

Technisch-
Wissenschaftlicher-
Bericht



Constantin Böhm

Entwicklung einer Gefügekarte für
Laserschweißnähte aus Aluminiumlegierungen

**Entwicklung einer Gefügekarte für
Laserschweißnähte aus Aluminiumlegierungen**

vorgelegt von
Constantin Böhm
aus Bad Soden-Salmünster

Technisch-Wissenschaftlicher-Bericht

Band: 2022/04

Böhm, Constantin:

Entwicklung einer Gefügekarte für Laserschweißnähte aus Aluminiumlegierungen

Herausgeber:

© Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

Pfaffenwaldring 32

70569 Stuttgart

Internet: <http://www.mpa.uni-stuttgart.de>

Entwicklung einer Gefügekarte für Laserschweißnähte aus Aluminiumlegierungen

von der Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik

der Universität Stuttgart

zur Erlangung der Würde eines Doktors

der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.) genehmigte Abhandlung

vorgelegt von

Constantin Böhm

aus Bad Soden-Salmünster

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. Stefan Weihe

Mitberichter: Prof. Dr. rer. nat. Dr. h. c. Siegfried Schmauder

Tag der mündlichen Prüfung: 13.10.2022

Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

2022

Erklärung

Hiermit bestätige ich, dass ich die vorliegende Dissertation mit dem Titel

„Entwicklung einer Gefügekarte für Laserschweißnähte aus Aluminiumlegierungen“

selbstständig verfasst habe. Alle Passagen und Ideen aus anderen Quellen wurden eindeutig gekennzeichnet.

Name: 
Constantin Böhm

Datum, Unterschrift: Stuttgart, 05.05.2022

Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Universität Stuttgart an der Materialprüfungsanstalt in der Abteilung Füge-technik und Additive Fertigung.

Hiermit möchte ich all jenen danken, die mich beim Erstellen dieser Arbeit unterstützten.

An erster Stelle möchte ich meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Stefan Weihe danken für die stetige Unterstützung und hilfreichen Anregungen, welche mir das notwendige Vertrauen in meine wissenschaftliche Arbeit gegeben haben. Bei Herrn Prof. Dr. rer. nat. Dr. h. c. Siegfried Schmauder bedanke ich mich für die Unterstützung und für die Übernahme des Mitberichts.

Besonderer Dank gilt auch meinen Kolleg:innen an der MPA sowie am IFSW, die mich nicht nur fachlich unterstützten. Außerdem möchte ich mich bei allen Student:innen bedanken, die im Rahmen einer studentischen Arbeit oder als Hiwi wertvolle Beiträge zu meiner Arbeit geleistet haben.

Als letztes gilt mein Dank meiner Familie und meinen Freunden. Ich möchte mich bei Euch von ganzem Herzen bedanken.

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	I
Inhaltsverzeichnis	III
Verzeichnis der Symbole und Abkürzungen	VII
Verzeichnis der Symbole.....	VII
Verzeichnis der Abkürzungen	XI
Kurzfassung	XIII
Extended Abstract	XV
1 Einleitung	1
1.1 Motivation.....	1
1.2 Grundlagen und Stand der Wissenschaft	2
1.3 Ziel und Forschungsfragen der Arbeit.....	11
1.4 Aufbau der Arbeit	12
2 Keimbildung im Laserstrahlschweißen	15
2.1 Methodik	18
2.1.1 Herstellung der binären Sonderlegierungen	18
2.1.2 Experimentelle Durchführung der Schweißungen	20
2.1.3 Experimentelle Durchführung der Metallographie	22
2.2 Ergebnisse und Diskussion	22
2.2.1 Keimbildung in den binären Sonderlegierungen	22
2.2.2 Keimbildung in EN AW-6016 (Al Si _{1,2} Mg _{0,4})	29
2.3 Fazit	30
3 Einflüsse auf die aktivierte Keimdichte	31

3.1	Theorie	31
3.1.1	Kriterium äquiaxiales Kornwachstum	32
3.1.2	Aktivierete Keimdichte	33
3.1.1	Berechnung der Legierungsgrößen	34
3.1.2	Berechnung der Unterkühlung der Schmelze.....	37
3.2	Methodik	38
3.2.1	Experimentelle Durchführung der Schweißungen	38
3.2.2	Experimentelle Durchführung der Metallographie	40
3.2.3	Berechnung der thermophysikalischen Eigenschaften	41
3.3	Ergebnisse und Diskussion	43
3.3.1	Einfluss der Prozessparameter auf die Unterkühlung der Schmelze.....	43
3.3.2	Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die aktive Keimdichte	44
3.3.3	Modellierung der aktiven Keimdichte.....	47
3.4	Fazit	52
4	Analytische Beschreibung des äquiaxialen Wachstums.....	53
4.1	Theorie zur Beschreibung des äquiaxialen Kornwachstums.....	53
4.1.1	Einfluss der Prozessparameter auf den Temperaturgradienten	54
4.1.2	Einfluss der Prozessparameter auf das Kriterium	55
4.2	Methodik	56
4.3	Ergebnisse und Diskussion	57
4.3.1	Einfluss der Prozessparameter auf die Art des Kornwachstums	57
4.3.2	Metallographische Untersuchung im Grenzbereich.....	62
4.3.3	Prozess- und Legierungseinflüsse auf das äquiaxiale Kornwachstum	64

4.4	Fazit	66
5	Prozess- und werkstoffabhängige Gefügekarte	67
5.1	Methodik	68
5.1.1	Werkstoffe und Berechnung der Legierungsgrößen.....	68
5.1.2	Experiment	75
5.2	Ergebnisse und Diskussion	77
5.2.1	Sonderlegierungen aus Al-Cu + TiB ₂	77
5.2.2	EN AW-2024 (Al Cu4Mg1)	79
5.2.3	EN AW-5083 (Al Mg4,5Mn0,7).....	81
5.2.4	EN AW-5754 (Al Mg3).....	82
5.2.5	EN AW-6016 (Al Si1,2Mg0,4)	84
5.2.6	EN AW-7075 (Al Zn5,5MgCu).....	87
5.2.7	Vergleich der metallurgischen Kenngrößen	89
5.3	Fazit	93
6	Erweiterung der Gefügekarte.....	97
6.1	Theorie	97
6.1.1	Kornverfeinerung	97
6.1.2	Verhältnis der Breite der äquiauxialen Zone zur Schweißnahtbreite	99
6.2	Methodik	101
6.3	Ergebnisse und Diskussion	102
6.3.1	Einfluss auf die äquiauxiale Korngröße	102
6.3.2	Einfluss auf die Breite der äquiauxialen Zone	104
6.4	Fazit	106

