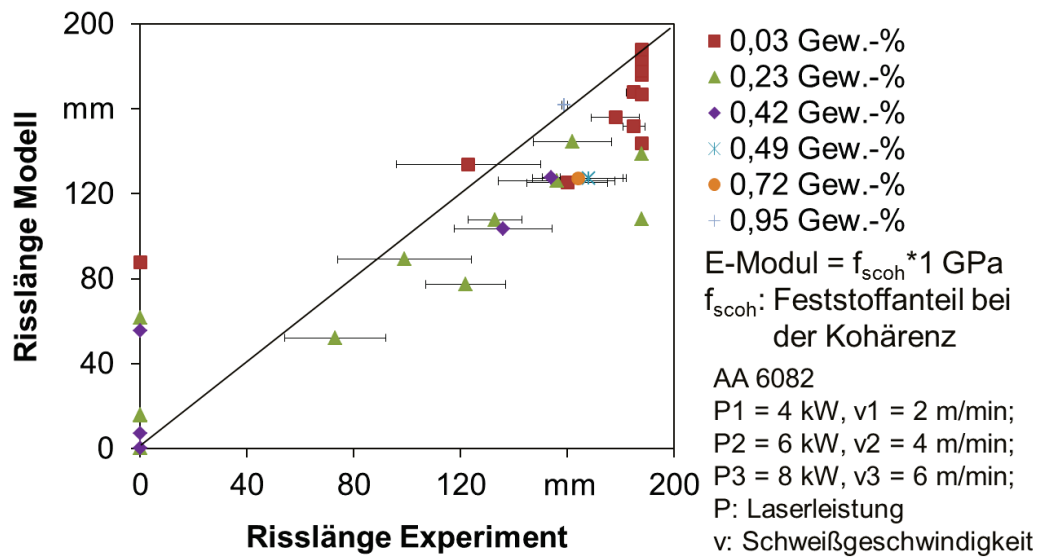


BIAS ID 131055

Bild 63: Das nach Gleichung (7.2) angenommene kritische Elastizitätsmodul in Abhängigkeit des Titangehalts im Schweißgut bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten

Bild 64 zeigt den Vergleich der experimentellen und der theoretischen Risslängen, die durch Einsetzen der vom Titangehalt abhängigen E-Module aus Bild 63 in Gleichung (6.57) berechnet wurden. In Vergleich zu Bild 62 ergeben sich geringere Risslängen bei hohen Titangehalten, während sie beim Titangehalt von 0,03 Gew.-% nahezu gleich sind, da dabei die E-Module gleich bleiben. Das Ergebnis zeigt, dass sich die Abweichungen der theoretischen Risslänge vor allem bei einer experimentellen gemessenen Risslänge von

0 mm durch den Einsatz eines vom Titangehalt abhängigen Elastizitätsmoduls reduzieren, jedoch nicht vollständig vermeiden lassen.

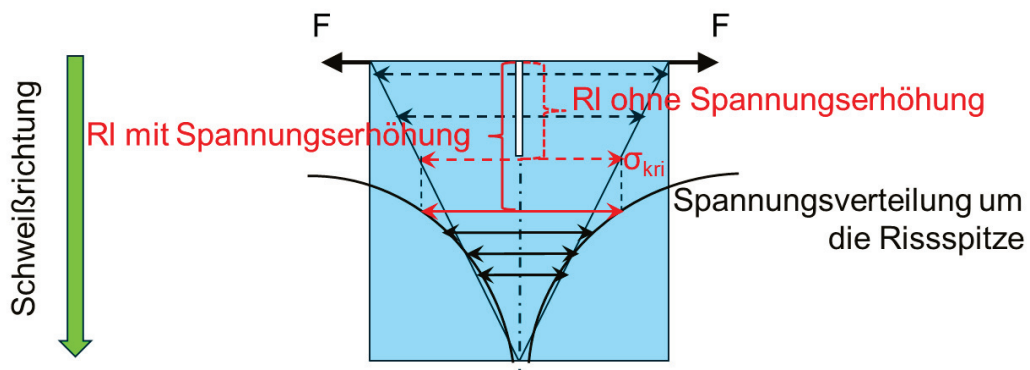


BIAS ID 131056

Bild 64: Vergleich der nach Gleichung (6.57) berechneten Risslänge und der experimentell gemessenen Risslänge bei verschiedenen Titangehalten im Schweißgut mit dem vom Feststoffanteil abhängigen Elastizitätsmodul nach Gleichung (7.2)

### 7.3. Spannungserhöhung an der Risspitze

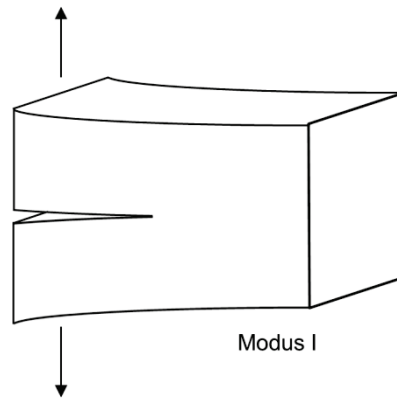
In dem in Kapitel 6 vorgestellten Heißrissmodell wurde die Spannungserhöhung an der Spitze nicht berücksichtigt. Die Spannung an der DELTA-Probe wurde dadurch unterschätzt, was zur Unterschätzung der Risslänge führt. Wie in Bild 65 dargestellt ist, ist die Normalspannungsverteilung in Schweißrichtung an der DELTA-Probe durch die Existenz des Risses nicht mehr linear. Eine deutliche Spannungserhöhung in der Nähe der Risspitze führt dazu, dass die kritische Spannung für eine Rissentstehung im tieferen Bereich der Probe erreicht wird. Dadurch wird ein längerer Riss erzeugt, als bei der Berechnung ohne Berücksichtigung der Spannungserhöhung.



BIAS ID 131057

Bild 65: Rissausbereitung beim DELTA-Test durch Spannungserhöhung an der Risspitze

Um eine genauere Einschätzung des Spannungsfeldes an der DELTA-Probe zu erreichen, muss daher der Einfluss der Existenz des Risses berücksichtigt werden. Risse in einem Bauteil führen zu einer starken Überhöhung der Spannung in der Nähe der Rissspitze. Wie Bild 55 zeigte, wird die Probe beim DELTA-Test durch Normalspannungen senkrecht zum Riss belastet. Nach der Theorie der Bruchmechanik bezieht sich dieser Beanspruchungsfall auf den Rissöffnungsmodus (Modus I), der in Bild 66 gezeigt ist [Gro11].



BIAS ID 131058

Bild 66: Skizze des Rissöffnungsmodus nach Theorie der Bruchmechanik [nach Gro11]

In dieser Arbeit wird zur Vereinfachung des Modells angenommen, dass der Werkstoff rein elastisch reagiert, damit die Gesetze der linearelastischen Bruchmechanik verwendet werden können. Die senkrecht zum Riss orientierte Normalspannung in der Mitte der Schweißnaht lässt sich damit durch folgende Gleichung berechnen [Gro11]:

$$\sigma_N = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (7.3)$$

wobei  $\sigma_N$  die Normalspannung vor der Rissspitze in der Nahtmitte,  $K_I$  der Spannungsintensitätsfaktor und  $r$  der Abstand zur Rissspitze sind.

Durch den Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  wird das Spannungsfeld im Rissspitzenfeld charakterisiert. Der Spannungsfaktor ist sowohl von den Riss- und Bauteilabmessungen als auch von der äußeren Belastung abhängig. Da die Belastungsart und die Probengeometrie des DELTA-Tests sehr ähnlich wie der CT-Test (Compact Tensile Test) sind, wurde der Spannungsintensitätsfaktor durch folgende Gleichung berechnet [Bow09]:

$$K_I = \frac{F}{b} \sqrt{\frac{\pi}{L}} \left[ 16,7 \left( \frac{Rl}{L} \right)^{\frac{1}{2}} - 104,7 \left( \frac{Rl}{L} \right)^{\frac{3}{2}} + 369,9 \left( \frac{Rl}{L} \right)^{\frac{5}{2}} - 573,8 \left( \frac{Rl}{L} \right)^{\frac{7}{2}} + 360,5 \left( \frac{Rl}{L} \right)^{\frac{9}{2}} \right] \quad (7.4)$$

wobei  $F$  die externe Last,  $b$  die Blechdicke,  $L$  die Probenlänge (siehe Tabelle 11),  $Rl$  die Risslänge beim DELTA-Test sind.

Durch Einsetzen der Gleichung (7.4) in Gleichung (7.3) kann die Spannungsverteilung in der Nähe der Rissspitze beschrieben werden:

$$\sigma_N = \frac{F}{b} \sqrt{\frac{1}{2rL}} \left[ 16,7 \left( \frac{Rl}{L} \right)^{\frac{1}{2}} - 104,7 \left( \frac{Rl}{L} \right)^{\frac{3}{2}} + 369,9 \left( \frac{Rl}{L} \right)^{\frac{5}{2}} - 573,8 \left( \frac{Rl}{L} \right)^{\frac{7}{2}} + 360,5 \left( \frac{Rl}{L} \right)^{\frac{9}{2}} \right] \quad (7.5)$$

Für die Berechnung der Risslänge mit Berücksichtigung der Spannungserhöhung wird die nach Gleichung (6.57) berechneten Risslängen aus Bild 64 als Rissquelle eingesetzt, die ohne die Berücksichtigung der Spannungserhöhung berechnet wurden. Wie Bild 65 zeigte, wird die Position der kritischen Spannung für die Rissentstehung durch die Existenz des Risses entlang der Schweißrichtung nach unten verschoben. Der Abstand zwischen den beiden Risspitzen, die jeweils ohne und mit Spannungserhöhung berechnet werden, kann durch folgende Gleichung berechnet werden:

$$\Delta l = \frac{\left( \frac{K_I}{\sigma_{kri}} \right)^2}{2\pi} \quad (7.6)$$