7	Zusammenfassung und Ausblick.....	109
8	Literaturverzeichnis	113
A	Anhang	121

Verzeichnis der Symbole und Abkürzungen

Verzeichnis der Symbole

Symbol	Einheit	Bedeutung
A_i	$Ks^{0.5}/m^{0.5}$	Legierungsparameter nach Hunt
$b_{\text{äqx}}$	m	Breite der äqui axialen Zone
b_{sn}	m	Breite der Schweißnaht
c_L	$J^2/s^{1.5}m^{3.5}$	Erweiterter Legierungsparameter
c_p	J/kgK	Spezifische Wärmekapazität
$c_{0,i}$	Gew. %	Konzentration des Legierungselementes i
$c_{0,x}$	Gew. %	Aufsummierte Legierungskonzentration
d	μm	Korndurchmesser
$d_{\text{äqx}}$	μm	Äqui axialer Korndurchmesser
d_f	μm	Fokusbereich auf der Werkstückoberfläche
d_{krit}	m	Kritischer Durchmesser eines Nukleationskeims
d_a	m	Mittlerer Durchmesser der Nukleationskeime
D_l	m^2/s	Diffusionsrate in der Schmelze
G	K/m	Temperaturgradient
h	m	Blechstärke
H_f	J/m^3	Spezifische Schmelzenthalpie
k_0	-	Verteilungskoeffizient im Gleichgewicht
$K_0(z)$	-	Bessel-Funktion zweiter Gattung 0-ter Ordnung
m_{liq}	K/Gew. %	Steigung der Liquiduslinie im Phasendiagramm
m_{sol}	K/Gew. %	Steigung der Soliduslinie im Phasendiagramm
M	-	Beugungsmaßzahl des Laserstrahls

N_{aktiv}	$1/\text{mm}^3$	Aktivierte Keimdichte
N_{approx}	$1/\text{mm}^3$	Approximierte Keimdichte
N_{exp}	$1/\text{mm}^3$	Experimentell bestimmte Keimdichte
N_{total}	$1/\text{mm}^3$	Gesamte Keimdichte
P_L	W	Laserleistung
P_h	W/mm	Tiefenspezifische Leistung
$P_{h,\text{abs}}$	W/mm	Absorbierte tiefenspezifische Leistung
R	m/s	Erstarrungsrate
R_e	MPa	Streckgrenze
R_{SM}	m/s	Erstarrungsrate in der Schmelzbadmitte
ΔS_f	$\text{J}/(\text{m}^3 \text{ K})$	Spezifische Schmelzentropie
T_{amb}	K	Ausgangstemperatur des Werkstückes
T_{liq}	K	Liquidustemperatur
T_{sol}	K	Solidustemperatur
$T_{m,\text{Al}}$	K	Schmelztemperatur von Aluminium
ΔT_{sol}	K	Erstarrungsintervall
ΔT_c	K	Unterkühlung der Schmelze
v	m/min	Schweißgeschwindigkeit
Q	K	Wachstumsbeschränkungsfaktor
α	°	Winkel zwischen Schweißrichtung und Normalen der Schmelzbadkontur
γ_{sl}	J/m^2	Grenzflächenenergie
Γ	K/m	Gibbs-Thomson Koeffizient
$\Delta\sigma_v$	MPa	Verfestigung durch den Hall-Petch Effekt

Verzeichnis der Symbole und Abkürzungen

$\Delta\sigma_m$	MPa	Mischkristallverfestigung
$\Delta\sigma_a$	MPa	Ausscheidungshärtung
η_{abs}	-	Einkoppelgrad der Laserleistung in das Werkstück
κ	m^2/s	Temperaturleitfähigkeit
λ	μm	Wellenlänge des Laserstrahls
λ_{th}	W/mK	Wärmeleitfähigkeit
ρ_{liq}	kg/m^3	Dichte der Schmelze
ρ_{sol}	kg/m^3	Dichte des Feststoffes
σ_p	MPa	Peierl-Spannung
Φ_E	-	Volumenanteil von äquiaxialen zu gerichteten Körnern
ψ	K	Konstitutionelle Unterkühlungsparameter

Verzeichnis der Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
AA	Aluminiumlegierungen nach US-amerikanischer Norm
Al	Aluminium
ÄQX	Äquiaxial
B	Bor
Cu	Kupfer
Cr	Chrom
DIN	Deutsches Institut für Normung
EN AW-1xxx	Aluminiumknetlegierung der 1000er Gruppe nach europäischer Norm
EN AW-2xxx	Aluminiumknetlegierung der 2000er Gruppe nach europäischer Norm
EN AW-3xxx	Aluminiumknetlegierung der 3000er Gruppe nach europäischer Norm
EN AW-4xxx	Aluminiumknetlegierung der 4000er Gruppe nach europäischer Norm
EN AW-5xxx	Aluminiumknetlegierung der 5000er Gruppe nach europäischer Norm
EN AW-6xxx	Aluminiumknetlegierung der 6000er Gruppe nach europäischer Norm
EN AW-7xxx	Aluminiumknetlegierung der 7000er Gruppe nach europäischer Norm
Fe	Eisen
FL	Fusionslinie
ICP-OES	optische Emissionsspektrometrie mittels induktiv gekoppelten Plasmas
LPBF	Laser- und pulverbettbasierte additive Fertigung

Mg	Magnesium
Mn	Mangan
Si	Silizium
SM	Schweißnahtmitte
Ti	Titan
VL	Vorlegierung
WIG	Wolfram-Inertgas Schweißen
Zn	Zink

Kurzfassung

Die Gefügestruktur spielt für die Werkstoffeigenschaften eines Bauteils eine entscheidende Rolle; gleiches gilt für die Gefügestruktur einer Schweißnaht. Im Rahmen dieser Dissertation wurde der Einfluss von Prozess- und Legierungsgrößen auf die entstehende Gefügestruktur beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen durch analytische Gleichungen beschrieben und experimentell validiert. Dafür wurde ein großes Prozessparameterfenster (Schweißgeschwindigkeiten von 0,5 m/min bis zu 30 m/min) sowie unterschiedlicher Legierungssysteme (Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg-Cu) untersucht. Der Fokus der Arbeit lag auf der Beschreibung des Übergangs von einer gerichteten zu einer äquiaxialen Erstarrung während des Schweißprozesses, die zu einer Verfeinerung der Kornstruktur führt. Die Erkenntnisse wurden in einer Gefügekarte zusammengefasst.

Die wirkenden Nukleationsmechanismen im Laserstrahlschweißen wurden an Schweißnähten aus binären Legierungen (Al-Cu, Al-Mn, Al-Si, Al-Mg) metallographisch untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass ohne einen Zusatz von Kornverfeinern keine äquiaxiale Erstarrung während des Schweißprozesses stattfindet.

Zur Beschreibung der aktiven Keimdichte wurde ein Modell aus der klassischen Nukleationstheorie verwendet und als Funktion der Schweißgeschwindigkeit beschrieben. Die experimentellen Untersuchungen an zwei unterschiedlichen Chargen von EN AW-6016 konnten zeigen, dass mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit die Anzahl der aktiven Keime zunimmt. Ursache dafür ist die Unterkühlung der Schmelze, die mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit größer wird.

Zur Beschreibung des Übergangs von einem gerichteten zu einer äquiaxialen Kornwachstum wurde ein analytischer Ansatz gewählt. Auf Basis einer speziellen Lösung der Wärmeleitgleichung, der klassischen Nukleationstheorie, dem Wachstumsmodell von Hunt und einer Approximation der Legierungsgrößen wurde eine analytische Gleichung

zur Vorhersage der Gefügestruktur hergeleitet. Die analytische Beschreibung wurde experimentell validiert. Dabei konnte bestätigt werden, dass die absorbierte tiefenspezifische Laserleistung sowie die Schweißgeschwindigkeit die Art der Gefügestruktur beeinflussen. Je höher die absorbierte tiefenspezifische Laserleistung ist, desto weniger aktive Keime werden benötigt, um eine äquiaxiale Erstarrung im Schweißprozess zu erreichen.

Anschließend wurde der aus der analytischen Beschreibung abgeleitete Einfluss der Legierung auf das äquiaxiale Kornwachstum an unterschiedlichen technischen und binären Legierungen mit Zusatz von Kornverfeinern experimentell untersucht. Der Legierungseinfluss konnte validiert werden. Der Einfluss der Legierung wurde in einem erweiterten Legierungsparameter zusammengefasst, der mit Hilfe von Literaturdaten oder thermodynamischen Datenbanken berechnet werden kann.

Auf Basis der experimentellen Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass die Gefügekarte durch Einflüsse Schweißgeschwindigkeit, absorbierte tiefenspezifische Laserleistung und erweiterter Legierungsparameter beschrieben werden kann. Die Gefügekarte wurde um die Einflüsse der Dimensionen der Karte auf die Korngröße und die relative Breite der äquiaxialen Zone durch empirische und analytische Modelle erweitert. Der Zusammenhang wurde experimentell über die Auswertung der Schlibfbilder validiert und in die Gefügekarte als Isolinien eingetragen.

Mit den Erkenntnissen dieser Arbeit kann das Gefüge beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen eingestellt werden. Darüber hinaus können die Erkenntnisse dieser Arbeit auf das physikalisch verwandte Verfahren der laser- und pulverbettbasierten additiven Fertigung übertragen werden, bei dem die Gefügestruktur einen größeren Einfluss besitzt, da das komplette Bauteil aus Laserschweißnähten besteht.

Extended Abstract

The microstructure plays a decisive role for the material properties of a component; the same applies to the microstructure of a weld seam. In this dissertation, the influence of process and alloy parameters on the resulting microstructure during laser welding of aluminum alloys was described and experimentally validated. For this, a large process parameter window (welding speeds from 0.5 m/min up to 30 m/min) and different alloy systems (Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg-Cu) were investigated. The focus of the work was the description of the transition from columnar to equiaxed solidification during the welding process, which leads to a refinement of the grain structure. The findings were summarized in a microstructure map.

The nucleation mechanisms in laser beam welding were investigated metallographically on welds of binary alloys (Al-Cu, Al-Mn, Al-Si, Al-Mg). It was shown that without an addition of grain refiners no equiaxed solidification takes place during the welding process.

A model from classic nucleation theory was used to describe the active nucleation density as a function of the welding speed. The experimental investigations on two different batches of EN AW-6016 showed that the number of active nucleant particles increases with increasing welding speed. The reason for this is the undercooling of the melt, which becomes greater with increasing welding speed.

An analytical approach was chosen to describe the transition from columnar to equiaxed grain growth. Based on a special solution of the heat conduction equation, classic nucleation theory, Hunt's growth model and an approximation of the alloy variables, an analytical equation was derived to predict the microstructure. The analytical description was validated experimentally. It was confirmed that the absorbed depth-specific laser

power and the welding speed influence the type of microstructure. The higher the absorbed depth-specific laser power, the fewer active nucleant particles are required to achieve equiaxed solidification in the welding process.

Subsequently, the influence of the alloy on equiaxed grain growth derived from the analytical description was experimentally investigated on different commercial and binary alloys with the addition of grain refiners. The alloy influence was validated. The influence of the alloy was summarized in an extended alloy parameter, which can be calculated using literature data or thermodynamic databases.