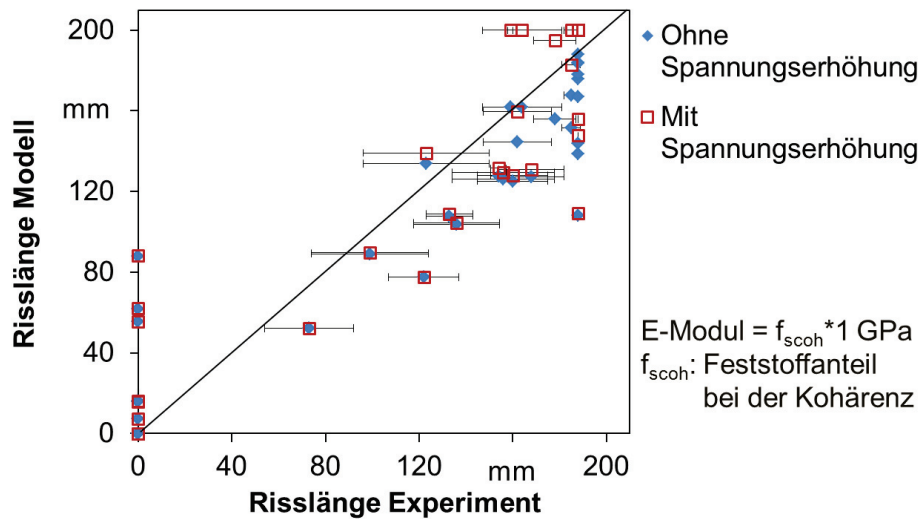
wobei  $\Delta l$  der Unterschied der berechneten Risslängen jeweils mit und ohne Berücksichtigung der Spannungserhöhung ist. Somit kann die Risslänge mit Berücksichtigung der Spannungserhöhung durch die Existenz des Risses berechnet werden:

$$Rl_K = Rl + \Delta l \quad (7.7)$$

wobei  $Rl_K$  die berechnete Risslänge mit Berücksichtigung der Spannungserhöhung,  $Rl$  die nach (6.57) berechnete Risslänge ohne Berücksichtigung der Spannungserhöhung sind.

In Bild 67 sind die theoretischen Risslängen, die jeweils ohne und mit Berücksichtigung der Spannungserhöhung berechnet wurden, mit den experimentell gemessenen Risslängen verglichen. Bei höheren Risslängen werden längere Risse durch den Einsatz des Spannungsintensitätsfaktors berechnet. Jedoch ist weiterhin eine große Abweichung bei der maximalen experimentell gemessenen Risslänge zu beobachten. Darüber hinaus bleiben die Abweichungen bei niedrigen Risslängen unverändert.

Das hier erprobte Modell mit Berücksichtigung der Spannungserhöhung ist ein scheinbar noch zu vereinfachtes Modell, um die komplexe Spannungsverteilung in der Nähe der Risspitze zu beschreiben. Das durch Gleichung (7.3) beschriebene Spannungsfeld dominiert nur in einem lokal begrenzten Bereich um die Risspitze. Außerhalb dieses Bereiches wird die Berechnung der Spannung nach dieser Gleichung sehr ungenau. Das  $K_I$ -bestimmte Feld ist aber auch im Bereich unmittelbar an der Risspitze nicht gültig. Nach Gleichung (7.3) wird die Spannung direkt an der Risspitze unendlich hoch, was physikalisch nicht sinnvoll ist. Bei den meisten realen Materialien kommt es vielmehr aufgrund der zur Risspitze hin stark ansteigenden Spannungen zu plastischem Fließen oder allgemeiner, zu inelastischen Deformationen. Darüber hinaus führen das Vorhandensein vom Schmelzbad und der Temperaturgradient entlang der Schweißnaht dazu, dass die Gültigkeit des nach den Theorien der linearelastischen Bruchmechanik erstellten Modells begrenzt ist.



BIAS ID 131059

*Bild 67: Vergleich der experimentell gemessenen und theoretischen Risslängen jeweils ohne und mit Berücksichtigung der Spannungserhöhung beim DELTA-Test auf Basis der Daten aus Bild 64*

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Berücksichtigung des vom Ti-Gehalt abhängigen E-Moduls und des Einsatzes der Spannungserhöhung an der Risspitze die Verwendung nicht validierbarer Annahmen und Vereinfachungen notwendig macht, führt jedoch lediglich zu einer geringen (nicht validierbaren) Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit. Daher kommen die hier diskutierten Modellerweiterungen (vom Titangehalt abhängiger E-Modul und Spannungserhöhung an der Spitze) außerhalb dieses Kapitels nicht zur Anwendung.

## 8. Optimale Korngröße für Heißbrissvermeidung

Angesichts der Beeinflussung der Kornfeinung auf die Heißbrissanfälligkeit wirken sich die ersten zwei in Abschnitt 6.6 beschriebenen Elementarprozesse (Verzögerung der Nachspeisung, Kapillardruck) gegenläufig zum dritten Elementarprozess (Permeabilität des dendritischen Netzwerks) aus. In Abschnitt 6.6 wurden die Einflüsse der Kornfeinung auf die Nachspeisungsdauer, den Kapillardruck sowie die Permeabilität des dendritischen Netzwerks quantitativ beschrieben. Dadurch ist es möglich ihre Bedeutungen für die Heißbrissvermeidung durch Kornfeinung im Einzelnen zu betrachten und so die optimale Korngröße für die Heißbrissvermeidung zu bestimmen.

I: Nachspeisungsdauer  $t_{mz}$  in der Mush-Zone  $t_{mz}$

In dieser Arbeit wird die Nachspeisungsdauer in der Mush-Zone  $t_{mz}$  eingesetzt, um den ersten Elementarprozess der Heißbrissvermeidung durch Kornfeinung zu beschreiben. Sie bezeichnet den Zeitraum bei der Abkühlung zwischen Kohärenz der Körner und der vollständigen Erstarrung. Nur in diesem Zeitraum können Heißbrisse auftreten [Kor63]. Bei der Erstarrung müssen die thermische Dehnung sowie die Erstarrungsschrumpfung durch die Nachspeisung kompensiert werden, um eine Heißbrissbildung zu vermeiden. Vor der Kohärenz der Körner können sich die Schmelze sowie die erstarrten Körner frei bewegen. Der Druckabfall kann dadurch kompensiert werden. In der Mush-Zone ist die Nachspeisung der Schmelze durch das erstarrte Netzwerk nach der Kohärenz der Körner sehr begrenzt. Eine Verzögerung der Kohärenz ist daher förderlich für die Heißbrissvermeidung. Wie Bild 44 zeigte, nimmt die Kohärenzdauer mit abnehmender Korngröße zu. Die Körner werden durch Kornfeinung später kohärent. Darüber hinaus hängt die Heißbrissanfälligkeit nach der Heißbrisstheorie von Pellini von der Dehnung des Schmelzfilms zwischen den erstarrten Körnern in der Mush-Zone ab [Pel52]. Eine Erhöhung der Lebensdauer des Schmelzfilms führt zur höheren Heißbrissanfälligkeit. Die Lebensdauer solcher Schmelzfilme in der Mush-Zone ist die Nachspeisungsdauer  $t_{mz}$ , welche sich nach Bild 45 durch Kornfeinung verkürzt. Dies ist für die Heißbrissunterdrückung förderlich.

Es lässt sich feststellen, dass die Nachspeisungsdauer ein wesentlicher Faktor für die Beschreibung der Heißbrissanfälligkeit ist. Sie beschreibt nicht nur die Lebensdauer der Mush-Zone, in der die Heißbrisse auftreten können, sondern auch die Lebensdauer des Schmelzfilms von niedrig schmelzenden Eutektika zwischen dem kohärenten Netzwerk, welche für die Heißbrissbildung von aushärtbaren Aluminiumlegierungen verantwortlich sind.

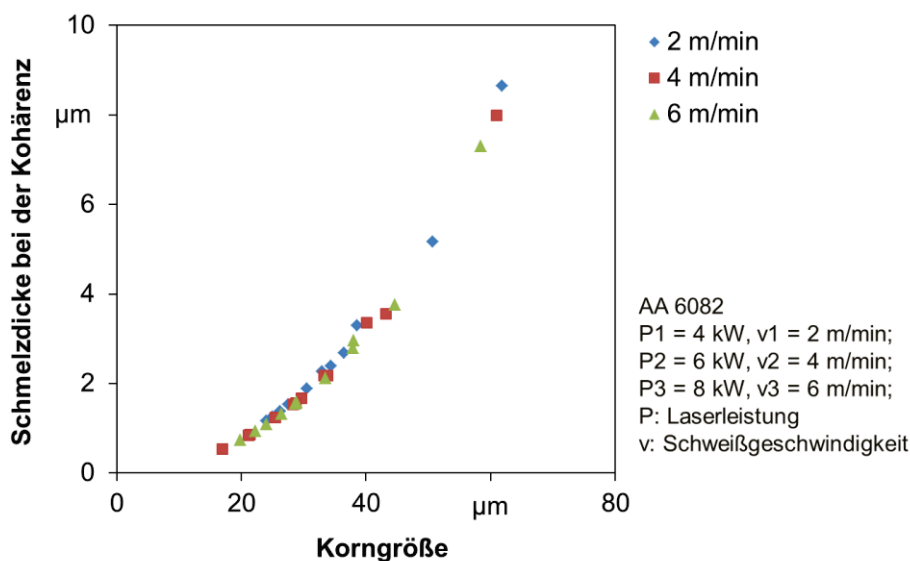
II. Kapillardruck  $P_k$  für die Rissinitiierung

Der Kapillardruck  $P_k$  beschreibt den Widerstand gegen das Wachstum einer Kavität zwischen den Dendriten. Nach Gleichung (6.13) hängt der Kapillardruck von der Oberflächenspannung (Gas/Flüssigkeit) und Dicke der Schmelze zwischen den Körnern ab. In Abschnitt 6.6.2 wurde ausgeführt, dass der kritische Kapillardruck zum Beginn der Kohärenz in der Mush-Zone erreicht wird. Dabei liegt die Restschmelze zwischen dem dendritischen Netz-

werk. Nach Gleichung (6.14) kann die Dicke der Restschmelze bei der Kohärenz durch folgende Gleichung berechnet werden:

$$d = \frac{K_g}{\sqrt[3]{f_{scoh}}} - K_g \quad (8.1)$$

Bild 68 zeigt die theoretische Dicke der Restschmelze bei der Kohärenz in Abhängigkeit der Korngröße bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten beim Laserstrahlschweißen. Die Schmelzdicke zwischen den Körnern nimmt mit abnehmender Korngröße ab. Dadurch nimmt der Kapillardruck für eine Rissinitiierung durch Kornfeinung zu, Bild 48. Dies führt zur Heißrissverringernung.