Based on the experimental investigations, it was shown that the microstructure map can be described by the impact of welding speed, absorbed depth-specific laser power and extended alloy parameter. The microstructure map was extended by the influences of the dimensions of the map on the grain size and the relative width of the equiaxed zone by empirical and analytical models. The correlation was experimentally validated via the evaluation of the micrographs and added to the microstructure map as isolines.

The findings of this work can be used to adjust the microstructure during laser beam welding of aluminum alloys. In addition, the findings of this work can be transferred to the physically related process of laser powder bed fusion, in which the microstructure possesses a stronger influence because the complete component consists of laser welds.

1 Einleitung

1.1 Motivation

Aluminiumlegierungen sind, nicht zuletzt aufgrund ihrer weltweiten Verfügbarkeit, ihrer mechanischen Eigenschaften bei gleichzeitiger geringer Dichte und ihrer guten Verformbarkeit, ein weitverbreiteter Leichtbauwerkstoff für den Mobilitätssektor. Vor allem kommen diese in Form von Blechen und Profilen beispielsweise im Karosseriebau, im Rohwagenbau für Schienenfahrzeuge oder dem Flugzeugbau zum Einsatz. Für jede der Anwendungen kommen unterschiedliche Fügeverfahren zum Einsatz, um aus den Halbzeugen funktionale Bauteile zu fertigen.

Das Laserstrahlschweißen ist eines davon, das auf Grund seiner hohen Flexibilität, Automatisierbarkeit und Energiedichte, zur Anwendung kommt. Daher ist das Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen ein höchst relevantes Thema für die Produktion im Mobilitätssektor. Laserschweißnähte aus Aluminiumlegierungen müssen je nach Anwendung bestimmte Qualitätsmerkmale erfüllen, beispielweise müssen die Schweißnähte eine bestimmte Tiefe und Breite erreichen. Poren, Schweißspritzer oder Heißrisse beeinträchtigen die Qualität und müssen daher durch eine geeignete Wahl der Prozessparameter kontrolliert werden. Die Wahl geeigneter Prozessparameter für eine Aluminiumlegierung erfordert einen umfangreichen Versuchsaufwand. Eine Möglichkeit, diesen zu reduzieren, ist es Prozesskarten auf Basis von Berechnungsmodellen zu verwenden.

Je mehr Prozesskarten für die unterschiedlichen Einflüsse auf die Schweißnahtqualität zur Verfügung stehen, desto mehr Potenzial entsteht für eine effizientere Prozess- und Legierungsentwicklung. Weniger Ausschuss, schnellere Prozesszeiten und reduzierter Materialeinsatz sind daraus folgende mögliche Vorteile. Ein bisher nicht in einer solchen Prozesskarte betrachteter Einfluss ist die entstehende Gefügestruktur der Schweißnaht.

Die Gefügestruktur einer Legierung beeinflusst die Anfälligkeit der Schweißnaht für Heißrisse und darüber hinaus dessen mechanischen Eigenschaften. Folglich wird auch

die Qualität der Schweißnaht durch die Gefügestruktur beeinflusst. Das Gefüge kann in Art und Größe variieren je nach den herrschenden Bedingungen während der Erstarrung. Diese Erstarrungsbedingungen können durch den Prozess und durch die Legierung beeinflusst werden, wie das bereits im Gießen praktiziert wird.

In diesem Kontext wird eine Gefügekarte für Laserstrahlschweißnähte aus Aluminiumlegierungen entwickelt, die es ermöglicht Art und Größe des Gefüges in Abhängigkeit der Prozessparameter und Aluminiumlegierung zu wählen. Mit dem übergeordneten Ziel das Potenzial für eine effizientere Prozess- und Legierungsentwicklung zu steigern.

1.2 Grundlagen und Stand der Wissenschaft

Aluminiumlegierungen lassen sich in Gusslegierungen und Knetlegierungen einteilen. Gusslegierungen weisen einen wesentlich höheren Legierungsanteil als Knetlegierungen auf, der sich nahe am eutektischen Punkt des Legierungssystems befindet. Im Gegensatz zu Gusslegierungen besitzen Knetlegierungen eine größere Verformbarkeit und werden zu Halbzeugen entweder gewalzt, geschmiedet oder extrudiert. [1]

Die Aluminiumknetlegierungen sind nach DIN EN 573-3 [2] nach ihrem Hauptlegierungselement in Serien klassifiziert. Die 2000er Serie (Al-Cu), die 6000er Serie (Al-Si-Mg) und die 7000er Serie (Al-Zn-Mg) sind alles aushärtbare Legierungen; die 5000er Serie (Al-Mg) kategorisiert naturharte Legierungen. All die genannten Legierungen kommen in Mobilitätsanwendungen zum Einsatz [1].

Aktuelle Anwendungen für die hervorgehobenen Legierungen im Mobilitätssektor sind Batteriegehäuse oder -träger, die aus Legierungen der 6000er Serie gefertigt werden [3]. Legierungen der 5000er Serie kommen im Fahrzeugchassis zum Einsatz. Die 2000er und 7000er Serie weisen die höchste Festigkeiten der Aluminiumlegierungen auf und kommen daher im Flugzeugbau oder im Schienenfahrzeugbau zum Einsatz [1].

Zwei Entwicklungen sind treibende Kräfte für die Forschung am Werkstoff Aluminium. Zum einen führt der Leichtbaugedanke zur Steigerung des Verhältnisses von Festigkeit zu Dichte. Zum Beispiel werden neue 5000er Legierungen für Chassis-Anwendungen entwickelt [4]. Zum anderen treibt der Green New Deal der Europäischen Union [5], mit dem Ziel von keinen Netto-Treibhausgasen bis 2050, die Forschung in puncto Recycling voran. Es wird erforscht, welchen Einfluss höhere Recyclinganteile in der Aluminiumherstellung auf die Werkstoffeigenschaften besitzen.