BIAS ID 131060

*Bild 68: Berechnete Dicke der Restschmelze bei der Kohärenz in Abhängigkeit der Korngröße beim Laserstrahlschweißen mit verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten*

Durch die Berechnung der Schmelzdicke in Abhängigkeit der Korngröße lässt sich ein physikalischer Zusammenhang zwischen dem Kapillardruck und der Kornfeinung beschreiben. Der Kapillardruck  $P_k$  ist ein direkter Bestandteil in der Ungleichung (6.26) für die Heißrissentstehung. Er ist daher ein weiterer bedeutsamer Parameter zur Beschreibung der Mechanismen für die Heißrissvermeidung durch Kornfeinung.

### III. Permeabilität der teilerstarrten Schmelze

Nach Stand der Forschung ist das Rückfüllen bzw. die Nachspeisung ein wichtiger Faktor für die Heißrissvermeidung. Es treten keine Heißrisse auf, so lange eine ausreichende Nachspeisung bei der Erstarrung stattfindet [Kat08]. Die Nachspeisung hängt von der Permeabilität der teilerstarrten Schmelze ab. Nach Gleichung (6.24) ist die Permeabilität sowohl von der Kornstruktur (Korngröße und -form) als auch vom Feststoffanteil abhängig. Es ist ersichtlich, dass sich die Permeabilität durch Kornfeinung (Verringerung der Korngröße und Erhöhung des Anteils von globulitischen Körnern) reduziert. Nach den Gleichungen (6.30) und (6.31) nehmen die zur Rissöffnung führenden Druckabfälle  $\Delta P_{sh}$  und

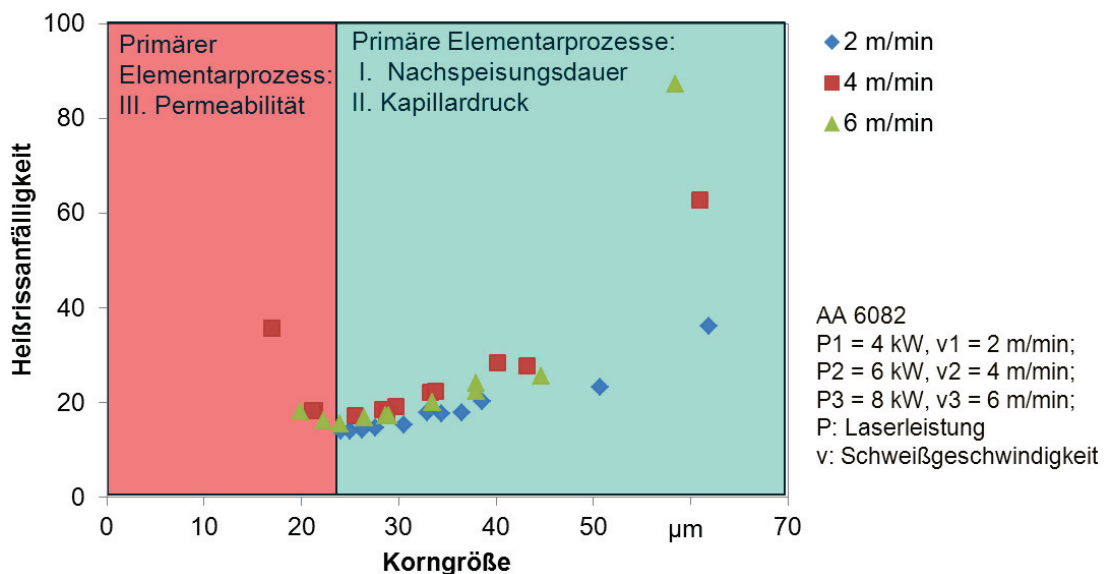


$\Delta P_e$ , die jeweils durch Erstarrungsschrumpfung und thermische Dehnung verursacht werden, mit der Abnahme der Permeabilität zu, was zur höheren Heißrissanfälligkeit führen kann. Deshalb kann eine Kornfeinung auch zur Heißrissentstehung führen.

Der Zusammenhang zwischen der Permeabilität und der Kornfeinung führt dazu, dass eine Kornfeinung nicht unbedingt förderlich für eine Heißrissvermeidung ist.

Durch die Diskussion der drei Elementarprozesse für die Heißrissvermeidung durch Kornfeinung kann festgestellt werden, dass eine Kombination der drei Elementarprozesse erforderlich ist, um den Einfluss der Kornfeinung auf die Heißrissanfälligkeit zu bewerten.

Das in dieser Arbeit entwickelte Modell (Gleichung (6.40)) kombinierte erstmals alle drei Elementarprozesse. Es ist daher möglich zu ermitteln, welcher Elementarprozess bei welcher Korngröße bzw. welchem Anteil von globulitischen Körnern eine primäre Rolle bei der Beeinflussung der Heißrissentstehung spielt. Nach den Ergebnissen in Bild 52 kann festgestellt werden, dass die Elementarprozesse I und II eine überwiegende Rolle bei einer Korngröße zwischen ca. 24  $\mu\text{m}$  und 65  $\mu\text{m}$  spielen, während der Mechanismus III die Hauptrolle bei einer Korngröße kleiner als 24  $\mu\text{m}$  übernimmt, was zur Erhöhung der Heißrissanfälligkeit führt, Bild 69. Die Korngröße von 24  $\mu\text{m}$  ist die optimale Korngröße, bei der die minimale Heißrissanfälligkeit beim Laserstrahlschweißen unter den vorliegenden Randbedingungen erreicht werden kann.



BIAS ID 131061

Bild 69: Vergleich der Wirkungen der drei Elementarprozesse, über die sich die Kornfeinung auf die nach Gleichung (6.40) berechnete Heißrissanfälligkeit auswirken, in Abhängigkeit der Korngröße auf Basis der Ergebnisse aus Bild 52

Das Heißrissmodell ist damit das erste globale Modell, das die oben diskutierten drei Elementarprozesse für die Heißrissvermeidung durch Kornfeinung berücksichtigt. Anhand dieses Modells kann erstmals die optimale Korngröße für eine minimale Heißrissanfälligkeit von Laserstrahlschweißnähten bestimmt werden.



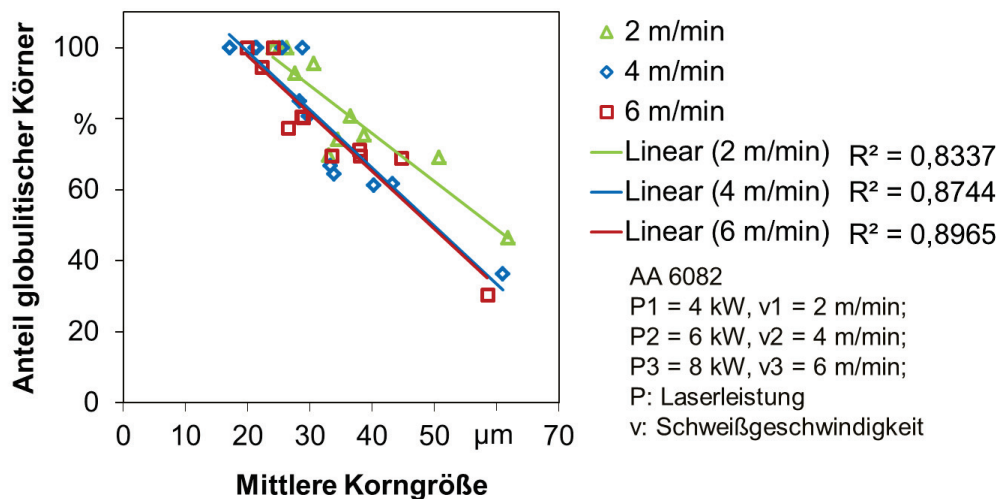
## 9. Heißbrissanfälligkeitsschaubild

### 9.1. Strategien zur Erhöhung der Anwendbarkeit des Heißbrissmodells

Das in dieser Arbeit erstellte Modell beschreibt die Heißbrissanfälligkeit in Abhängigkeit von der Kornstruktur (Korngröße und -form) in Schweißnähten. Nach der Gleichung (6.40) werden zahlreiche Inputdaten (Korngröße und Anteil globulitischer Körner, Erstarrungsparameter) benötigt, um die Heißbrissanfälligkeit von Schweißnähten zu bewerten. Dies verkompliziert die Anwendung dieses Modells. Nach Abschnitt 5.1.3 sind die Kornstruktur vom Titangehalt und den Erstarrungsparametern abhängig. Um das Heißbrissmodell in der Praxis besser anwenden zu können, werden im Folgenden die Abhängigkeit der Heißbrissanfälligkeit vom Titangehalt im Schweißgut sowie den Erstarrungsparametern diskutiert. Nach den dadurch erlangten Erkenntnissen wird ein vereinfachtes Heißbrissanfälligkeitsschaubild erstellt, damit die Anwender auch ohne die für das Heißbrissmodell ausführlichen Inputdaten die Heißbrissanfälligkeit von Aluminiumschweißnähten grob einschätzen können.

### 9.2. Zusammenhang zwischen der Größe und dem Anteil globulitischer Körner

Wie in Bild 25 und Bild 26 gezeigt, ändert sich die Korngröße und der Anteil globulitischer Körner gleichzeitig mit zunehmender Titanzugabe. Der Anteil globulitischer Körner nimmt mit zunehmendem Titangehalt in Schweißnähten bis zu 100 % zu (Bild 25), während die Korngröße der globulitische Körner abnimmt (Bild 26). Der direkte Zusammenhang zwischen den beiden Effekten ist in Bild 70 für alle Schweißgeschwindigkeiten dargestellt.



BIAS ID 131062

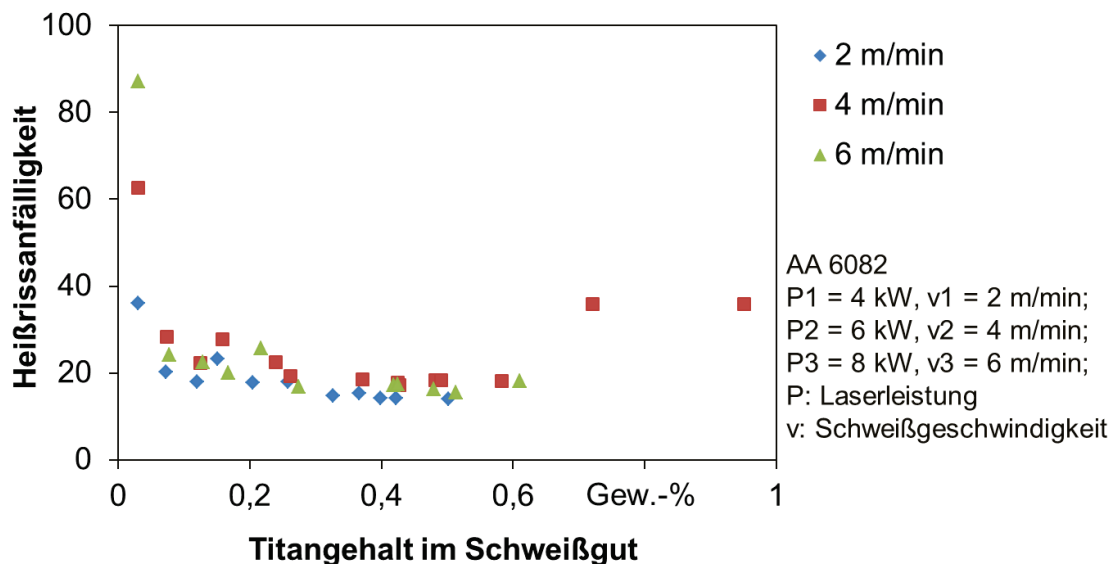
Bild 70: Zusammenhang zwischen dem Anteil und der mittleren Korngröße von globulitischen Körnern in Laserstrahlschweißnähten der Legierung AA 6082 mit Ti/B-Zugaben

In Bild 70 ist es ersichtlich, dass der Anteil globulitischer Körner mit Korngrößenabnahme nahezu linear bis zu 100% bei jeder Schweißgeschwindigkeit zunimmt. Tendenziell ist der

Anteil von globulitischen Körnern bei einer gleichen Korngröße bei einer höheren Schweißgeschwindigkeit höher, wobei der Unterschied zwischen den Geschwindigkeiten von 4 m/min und 6 m/min sehr gering ist.

### 9.3. Einfluss des Titangehalts auf die Heißbrissanfälligkeit

In Abschnitt 6.7.4 wurde die Heißbrissanfälligkeit in Abhängigkeit der Korngröße und des Anteils von globulitischen Körnern ermittelt. Bild 71 zeigt die Abhängigkeit der Heißbrissanfälligkeit vom Titangehalt im Schweißgut bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten. Mit zunehmendem Titangehalt nimmt die Heißbrissanfälligkeit zunächst ab, bis ein minimaler Wert erreicht wird. Weitere Titanzugabe führt zur Wiedererhöhung der Heißbrissanfälligkeit. Jedoch bleibt sie bei Titangehalten von 0,7 und 0,9 Gew.-% unverändert. Dabei wurden nach Bild 25 und Bild 26 vollständige globulitische Körner im Schweißgut mit einer konstanten Korngröße von 17  $\mu\text{m}$  erzeugt. Dadurch ergibt sich dabei nach Gleichung (6.40) eine konstante Heißbrissanfälligkeit.



BIAS ID 131063

*Bild 71: Durch Gleichung (6.40) berechnete Heißbrissanfälligkeit von Schweißnähten in Abhängigkeit des Titangehalts im Schweißgut bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten mit den experimentell gemessenen Daten der Korngrößen und Anteile von globulitischen Körnern sowie der Erstarrungsparameter als Inputdaten*

### 9.4. Einfluss der Erstarrungsparameter auf die Kornstruktur

Die Erstarrungsparameter beim Schweißen haben einen großen Einfluss auf die Kornstruktur der Schweißnähte. In dieser Arbeit wurden die Erstarrungsparameter anhand der Variation der Schweißparameter variiert. Dabei wurde jedoch kein deutlicher Unterschied der Korngröße globulitischer Körner bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten erkannt (siehe Bild 25). Eine mögliche Ursache ist der geringe Unterschied der Abkühlraten bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten (siehe Tabelle 8).

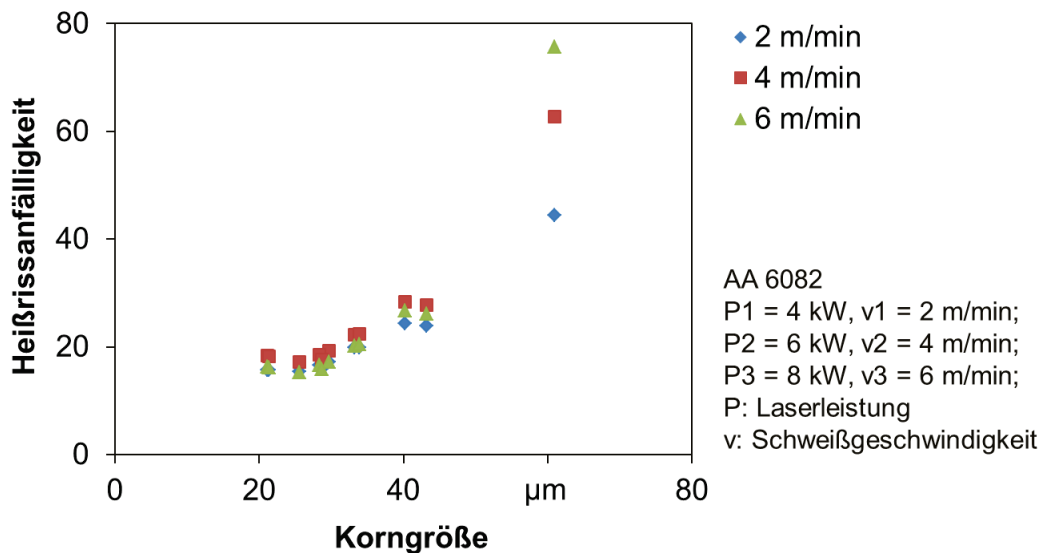
In Vergleich dazu kann ein erkennbarer Unterschied des Anteils von globulitischen Körnern bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten festgestellt werden. Wie in Bild 26 dargestellt, wurden bei niedrigen Schweißgeschwindigkeiten geringere Ti/B-Zugaben im Schweißgut benötigt, um eine vollständige Globulitisierung der Körner zu erzeugen. Es konnte tendenziell ein höherer Anteil von globulitischen Körnern bei einer niedrigen Schweißgeschwindigkeit mit dem gleichen Titangehalt im Schweißgut erreicht werden, wobei der Unterschied ohnehin sehr gering ist.

Neben der Größe und dem Anteil globulitischer Körnern wird der sekundäre Dendritenarmabstand stängeliger Körner nach Gleichung (6.23) durch Abkühlrate der Schmelze bei der Erstarrung beeinflusst. Bei höherer Abkühlrate wird ein kürzerer sekundärer Dendritenarmabstand erzeugt.

### **9.5. Einfluss der Erstarrungsparameter auf die Heißbrissanfälligkeit**

In die Gleichung (6.40) für die Heißbrissanfälligkeit fließen die Erstarrungsparameter ein, die durch die Schweißparameter bestimmt werden. Darüber ändert sich die Kornstruktur bei verschiedenen Erstarrungsparametern, das wiederum zur Änderung der Heißbrissanfälligkeit führt. Die Erstarrungsparameter haben damit sowohl einen direkten als auch über ihre Wirkung auf die Kornstruktur einen indirekten Einfluss auf die Heißbrissanfälligkeit. Um den direkten Einfluss zu ermitteln, wurden zur Berechnung der Heißbrissanfälligkeit die experimentellen Daten der Korngröße (Bild 25) und der Anteile (Bild 26) globulitischer Körner sowie des sekundären Dendritenarmabstands stängeliger Körner bei 4 m/min als Inputdaten bei allen Schweißgeschwindigkeiten eingesetzt. Die dadurch berechnete Heißbrissanfälligkeit in Abhängigkeit der Korngröße ist in Bild 72 gezeigt. Bei allen Schweißgeschwindigkeiten nimmt die Heißbrissanfälligkeit durch Korngrößenabnahme ab. Ein großer Unterschied der berechneten Heißbrissanfälligkeit zwischen den drei Schweißgeschwindigkeiten ist lediglich bei der Korngröße von ca. 60  $\mu\text{m}$  zu erkennen. Bei einer Korngröße zwischen 20  $\mu\text{m}$  und 45  $\mu\text{m}$  ergibt sich eine höhere Heißbrissanfälligkeit bei der Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min, wobei der Unterschied bei allen Schweißgeschwindigkeiten sehr gering ist. Der in Bild 59 gezeigte Unterschied der Heißbrissanfälligkeit von Schweißnähten mit einem Titangehalt von 0,23 Gew.-% bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten ergab sich eher durch den Unterschied der Korngröße und des Anteils von globulitischen Körnern.

Es lässt sich feststellen, dass der Titangehalt im Schweißgut einen großen Einfluss auf die Kornstruktur sowie die Heißbrissanfälligkeit von Schweißnähten hat. Im Vergleich dazu weisen die Erstarrungsparameter, außer bei der Korngröße von ca. 60  $\mu\text{m}$ , die ohne Ti/B-Zugaben erzeugt wurde, einen sehr geringen direkten Einfluss auf die Heißbrissanfälligkeit auf.