Die erzeugten Halbzeuge aus den Knetlegierungen müssen in der Produktion gefügt werden, um so funktionale Bauteile oder Baugruppen zu fertigen. Nicht zuletzt wegen seiner hohen Flexibilität und Energiedichte kommt dafür das Laserstrahlschweißen zum Einsatz. Vor allem bei Aluminiumlegierungen, die eine hohe Wärmeleitfähigkeit besitzen, ist eine hohe Energiedichte für ein energieeffizientes Schmelzschweißen erforderlich [6].

Das Laserstrahlschweißen bietet, neben der Variation der Laserleistung, dem Fokussdurchmesser auf der Werkstückfläche und der Schweißgeschwindigkeit, die Möglichkeit mit und ohne Zusatzwerkstoff schweißen zu können. Wenn das Verfahren ohne Zusatzwerkstoff ausgeführt wird, wird es Remote-Laserstrahlschweißen genannt und besitzt dann seine höchste Flexibilität. [7]

In Bild 1.1 ist ein gängiger Schweißfall gezeigt. Es handelt sich um eine Überlappverbindung von zwei Blechen, die im Tiefschweißmodus durchgeschweißt werden. Zur Erläuterung des Tiefschweißens: wenn die Intensität (Laserleistung geteilt durch Fokussfläche auf der Werkstückoberfläche) so hoch wird, dass lokal die Verdampfungstemperatur des Aluminiums erreicht wird, kann sich eine sogenannte Dampfkapillare ausbilden. Ein Prozessvorteil der Dampfkapillare ist, dass der Laserstrahl mehrfach reflektiert und über die gesamte Blechtiefe absorbiert wird. Dadurch kann bis zu 100 % der Laser-

leistung in das Werkstück eingebracht werden – man spricht dann von einem Einkoppelgrad als Eigenschaft des Prozesses. Im Fall des Durchschweißens entspricht die Schweißnahttiefe, die der gesamten Blechdicke, was zur Vereinfachung in der Berechnung des Einkoppelgrades führt [7,8]. Zusätzlich kann für diesen Fall die Wärmeleitung als 2-dimensional und die Wärmequelle als eine Linienquelle angenommen werden [6,7,9].

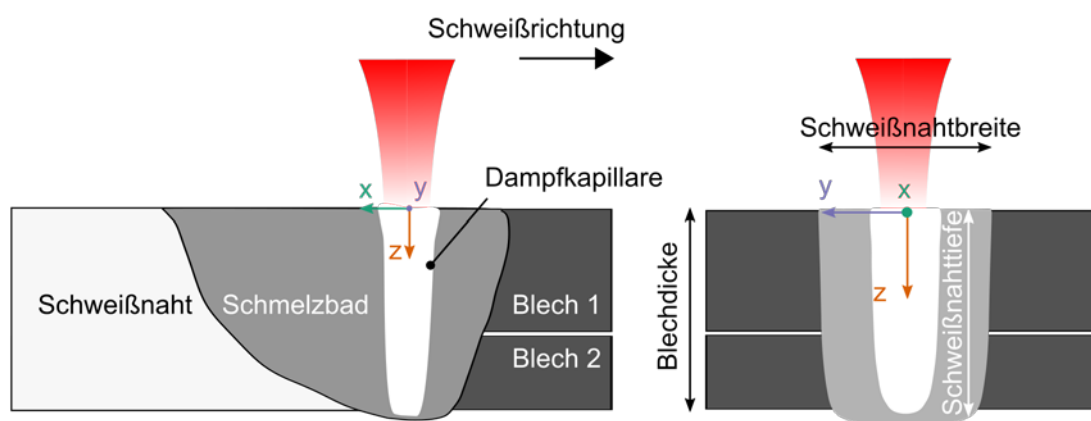


Bild 1.1: (Links) Schnitt in der Ebene der Schweißrichtung und Blechtiefenrichtung im Tiefschweißprozess einer Überlappverbindung. (Rechts) Schnitt in der Ebene der Schweißnahtbreite und Blechtiefenrichtung.

In der Produktion wird die Laserleistung, der Fokussdurchmesser und die Schweißgeschwindigkeit so eingestellt, dass eine bestimmte Schweißnahttiefe und –breite erreicht wird. Neben den geometrischen Qualitätsmerkmalen kann es zu Schweißfehlern kommen, die vermieden werden müssen. Bild 1.2 fasst gängige Fehler zusammen, die beim Schweißen von Aluminium entstehen können.