BIAS ID 131064

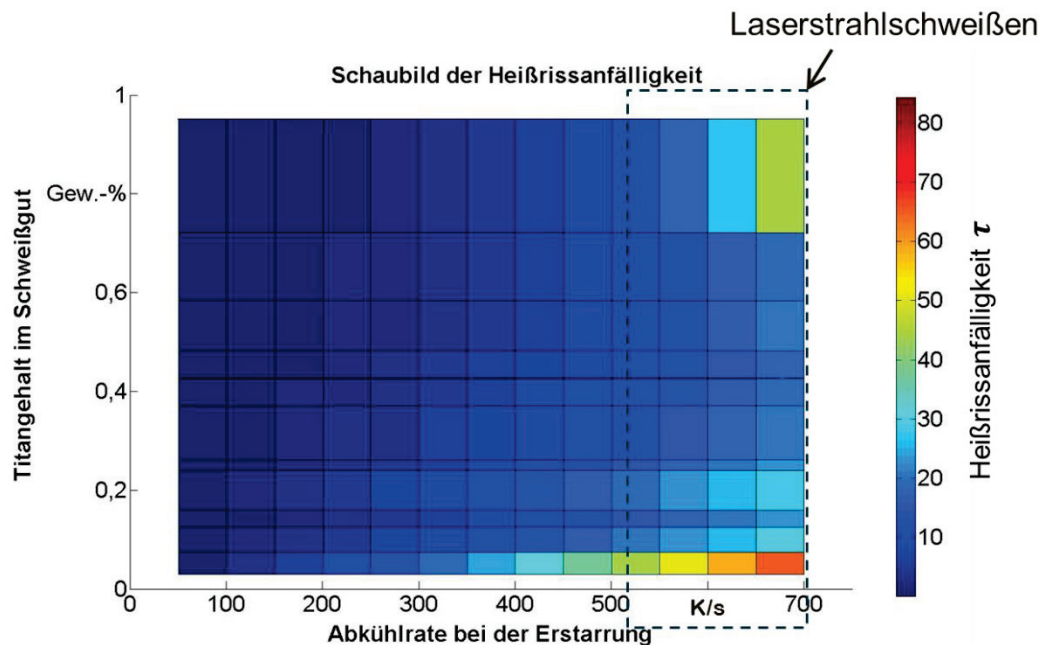
Bild 72: Heißbrissanfälligkeit in Abhängigkeit der Korngröße bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten mit den experimentellen Daten der Korngröße und der Anteile von globulitischen Körnern bei einer Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min

### 9.6. Heißbrissanfälligkeit in Abhängigkeit des Ti-Gehalts und der Abkühlrate

Nach den in Abschnitten 9.2 bis 9.5 ausgeführten Erkenntnissen kann die Heißbrissanfälligkeit von Schweißnähten maßgeblich durch die Kornstruktur beschrieben werden, welche durch die Korngröße und den Anteil globulitischer Körner sowie den sekundären Dendritenarmabstand stängeliger Körner bezeichnet werden. Die Korngröße und der Anteil globulitischer Körner hängt wesentlich vom Titangehalt im Schweißgut ab, während der sekundäre Dendritenarmabstand stängeliger Körner durch die Abkühlrate der Schmelze bei der Erstarrung bestimmt wird.

Somit kann die Heißbrissanfälligkeit von Schweißnähten durch den Titangehalt im Schweißgut sowie die Abkühlrate bei der Erstarrung in einem Schaubild beschrieben werden. Bild 73 zeigt ein Schaubild der anhand von Gleichung (6.40) berechneten Heißbrissanfälligkeit von Schweißnähten mit verschiedenen Titangehalten im Schweißgut bei verschiedenen Abkühlraten bei der Erstarrung des Schmelzbades. Als Inputdaten wurden die experimentellen Daten der Korngröße, des Anteils von globulitischen Körnern, der Erstarrungsgeschwindigkeit und des Temperaturgradienten bei der Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min eingesetzt. Es ist zu beobachten, dass sich die Heißbrissanfälligkeit bei niedrigen Titangehalten mit zunehmender Abkühlrate erhöht. Bei höherer Abkühlrate wird ein kürzerer sekundärer Dendritenarmabstand nach Gleichung (6.23) erzeugt, was nach Gleichung (6.22) zur Verringerung der Permeabilität der Schmelze führt. Dadurch ergibt sich eine höhere Heißbrissanfälligkeit. Nach diesem Schaubild sind die Schweißnähte bei niedrigen Abkühlraten nicht heißbrissanfällig. Jedoch wurde der Einfluss der Abkühlrate auf die Korngröße und den Anteil von globulitischen Körnern nicht berücksichtigt. Darüber hinaus wurden der Temperaturgradient sowie die Erstarrungsgeschwindigkeit konstant ange-

nommen. Daher hat dieses Schaubild eine hohe Vorhersagegenauigkeit im Bereich der höheren Abkühlraten, die sich beim Laserstrahlschweißen ergeben. Um eine genauere Beurteilung der Heißbrissanfälligkeit bei niedrigeren Abkühlraten (z.B. für das Lichtbogenschweißen) abzugeben, müssen die beiden obengenannten Einflüsse berücksichtigt werden.



BIAS ID 131065

*Bild 73: Schaubild der Heißbrissanfälligkeit von Schweißnähten mit verschiedenen Titangehalten im Schweißgut bei verschiedenen Abkühlraten bei der Erstarrung, mit den experimentellen Daten der Korngröße und des Anteils von globulitischen Körnern bei der Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min aus Bild 25 und Bild 26*

Mit diesem Schaubild ist es erstmals möglich, die Heißbrissanfälligkeit von Laserstrahlschweißnähten der Legierung AA 6082 in Abhängigkeit der Ti/B-Zugaben im Schweißgut sowie der Abkühlrate bei der Erstarrung des Schmelzbades quantitativ vorherzusagen. Durch Einsetzen von Materialdaten sowie der Erstarrungsparameter sollte es möglich sein, das Heißbrissanfälligkeitsschaubild anhand des in dieser Arbeit entwickelten Heißbrissmodells auf andere Aluminiumlegierungen sowie andere Schmelzschweißverfahren zu übertragen. Durch die leichte Zugänglichkeit der benötigten Parameter (Titangehalt im Schweißgut und Abkühlrate der Schmelze) hat das Heißbrissanfälligkeitsschaubild eine hohe Praxistauglichkeit. Damit kann eine vorhersehbare und kontrollierbare Erhöhung der Schweißbeignung von rissgefährdeten Aluminiumlegierungen durch Kornfeinung geschaffen werden.





## 10. Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit zur Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser wurde der physikalische Zusammenhang zwischen Heißrissvermeidung und Kornfeinung beim Laserstrahlschweißen ermittelt, der durch verschiedene Mengen an Ti/B-Zugaben im Schweißgut erzeugt wurde.

Dazu wurden experimentell die Korngröße und der Anteil von globulitischen Körnern in Abhängigkeit der Ti/B-Gehalte im Schweißgut bei verschiedenen Legierungen mit verschiedenen Schweißparametern untersucht. Es wurde festgestellt, dass sich die Korngröße mit zunehmendem Titangehalt im Schweißgut verringert und gleichzeitig der Anteil von globulitischen Körnern bis zur vollständigen Globulitisierung der Körner zunimmt. Abhängig vom Grundwerkstoff wurden unterschiedliche Korngrößen und Anteile von globulitischen Körnern mit dem gleichen Titangehalt im Schweißgut erzeugt. Bei höheren Schweißgeschwindigkeiten wurde tendenziell mehr Ti/B benötigt, um eine vollständige Globulitisierung der Körner im Schweißgut zu erreichen.

Auf Basis der Erkenntnisse der Kornfeinung durch Ti/B-Zugaben wurden zunächst die mechanischen Eigenschaften bei verschiedenen Korngrößen und Anteilen von globulitischen Körnern charakterisiert. Des Weiteren wurde die Heißrissanfälligkeit der Schweißnähte in Abhängigkeit der Korngröße und des Anteils von globulitischen Körnern im Schweißgut mittels des DELTA-Tests bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten untersucht. Es wurde dabei festgestellt, dass sich die Heißrissanfälligkeit durch eine Korngrößenabnahme bzw. eine Erhöhung des Anteils von globulitischen Körnern verringert. Die geringste Heißrissanfälligkeit wurde bei einer Korngröße im Bereich um 25  $\mu\text{m}$  mit einem Anteil der globulitischen Körner von 100 % erreicht. Weitere Korngrößenabnahme führt jedoch wieder zur Erhöhung der Heißrissanfälligkeit. Darüber hinaus wurde beim DELTA-Test eine von der Schweißgeschwindigkeit abhängige Heißrissanfälligkeit bei Titangehalten von jeweils 0,03 Gew.-% und 0,23 Gew.-% beobachtet.

Um den physikalischen Zusammenhang zwischen Heißrissvermeidung und Kornfeinung beim Laserstrahlschweißen zu bestimmen, wurde ein analytisches Modell zur Beschreibung der Heißrissanfälligkeit aufgestellt. In diesem Modell wurden erstmals die drei Effekte intergeriert, über die sich die Kornfeinung auf die Heißrissbildung auswirkt:

- I. Durch Kornfeinung verringert sich die Lebensdauer der Mush-Zone ( $t_{mz}$ ), wo die Nachspeisung zwischen dem kohärenten Netzwerk stattfindet und Heißrisse auftreten können. Dies führt zur Verringerung der Heißrissanfälligkeit.
- II. Der Kapillardruck ( $P_K$ ) für eine Rissinitiierung erhöht sich durch die Kornfeinung. Dadurch wird die Heißrissanfälligkeit reduziert.
- III. Die Permeabilität ( $K$ ) des dendritischen Netzwerks für die Nachspeisung nimmt durch Kornfeinung ab, was jedoch zur Erhöhung der Heißrissanfälligkeit führt.

Dieses Modell wurde anhand der beim DELTA-Test gemessenen Risslängen von Laserstrahlschweißnähten validiert. Die Übertragbarkeit dieses Modells wurde anhand von Literaturdaten beim Lichtbogenschweißen geprüft. Dabei wurde nachgewiesen, dass dieses Heißrissmodell nicht nur beim Laserstrahlschweißen sondern auch beim Lichtbogenschweißen zur Vorhersage der Heißrissanfälligkeit eingesetzt werden kann.

Um die Einflüsse der getroffenen wesentlichen Vereinfachungen (kontaktes E-Modul und Vernachlässigung der Spannungserhöhung an der Risspitze) auf die Modellgenauigkeit zu ermitteln, wurden ein vom Titangehalt abhängiges E-Modul und die Spannungserhöhung an der Risspitze im Modell eingesetzt. Es wurde gezeigt, dass die Berücksichtigung dieser beiden genannten Einsätze die Verwendung nicht validierbarer Annahmen und Vereinfachungen notwendig macht, dies führt jedoch lediglich zu einer geringen (nicht validierbaren) Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit. Somit wurden in dem in dieser Arbeit entwickelten Heißrissmodell die getroffenen Vereinfachungen bestätigt.

Anhand des Modells konnten die drei oben genannten Effekte in Abhängigkeit der Kornfeinung einzeln quantifiziert werden. Der Einfluss der drei Effekte auf die Heißrissanfälligkeit von Schweißnähten konnte damit quantitativ bewertet werden. Mithilfe dieses Modells konnte die optimale Korngröße, bei der eine minimale Heißrissanfälligkeit erreicht wird, bestimmt werden.

Anhand dieses Modells ist es möglich, ein Schaubild für die Heißrissanfälligkeit in Abhängigkeit des Titangehaltes im Schweißgut und der Abkühlrate bei der Erstarrung des Schmelzbades aufzuzeigen. Durch Einsetzen von Materialdaten sowie der Erstarrungsparameter sollte es möglich sein, das Heißrissanfälligkeitsschaubild anhand des in dieser Arbeit entwickelten Heißrissmodells auf andere Aluminiumlegierungen sowie unter Berücksichtigung des Einflusses der Abkühlrate auf die Kornstruktur auf andere Schmelzschweißverfahren zu übertragen. Durch die leichte Zugänglichkeit der benötigten Parameter (Titangehalt im Schweißgut und Abkühlrate der Schmelze) ist das Heißrissanfälligkeitsschaubild sehr gut für die Praxis geeignet. Somit wurde mit dieser Arbeit die Wissensbasis für eine vorhersagbare und kontrollierbare Erhöhung der Schweißbeugung von Aluminiumschweißnähten durch Kornfeinung geschaffen.

**Literaturverzeichnis**

- [Ans99] ANSON, J. P., DREW, R. A. L., GRUZLESKI, J. E.: The Surface Tension of Molten Aluminum and Al-Si-Mg Alloy under Vacuum and Hydrogen Atmospheres. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS B Vol. 30B (1999)
- [Ara73] Arata, Y.; Matsuda, F.; Mukae, S.; Katoh, M.: Effect of weld solidification mode on tensile properties of aluminum weld metal, Transactions of JWRI 2, 2 (1973) 55 - 61.
- [Arr83] Fonseca de Arruda, A. C.; Prates de Campos Filho, M.: Rheocasting techniques applied to grain refinement of aluminum alloys, Proc. Conference on Solidification Technology in the Foundry and Cast House. Coventry (UK), Metals Society London (1983) 143 - 146.
- [ASM04] ASM Metals Handbook, Vol. 09 - Metallography and microstructures S. 1701 (2004)
- [AST96] ASTM B 871-96, „Standard Test Method for Tear Testing of Aluminum Alloy Products“, ASTM, USA (1996)
- [Bro95] Brock, J.; Aidun, D.: The effect of titanium and boron on GMAW weldments. Proc. of the 6th International Conference on Aluminum Weldments. Cleveland, OH (USA), AWS Miami (1995) 343 - 356.
- [Bor60] Borland, J. C.: Generalized theory of super-solidus cracking in welds, Brit. Weld. J. 7 (1960) 508 - 512.
- [Bow09] Bower, A. F. (2009). Applied mechanics of solids. CRC Press.
- [Cah92] Cahoon, J. R.; Tandon, K. N.; Chaturvedi, M. C.: Effect of gravity level on grain refinement in aluminum alloys, Metall. Mater. Trans. A 23, 12 (1992) 3399 - 3404.
- [Cam91] Campbell, J.: Castings, Butterworth-Heinemann Oxford (1991).
- [Cib49] Cibula, A.: The mechanism of grain refinement of sand castings in aluminium alloys, J. Inst. Met. 76, 4 (1949) 321 - 360.
- [Cib51] Cibula, A.: The grain refinement of aluminium alloy castings by additions of titanium and boron, J. Inst. Met. 80, 1 (1951-1952) 1 - 16.
- [Cha95] Chai, G.; Bäckerud, L.; Rolland, T.; Arnberg, L.: Dendrite coherency during equiaxed solidification in binary aluminum alloys, Metall. Mater. Trans. A 26, 4 (1995) 965 - 970.
- [Cly75] Clyne, T.W.; Davies, G. J.: A quantitative solidification test for casting and an evaluation of cracking in aluminium-magnesium alloys, British Foundrymen 68 (1975) 238 - 244.
- [Cly81] Clyne, T.W.; Davies, G. J.: The influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems, British Foundrymen 74 (1981) 65 - 73.

- [Con08] Coniglio, N.: Aluminium alloy weldability: Identification of weld solidification cracking mechanismus through novel experimental technique and model development. Dissertation. BAM (2008)
- [Cro94] Cross, C. E.; Olson, D. L.; Edwards, G. R.:The role of porosity in initiating weld metal hot cracks. Modelling and control of joining processes, eds.: T. Zacharia. Miami (1994) 549–557
- [Cro05] Cross, E.: On the origin of weld solidification cracking. In: Hot Cracking Phenomena in Welds. Hrsg.: T. Böllinghaus, H. Herold, Springer Berlin Heidelberg (2005) 3 – 18.
- [Cup83] Cupini, N. L.; De Galiza, J. A.; Robert, M. H.; Pontes, P. S.: Ultimate tensile strength of as-cast commercial aluminium refined by volatile mould coating process, Proc. Conference on Solidification Technology in the Foundry and Cast House. Coventry (UK), Metals Society London (1983) 65 – 69.
- [Des87] Desai, P. D.: Thermodynamic properties of titanium. International Journal of Thermodynamics, Vol. 8, No. 6, (1987) 781–794.
- [Dil05] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2005) 229.
- [DIN11] DIN EN ISO 4136, „Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Querzugversuch; Deutsche Fassung EN ISO 4136:2011“, Beuth-Verlag (2011).
- [Dod56] Dodd, R.A.: Hot-tearing of castings: A review of the literature, Foundry Trade Journal 101 (1956) 321 – 331.
- [Dre01] Drezet, J.-M.; Rappaz, M.: Prediction of hot tears in DC cast aluminum billets, Light Metals 2001, Hrsg.: J.L. Anjier. TMS Warrendale (2001) 887 – 893
- [Du03] Du, Y., Chang, Y. A., Huang, B. Y., Gong, W. P. etc.: Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation. Materials Science and Engineering: A, Vol. 363, (2003) 140 – 151.
- [Dur03] Durdjevic, M. B., Duric, B., Mitrasinovic, A., Sokolowski, J. H.: Modelling of casting process parameters for the 3xx series of aluminum alloys using the silicon equivalency algorithm. Association of Metallurgical Engineers Serbia and Montenegro. (2003) 91 – 106
- [Dvo90] Dvornak, M.J.; Frost, R.H.; Olson, D.L.: Effects of grain refinement of aluminium weldability, Weldability of Materials: Proc. of the Materials Weldability Symposium held in conjunction with Materials Week. Detroit (USA), Hrsg.: R. A. Patterson, K. W. Mahin. ASM International (1990) 289 – 295.

- [Dvo91] Dvornak, M. J.; Frost, R. H.; Olson, D. L.: Influence of solidification kinetics on aluminum weld grain refinement, *Welding Journal* 70 (1991) 271s - 276s.
- [DVS96] DVS Merkblatt 1004-1: Heißbrissprüfverfahren – Grundlagen. Deutscher Verband für Schweißtechnik Düsseldorf (11/1996)
- [DVS96a] DVS Merkblatt 1004-3: Heißbrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchten Proben. Deutscher Verband für Schweißtechnik Düsseldorf (11/1996)
- [DVS96b] DVS Merkblatt 1004-2: Heißbrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben. Deutscher Verband für Schweißtechnik Düsseldorf (11/1996)
- [Eas99] Easton, M.; StJohn, D.: Grain refinement of aluminum alloys: Part I. The nucleant and solute paradigms – A review of the literature, *Metall. Mater. Trans. A* 30, 6 (1999) 1613 – 1623.
- [Eas05] Easton, M.; StJohn, D.: An analysis of the relationship between grain size, solute content, and the potency and number density of nucleant particles, *Metall. Mater. Trans. A* 36, 7 (2005) 1911 – 1920.
- [Eas06] Easton, M.; Grandfield, J.; StJohn, D.; Rinderer, B.: The effect of grain refinement and cooling rate on the hot tearing of wrought aluminium alloys, *Mater. Sci. Forum* 519 - 521 (2006) 1675 – 1680.
- [Esk04] Eskin, D. G., Suyitno, Katgerman, L.: Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys, *Prog. Mater. Sci.* 49, 5 (2004) 629 - 711.
- [Feu76] Feurer, U.: Mathematisches Modell der Warmrißneigung von binären Aluminiumlegierungen, *Giessereiforschung* 2 (1976) 75 – 80.
- [Feu77] Feurer, U.: Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding, and hot tear properties of aluminum alloys, *Proc. of the International Symposium: Quality Control of Engineering Alloys and the Role of Metals Science*, Hrsg.: H. Nieswaag, J.W. Schut. Dept. of Metals Science and Technology of the Delft University of Technology Delft (1977) 131 – 145.
- [Fis92] Kurz, W.; Fisher, D. J.: *Fundamentals of solidification*, Trans. Tech. Publications Aedermannsdorf Switzerland (1992).
- [Fle74] Flemings M. C.: *Solidification processing*. McGraw-Hill series in materials science and engineering, McGraw-Hill Inc. (1974)
- [Gla68] Glasson, E. L.; Emley, E. F.: Heterogeneous nucleation in the solidification of aluminium and magnesium alloys, *Proc. of a Conference Organized by The Iron and Steel Institute*, Hrsg: Iron and Steel Institute. Iron and Steel Institute London (1968) 1 – 9.