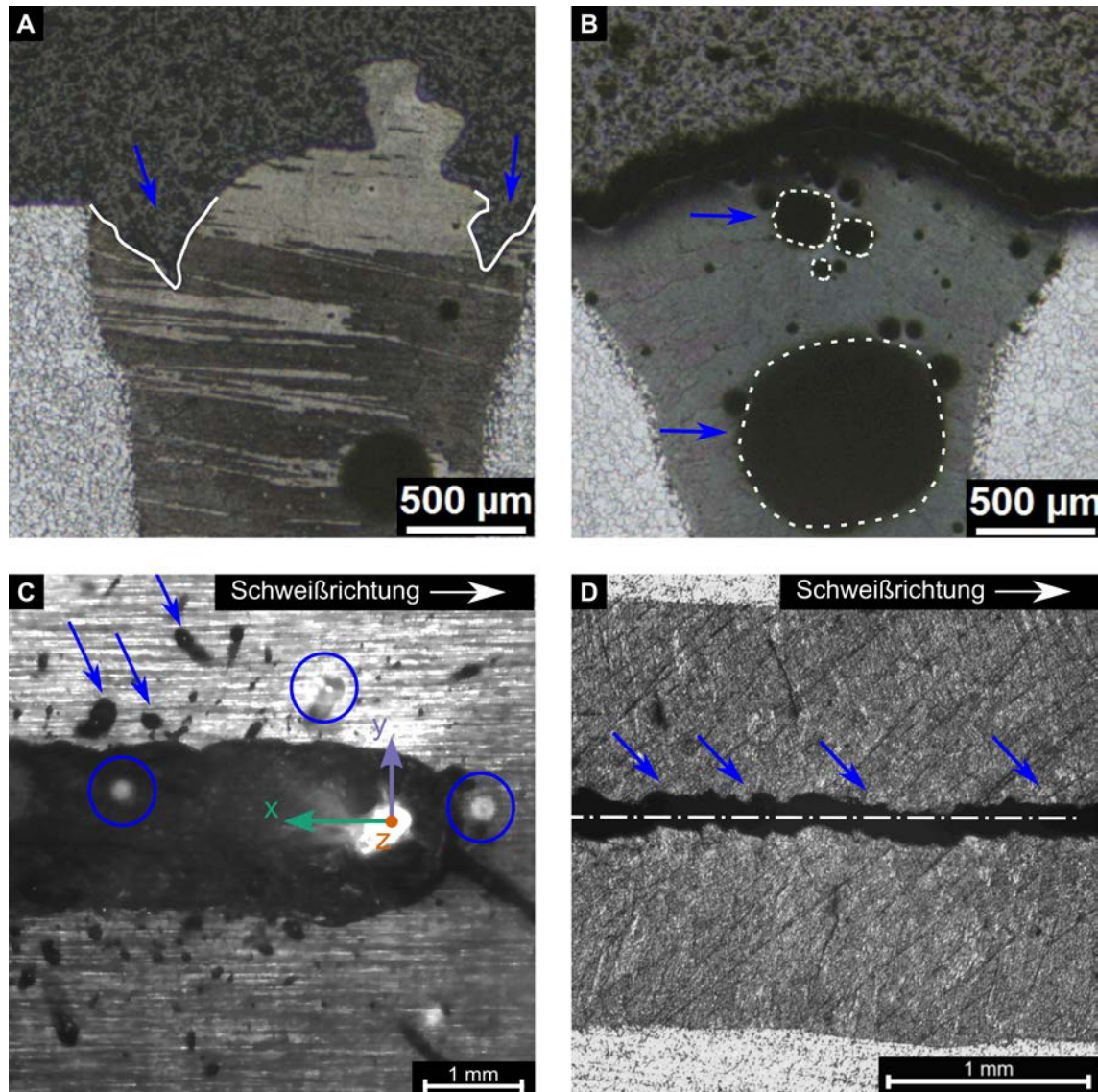


Bild 1.2: Gängige Fehler im Laserstrahlschweißen. (A) Schlibbild mit Randkerbe, (B) Schlibbild mit Poren, (C) in-situ Hochgeschwindigkeitsaufnahme mit Spritzern, (D) Oberflächenparalleler Schlibb mit Heißriss in der Schweißnahtmitte.

Neben Randkerben, Poren und Spritzern, können Heißrisse in der Nahtmitte die Schweißnahtqualität herabsenken oder sogar die Verbindung unbrauchbar machen.

Um die geforderte Qualität für die Schweißnähte zu erhalten, kommen Prozesskarten auf Basis von Berechnungsmodellen zur Anwendung. Beispielsweise können mit diesen die Prozessparameter für das Tiefschweißen [7,10], die benötigte Schweißnahttiefe und -breite [11], die Stabilisierung des Prozesses [12] berechnet werden. Die Vermeidung von

Heißrissen wurde ebenfalls in Berechnungsmodellen für unterschiedliche Schweißverfahren erarbeitet [13–16].

Prozesskarten übertragen die physikalischen Phänomene in maschinensteuerbare Größen in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung. Dadurch wird eine Verallgemeinerung möglich, sodass auch zukünftige Veränderungen im Laserstrahlschweißen und in Aluminiumlegierungen, wie die Steigerung der verfügbaren Laserleistung (Bild 2.3 in Referenz [12]) oder die Veränderung der Legierungszusammensetzung [17,18], dadurch abgedeckt werden können.

Das Gefüge eines Werkstoffes oder auch einer Schweißnaht, beschreibt dessen Werkstoffverhalten, zum Beispiel dessen Festigkeit. Veranschaulichen lässt sich dies durch die bekannten Verfestigungsmechanismen der Streckgrenze, die alle ihren Ursprung in der Gefügestruktur oder auch Mikrostruktur besitzen:

$$R_e = \sigma_p + \Delta\sigma_v + \Delta\sigma_m + \Delta\sigma_a + \Delta\sigma_k, \quad (1.1)$$

wobei σ_p die Peierl-Spannung, $\Delta\sigma_v$ die Kaltverfestigung, $\Delta\sigma_m$ die Mischkristallverfestigung durch Legierungselemente wie Magnesium (S. 108 Abb. 3.20 in [1]), $\Delta\sigma_a$ die Ausscheidungshärtung und $\Delta\sigma_k$ die Verfestigung durch den Hall-Petch Effekt [19] ist.

Neben dem Einfluss auf die Festigkeit beeinflusst das Gefüge die Anfälligkeit für Heißrisse. Eine feinere Kornstruktur führt zu einem höheren Widerstand gegen Heißrisse [16,20–25]. Dadurch können Fehler wie in Bild 1.2D vermieden werden. Eine heißrissfreie Schweißnaht ist für aktuelle industrielle Anwendungen bedeutend, insbesondere bei der Herstellung von Batteriegehäusen und -trägern für die Elektromobilität. Heißrisse müssen in diesen Komponenten vermieden werden, um die erforderliche Wasser- und Gasdichtigkeit zu erreichen [3].

Um eine feinere Kornstruktur zu erhalten, kann beispielsweise der Anteil gelöster Legierungselemente erhöht werden [26]. Gleichzeitig kann sich dadurch die Heißbrissanfälligkeit der Legierung verändern [27–29]. Beispielsweise führt im Gießen ein erhöhter Eisenanteil in Aluminiumlegierungen zu einer höheren Heißbrissanfälligkeit [30]. Über die Legierungszusammensetzung hinaus beeinflusst der Prozess die Gefügestruktur. In den Grundlagen der Erstarrung werden die Prozesseinflüsse in den physikalischen Größen der Erstarrungsrate, die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Liquidusisothermen, und dem Temperaturgradient an der Liquidusisothermen beschrieben [26]. Die Prozess- und Legierungseinflüsse auf die Gefügestruktur müssen besser verstanden werden, um diese technisch nutzen zu können.

Bild 1.3 zeigt eine schematische Gefügekarte in Abhängigkeit der beiden physikalischen Erstarrungsgrößen, die Erstarrungsrate und der Temperaturgradient [26]. Durch eine Veränderung der Erstarrungsrate und des Temperaturgradienten kann sich eine planare, gerichtete oder äquiaxiale Gefügestruktur ausbilden. Beispielsweise wird eine gerichtete Erstarrung genutzt, um einkristalline Turbinenschaufeln aus Nickelbasislegierungen zu gießen [31]. Die äquiaxiale Erstarrung führt zu einer Kornverfeinerung, da durch eine zusätzlich eintretende Nukleation mehr Körner wachsen. Zusätzlich kann die Größe des erstarrenden Gefüges über die Karte beschrieben werden, da das Produkt aus der Erstarrungsrate und dem Temperaturgradienten die Abkühlrate ergibt. Diese bestimmt wiederum die Größe der Gefügestruktur. Ist die Art und Größe der Struktur bekannt, kann auf die Verteilung der Legierungselemente im Gefüge geschlossen und somit die zu erwartenden Werkstoffeigenschaften beschrieben werden. Daher ist für die Entwicklung einer Gefügekarte für Laserstrahlschweißnähte eine Beschreibung der Erstarrungsrate, des Temperaturgradienten und der Einflüsse auf die Art der Gefügestruktur (gekennzeichnet durch die Grenzen in Bild 1.3) in steuerbaren Prozess- und Legierungsgrößen notwendig.

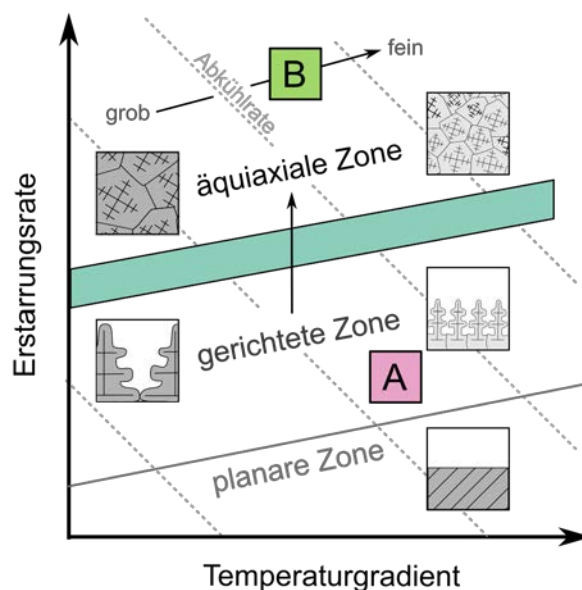


Bild 1.3: Schematische Gefügekarte zur Beschreibung der Art und Größe der Struktur in Abhängigkeit der Erstarrungsrate und des Temperaturgradienten angelehnt an [26].

In der Laserschweißnaht kann sich eine gerichtetes oder äquiaxiales Gefüge ausbilden wie in Bild 1.3 gezeigt. Bild 1.4 (rechts) stellt schematisch ein Schmelzbad im Laserstrahlschweißen in der Ebene der Schweißnahtbreite und der Schweißrichtung dar. Links in Bild 1.4 ist ein oberflächenparalleler Schliff einer Laserstrahlschweißnaht abgebildet. Der Schliff wurde nach der Methode von Barker [32] präpariert. Bei dieser Methode entsteht eine Deckschicht, dessen optische Eigenschaften abhängig von der darunterliegenden Kornorientierung ist. Für die Aufnahme wurde im Lichtmikroskop polarisiertes Licht und ein Analysator verwendet, der den Gangunterschied der einfallenden und reflektierten Lichtstrahlen farblich sichtbar macht. Mit Hilfe der farblichen Darstellung kann zwischen den gerichteten (Bereich A) und äquiaxialen Körnern (Bereich B) differenziert werden, die in der allgemeinen Gefügekarte Bild 1.3 dargestellt sind.

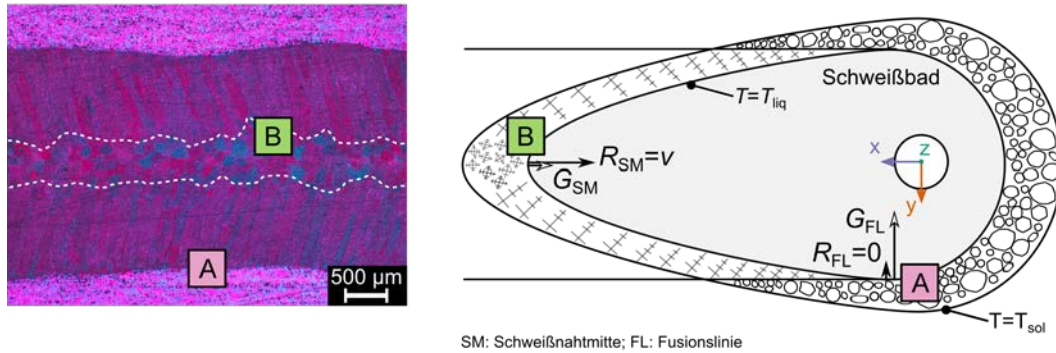


Bild 1.4: (Links) Oberflächenparalleler Schriff zeigt das resultierende Schweißnahtgefüge mit (A) gerichteter Kornstruktur und (B) äquiauxialer Kornstruktur in der Nahtmitte. (Rechts) Schematische Darstellung der Erstarrung während des Schweißprozesses und der herrschenden Erstarrungsrate R und Temperaturgradient G in der Schweißnahtmitte (SM) und an der Fusionslinie (FL). Dargestellt in der Ebene der Schweißnahtbreite und der Schweißrichtung.