- [Gro11] Gross, D., Seelig, T.: Bruchmechanik- Mit einer Einführung in die Mikro-mechanik. 5., erweiterte Auflage Springer Heidelberg Dordrecht London New York (2011)
- [Gra00] Grandfield, J. F.; Davidson, C. J.; Taylor, J. A.: Application of a new hot tearing analysis to horizontal direct chill cast magnesium alloy AZ91. In: Continuous Casting. Hrsg.: K. Ehrke, W. Schneider, Wiley-VCH Verlag Weinheim (2000) 205 – 210.
- [Gum04] Gumenyuk A.: Modellbildung und Prozesssimulation des Laserstrahl-schweißens von Leichtbauwerkstoffen. Aachener Berichte Fügetechnik Band 04/2004, Hrsg.: U. Reisgen, Shaker Verlag Aachen (2004)
- [Guz87] Guzowski, M. M.; Sigworth, G. K.; Sentner, D. A.: The role of boron in the grain refinement of aluminum with titanium, Metall. Mater. Trans. A 18, 5 (1987) 603 – 619.
- [Hes08] Hesse, W.: Aluminium-Schlüssel. Aluminium Verlag Düsseldorf, 8 Auflage, (2008)
- [Hil00] Hilbinger, R. M.: Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage. Dissertation Universität Bayreuth, Herbert Utz Verlag München (2000).
- [Hyp12] Forschungsbericht (AiF-Vorhaben IGF 360 ZN): Kopplung von Prozess-, Gefüge- und Struktursimulation zur Beurteilung der quasi-statischen Festigkeit laserstrahlgeschweißter Hybrid-Verbindungen (HyProMis) 01.06.2010-31.05.2012
- [ISO09] EN ISO 643:2003, „Steels - Micrographic determination of the apparent grain size“, Beuth Verlag (2009)
- [Jac11] The application of computational thermodynamics and a numerical model for the determination of surface tension and Gibbs-Thomson coefficient of aluminum based alloys
- [Kat82] Katgerman, L.: A Mathematical model for hot cracking of aluminium alloys during D.C. casting, Journal of Metals 34 (1982) 46 – 49.
- [Kat08] Katgerman, L.; Eskin, D. G.: In Search of the Prediction of Hot Cracking in Aluminium Alloys. In: Hot Cracking Phenomena in Welds II. Hrsg.: T. Böllinghaus, Springer Berlin Heidelberg (2008) 11 – 26.
- [Kou03] Kou, S.: Welding Metallurgy, John Wiley & Sons New Jersey (2003).
- [Kor63] Korol'kov, A.M.: Casting properties of metals and alloys, Consultants Bureau New York (1963).
- [Kub85] Kubo, K., Pehlke, R., Mathematical modeling of porosity formation in solidification. Metallurgical Transactions B, Vol. 16 (1985) 359-366

- [Kur89] Kurz, W.; Fisher, D.J.: Fundamentals of solidification, 3<sup>rd</sup> (1989)
- [Kut99] Kutsuna, M.; Yan, Q.: Study of porosity formation in laser welds of aluminium alloys (Report 2): Mechanism of porosity formation by hydrogen and magnetism. *Welding International* 13 (1999) 597 – 611
- [ISO09] EN ISO 643:2003, „Steels -- Micrographic determination of the apparent grain size“, Beuth Verlag (2009).
- [McC89] McCartney, D. G.: Grain refining of aluminium and its alloys using inoculants, *Int. Mater. Rev.* 34 (1989) 247 – 260.
- [Met69] Metz, S.A.; Flemings, M.C.: Hot tearing in cast metals, *AFS Trans* 77 (1969) 329 – 334
- [Mou99] Mousavi, M. G.; Cross, C. E.; Grong, Ø.: Effect of scandium and titanium/boron on grain refinement and hot cracking of aluminium alloy 7108, *Science and Technology of Welding and Joining* 4, 6 (1999) 381 – 388.
- [MUE54] Müller-Busse, A.: Über die Schweißbeignung von Aluminiumwerkstoffen. *Aluminium* 30, Nr. 6 Seite 240 (1954).
- [Mur02] Murty, B. S.; Kori, S. A.; Chakraborty, M.: Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying, *International Materials Reviews* 47, 1 (2002) 3 – 29.
- [Niy78] Niyama, E.: Some considerations on internal cracks in continuously cast steel, *Proceedings of the Japan-US Joint Seminar on Solidification of Metals and Alloys*, Hrsg.: Japan Society for Promotion of Science. Tokyo (1977) 271 – 282.
- [Nor98] Norman, A. F.; Prangnell, P. B.; McEwan, R. S.: The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys, *Acta Mater.* 46, 16 (1998) 5715 – 5732.
- [Nov63] Novikov, I.I.; Novik, F.S.: Mechanism of plastic deformation of alloys in the range of melting temperatures, *Soviet Physics Doklady* Vol. 7 (1963) 1153 – 1155.
- [Ost07] Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium* 2. Auflage, Springer Verlag (2007)
- [Pal00] Palm, F.: Laserstrahlschweißungsuntersuchungen an Al-Werkstoffen der Luft-und Raumfahrt. *DVS BERICHT* 209 (2000) 199 – 206.

- [Pal10] Palm, F.: Zusatzwerkstoffe als Mittel gegen die Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen – Möglichkeiten, Grenzen und Perspektiven. In: Strahlschweißen von Aluminium, DVS-Berichte Band 266. Hrsg.: DVS-Deutscher Verband f. Schweißen u. verwandte Verfahren e. V., Dvs Media Düsseldorf (2010) 36 – 38.
- [Pel52] Pellini, W. S.: Strain theory of hot tearing, Foundry 80 (1952) 125 – 133.
- [Pro56] Prokhorov, N. N.: The problem of the strength of metals while solidifying during welding, Svar Proiz 6 (1960) 5 – 11.
- [Pro68] Prokhorov, N. N.; Jakuschin, B. F.; Prochorow, N. N.: Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen, Schweißtechnik 18 (1968) 8 – 11.
- [Qua96] Quaak, C. J.: Rheology of partial solidified aluminium composites, Ph.D. Thesis, TU Delft, 1996.
- [Ram03] Janaki Ram, G.D.; Mitra, T.K.; Shankar, V.; Sundaresan, S.: Microstructural refinement through inoculation of type 7020 Al-Zn-Mg alloy welds and its effect on hot cracking and tensile properties, J. Mater. Process. Technol. 142, 1 (2003) 174 – 181.
- [Rap99] Rappaz, M.; Drezet, J. M.; Gremaud, M.: A new hot-tearing criterion, Metall. Mater. Trans. A 30 (1999) 449 – 455.
- [Rei10] Reigen, U., Olschok, S., Wagner, N., Zäh, M., Oefele, F., Ruhstorfer, M.: Aktuelle Fügeverfahren für Aluminiumwerkstoffe. DVS Bericht Strahlschweißen von Aluminium 22-27 (2010)
- [Rei12] Reitemeyer, D.: Stabilisierung der Fokuslage beim Schweißen mit Faser- und Scheibenlasern. Strahltechnik Band 49, Hrsg. F. Vollertsen, R. Bergmann. BIAS Verlag Bremen (2012).
- [Ret10] Rethmeier, M.: Makromaterialbearbeitung mit Hochleistungslasern. Seminar "Lasermaterialbearbeitung für die industrielle Fertigung" Berlin (2010)
- [Ros30] Rosenhain, W.; Grogan, J. D.; Schofield, T. H.: Gas removal and grain refinement of aluminum alloys, J. Inst. Met. 44 (1930) 305 – 330.
- [Sar02] Saravanan, R. A., Molina, J. M.: Surface tension of pure aluminum in argon/hydrogen and nitrogen/hydrogen atmospheres at high temperatures. Journal of Materials Science Letters 21, (2002) 309-311.
- [Sch02] Schnell, W.; Gross, D.; Hauger, W.: Technische Mechanik. Springer Lehrbuch, Berlin, Heidelberg, New York, Barcelona, Hongkong, Kondon, Mailand, Paris, Tokio, Springer Verlag, 7. Auflage (2002).



- [Sch12] Schempp, P.; Cross, C. E.; Schwenk, C.; Rethmeier, M.: Influence of Ti and B additions on grain size and weldability of aluminium alloy 6082, *Welding in the world* 56, 9 - 10 (2012) 95 - 104.
- [Sch12b] Schempp, P., Tang, Z., Cross, C. E., Seefeld, T., Pittner, A., Rethmeier, M.: Influence of Alloy and Solidification Parameters on Grain Refinement in Aluminum Weld Metal due to Inoculation. *Trends in Welding Research* 2012, 98 -107.
- [Sch13] Schempp, P.; Cross, C. E.; Häcker, R.; Pittner, A.; Rethmeier, M.: Influence of grain size on mechanical properties of aluminium GTA weld metal, *Welding in the world*, Februar (2013).
- [Sen73] Senda, T.; Matsuda, F.; Takano, G.: (1973) Studies on solidification crack susceptibility for weld metals with trans-restraint test, *J. Japan Weld. Soc.* 42 (1973) 48 - 56.
- [Sig84] Sigworth, G. K.: The grain refining of aluminum and phase relationships in the Al-Ti-B system, *Metall. Mater. Trans. A* 15, 2 (1984) 277 - 282.
- [Sig96] Sigworth, G.K.: Hot tearing of metals, *AFS Trans* 104 (1996) 1053 - 1062.
- [Spi83] Spittle, J. A.; Cushway, A. A.: Influences of superheat on grain structure on hot-tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings, *Metals Technology* 10 (1983) 6 - 13.
- [Tan11] Tang, Z.; Schempp, P.; Seefeld, T.; Schwenk, C.; Vollertsen, F.: Kornfeinung beim WIG- und Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen. In: *Große Schweißtechnische Tagung 2011 (GST 2011)*, DVS-Berichte Band 275. Hrsg.: DVS-Deutscher Verband f. Schweißen u. verwandte Verfahren e. V., Dvs Media Düsseldorf (2011) 153 - 160.
- [Van67] Van Horn K. R.: *Aluminum Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams*, Vol. 1, American Society of Metals, Ohio (1967)
- [Vol06] Vollertsen, F.; Seefeld, T.: Aktuelle Entwicklungen und Perspektiven beim Laserstrahlfügen, *Strahltechnik* Band 28, Hrsg. F. Vollertsen, T. Seefeld. BIAS Verlag Bremen (2006) 1 - 13.
- [Vol09] Vollertsen, F.; Neumann, S.: High brightness solid state laser: development and application. 5th Int. Conf. on Laser Advanced Materials Processing (LAMP'09), online proceedings (2009) 09-002-317
- [Vol09b] Vollertsen, F.: Properties and prospects of high brightness solid state lasers, *Laser Technik Journal* 6, 5 (2009) 27 - 31.

- [Vol11] Vollertsen, F.; Reitemeyer, D.: Laser joining of aluminum alloys – state of the art, IIW Annual Assembly 2011 Com. XVII, Chennai, India (2011), paper no. IV-1057-11.
- [Wil10] Wilden, J.; Neumann, T.: Moderne Strahlquellen im Einsatz – Welche metallurgischen Ansätze ergeben sich? In: Strahlschweißen von Aluminium, DVS-Berichte Band 266. Hrsg.: DVS-Deutscher Verband f. Schweißen u. verwandte Verfahren e. V., Dvs Media Düsseldorf (2010) 39 - 44.
- [Wol06] Wolf, M.: Zur Phänomenologie der Heißbrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren. BAM-Dissertationsreihe Band 19, Berlin (2006)

## Anhang

*Tabelle 13: Anhand Aufreiversuchen ermittelte Reißfestigkeit (TS) und Rissinitiierungsenergie (UIE) des Grundwerkstoffes sowie der Schweißnähte in Abhängigkeit des Titangehalts im Schweißgut*

(Grundwerkstoff: AA 6082; Schweißparameter: Laserleistung P = 6 kW, Schweißgeschwindigkeit v = 4 m/min)

Ti-Gehalt in Schweißgut	Position	TS	Standard Abweichung TS	UIE	Standard Abweichung UIE
[Gew.-%]	-	[MPa]	[MPa]	[N/mm]	[N/mm]
0,03	SN	321,3	11,3	22,3	4,1
0,07	SN	330,4	10,3	23,8	3,1
0,42	SN	342	13,9	26,5	4,7
0,03	SL	348,5	12,1	30,75	0,8
0,07	SL	352,2	16,7	29,6	6,5
0,42	SL	351,5	9,9	28,5	3,0
GW	GW	413,8	3,2	16,4	1,5

## Reihe Strahltechnik im BIAS Verlag

### Bisher erschienen:

Herausgegeben von Frank Vollertsen, Ralf Bergmann

Jens Sakkiettibutra

**Modellierung thermisch bedingter Formänderungen und Eigenspannungen von Stählen zum Aufbau von geregelten Prozessen**

Strahltechnik Band 51, Bremen, 2013, ISBN 978-3-933762-45-0

Frank Buschenhenke

**Prozesskettenübergreifende Verzugsbeherrschung beim Laserstrahlschweißen am Beispiel einer Welle-Nabe-Verbindung**

Strahltechnik Band 50, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-44-3

Daniel Reitemeyer

**Stabilisierung der Fokuslage beim Schweißen mit Faser- und Scheibenlasern**

Strahltechnik Band 49, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-43-6

Steffen Neumann

**Einflussanalyse beim single mode Faserlaserschweißen zur Vermeidung des Humping-Phänomens**

Strahltechnik Band 48, Bremen 2012, ISBN 978-3-933762-42-9

Mostafa Agour

**Determination of the complex amplitude of monochromatic light from a set of intensity observations**

Strahltechnik Band 47, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-41-2

Andreas Stephen

**Elektrochemisches Laser-Jet-Verfahren zur Mikrostrukturierung von Metallen**

Strahltechnik Band 46, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-40-5

Michael Koerdt

**Herstellung von integriert-optischen Sensorstrukturen in Polymersubstraten basierend auf Brechzahländerungen durch ultraviolette Laserstrahlung**

Strahltechnik Band 45, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-39-9

Hanna Wielage

**Hochgeschwindigkeitsumformen durch laserinduzierte Schockwellen**

Strahltechnik Band 44, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-38-2

Claus Thomy

**Dynamisches Prozessverhalten beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen**

Strahltechnik Band 43, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-37-5

Thomas Seefeld

**Laser-Randschichtschmelzen mit erhöhter Prozessgeschwindigkeit am Beispiel von Aluminium-Zylinderkurbelgehäusen**

Strahltechnik Band 42, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-36-8

Frank Vollertsen (Hrsg.)

**Thermal Forming and Welding Distortion**

Strahltechnik Band 41, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-35-1

Frank Vollertsen, Daniel Reitemeyer (Hrsg.)

**Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends**

Strahltechnik Band 40, Bremen 2010, ISBN 978-3-933762-34-4

Claas Falldorf

**Bestimmung der komplexwertigen Amplitude von Wellenfeldern auf Basis des Prinzips der Selbstreflexion**

Strahltechnik Band 39, Bremen 2010, ISBN 978-3-933762-33-7

Marc Baumeister

**Dynamische Laser-Mikroperforation mit single-mode Faserlaser**

Strahltechnik Band 38, Bremen 2009, ISBN 978-3-933762-31-3

Zhenyu Hu

**Analyse des tribologischen Größeneffekts beim Blechumformen**

Strahltechnik Band 37, Bremen 2009, ISBN 978-3-933762-30-6

Frank Vollertsen, Thomas Seefeld (Eds.)

**Laserbearbeitung: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends**

Strahltechnik Band 36, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-28-3

Torsten Baumbach

**Untersuchungen zur vergleichenden, digitalen Holografie mit aktiver Wellenfrontmodifikation**

Strahltechnik Band 35, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-27-6

Knut Partes

**Hochgeschwindigkeitsbeschichten mit dem Laserstrahl**

Strahltechnik Band 34, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-26-9

Hendrik Schulze Niehoff

**Entwicklung einer hochdynamischen, zweifachwirkenden Mikroumformpresse**

Strahltechnik Band 33, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-25-2

Thorsten Bothe

**Grundlegende Untersuchungen zur Formfassung mit einem neuartigen Prinzip der Streifenprojektion und Realisierung in einer kompakten 3D-Kamera**

Strahltechnik Band 32, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-24-5

Herausgegeben von Frank Vollertsen

Michael Kreimeyer

**Verfahrenstechnische Voraussetzungen zur Integration von Aluminium-Stahl-Mischbauweisen in den Kraftfahrzeugbau**

Strahltechnik Band 30, Bremen 2007, ISBN 978-3-933762-20-7

Carsten Wochowski

**UV-laser-basierte Erzeugung von planaren, polymeren Bragg-Multiplexer-Strukturen**

Strahltechnik Band 29, Bremen 2007, ISBN 978-3-933762-19-1

Herausgegeben von Frank Vollertsen, Werner Jüptner

Volker Kebbel

**Untersuchung zur Erzeugung und Propagation ultrakurzer optischer Bessel-Impulse**

Strahltechnik Band 25, Bremen 2004, ISBN 978-3-933762-15-3

Emil Schubert

**Untersuchungen zum Leichtbau mit Hilfe lasergestützter Mischbauweise**  
Strahltechnik Band 23, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-13-9

Christoph von Kopylow

**Durchstimmbare Mikrokristall-Laser für die absolute Distanzinterferometrie**  
Strahltechnik Band 22, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-12-2

Carmen Theiler

**Aufbau gradiertes Nickelbasis-Chromkarbid-Verbundwerkstoffe durch Laserstrahl-Pulverbeschichten**  
Strahltechnik Band 21, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-11-5

Herausgegeben von Gerd Sepold, Werner Jüptner

Frank Elandalousi

**Modellgestützte Detektion und Analyse von Materialfehlern an technischen Objekten nach dem Prinzip „Erkennung durch Synthese“**  
Strahltechnik Band 17, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-07-8

Ingo Zerner

**Prozessstabilisierung und Ergebnisse für das Laserstrahlfügen von Aluminium-Stahl-Verbindungen**  
Strahltechnik Band 16, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-05-4

Daniel Holstein

**Ortsaufgelöste Charakterisierung von mechanischen Eigenschaften laserstrahlgeschweißter Verbindungen**  
Strahltechnik Band 15, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-04-7

Bernd Grubert

**Untersuchung neuartiger Resonatorkonzepte für koaxiale Wellenleiterlaser**  
Strahltechnik Band 14, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-03-0

Martin Klassen

**Prozessdynamik und resultierende Prozessinstabilitäten beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen**  
Strahltechnik Band 13, Bremen 2000, ISBN 978-3-933762-02-3

Ingo Engler

**Verfahrenskombination Laserstrahlschweißen und -richten am Beispiel einer Titan-Leichtbaustruktur**  
Strahltechnik Band 12, Bremen 1999, ISBN 978-3-933762-01-6

Ulrike Mieth

**Erscheinungsbild von Materialfehlern in holografischen Interferogrammen**  
Strahltechnik Band 11, Bremen 1998, ISBN 978-3-933762-00-9

Peter Andrä

**Ein verallgemeinertes Geometriemodell für das Streifenprojektionsverfahren zur optischen 3D-Koordinatenmessung**  
Strahltechnik Band 9, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-9-4

Thomas Franz

**Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Laser unter Wasser**  
Strahltechnik Band 8, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-8-7

Sigurd Weise

**Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Baustählen**

Strahltechnik Band 7, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-7-0

Carolin Renate Radschait

**Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl**

Strahltechnik Band 4, Bremen 1997, ISBN 978-9805011-3-2

Jürgen Breuer

**UV-lasergestütztes Vorbehandlungsverfahren zur gezielten Modifizierung der Oberflächen von Polypropylen**

Strahltechnik Band 3, Bremen 1996, ISBN 978-3-9805011-2-5

Bernd Heidenreich

**Beitrag zum Laserstrahlbrennschneiden von großen Stahlblechen**

Strahltechnik Band 2, Bremen 1995, ISBN 978-3-9805011-1-8

Christian Binroth

**Beitrag zur Prozessstabilität beim CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Zusatzwerkstoffen**

Strahltechnik Band 1, Bremen 1995, ISBN 978-3-9805011-0-1