In Bild 1.3 und Bild 1.4 sind die Bereiche für eine gerichtete und äquiauxiale Zone gekennzeichnet. Die Bereiche A und B unterscheiden sich durch den Temperaturgradienten und die Erstarrungsrate. Im Laserstrahlschweißen ist der Temperaturgradient in der Schweißnahtmitte (SM) am geringsten, da dort der Abstand zwischen der Solidus- und Liquidusisothermen am größten ist. An der Fusionslinie (FL) ist der Temperaturgradient am größten, da dort der Abstand zwischen den Isothermen am geringsten ist. Für die Erstarrungsrate verhält es sich entgegengesetzt, da diese abhängig von der Schweißgeschwindigkeit und dem Winkel zum Temperaturgradienten ist. Daher ist die Erstarrungsrate in der Schweißnahtmitte am größten. Die physikalischen Größen, Erstarrungsrate und Temperaturgradient, lassen sich durch den Prozess steuern, beispielsweise durch die Schweißgeschwindigkeit oder die absorbierte Laserleistung [6].

Eine feinere Kornstruktur, die durch eine äquiauxiale Erstarrung erreicht werden kann, ist vorteilhaft für die mechanischen Eigenschaften und den Heißrisswiderstand der Laserschweißnaht. Die Bildung eines äquiauxialen dendritischen Korngefüges setzt eine ausreichende Bildung von Nukleationskeimen und eine Unterkühlung der Schmelze zu Beginn der Erstarrung voraus. Diese Zusammenhänge sowie der Einfluss der Legierungszusammensetzung auf das äquiauxiale Kornwachstum und die Kornverfeinerung wurde

über Jahrzehnte beim Gießen ausgiebig erforscht [33–37]. Aktuell fokussiert sich die Forschung in diesem Feld auf das Zusammenführen von Modellen [36], experimentelle Untersuchung der Keimbildungsmechanismen [38,39] und die Untersuchung neuer Ansätze für eine effizientere Kornverfeinerung [40].

In Schweißverfahren wurde der metallurgische Einfluss auf das Wachstum äquiaxialer dendritischer Körner beim Wolfram-Lichtbogenschweißen von Aluminiumlegierungen [23], beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen [16] und beim Laserauftragsschweißen von Nickellegierungen [41,42] untersucht. Die Forschung im Schweißen von Aluminiumlegierungen konzentrierte sich insbesondere auf die Frage, wie die äquiaxiale Erstarrung durch Zugabe von Al-Ti-B-Vorlegierungen [16,23] begünstigt werden kann. Darüber hinaus gibt es ein wachsendes Interesse im vergleichbaren Forschungsfeld der laser- und pulverbettbasierten additiven Fertigung (LPBF) am Verständnis der Einflüsse auf die äquiaxiale Erstarrung [43–45].

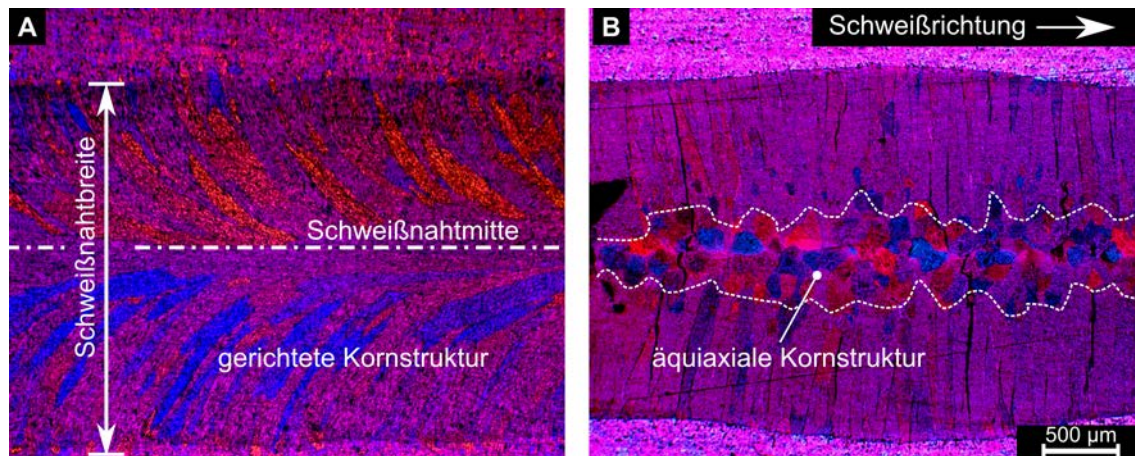


Bild 1.5: Oberflächenparallele Schlitze von Laserschweißnähten geätzt nach der Methode von Barker und betrachtet unter polarisiertem Licht mit Analysator im Lichtmikroskop.

Das Gefüge in der Schweißnaht resultiert aus den Bedingungen während der Erstarrung. Diese sind der Temperaturgradienten, die Erstarrungsrate und die Einflüsse der Aluminiumlegierung. Bild 1.5 zeigt, dass unterschiedliche Prozessparameter beim Remote-

Laserstrahlschweißen des gleichen Werkstoffes zu einem anderen Gefüge der Laserstrahlschweißnaht führen. Um im Remote-Laserstrahlschweißen gezielt das Gefüge einstellen und dadurch für die resultierende Schweißnahtqualität nutzen zu können, müssen die Legierungseinflüsse und Prozesseinflüsse auf das Gefüge beschrieben werden.

1.3 Ziel und Forschungsfragen der Arbeit

Ziel der vorliegenden Dissertation ist es, die Art und Größe des Gefüges in der Laserstrahlschweißnaht aus Aluminiumlegierungen zu beschreiben und in einer Gefügekarte zusammenzufassen, die die Werkstoff- und Prozesssicht verbindet und technisch anwendbar macht. Weiterhin soll die Gefügekarte mit weiteren Prozesskarten kombinierbar sein, sodass die Schweißnahtqualität im Remote-Laserstrahlschweißen optimiert werden kann und ist daher als Teil der gesamten Forschung zur Prozess- und Werkstoffverbesserung zu sehen. Die zu erarbeitende Gefügekarte fokussiert sich auf den Fall der 2-dimensionalen Wärmeleitung im Tiefschweißmodus, wie in Bild 1.1 gezeigt.

Um das Ziel der Gefügekarte für Laserstrahlschweißnähte zu erreichen, werden folgende Forschungsfragen in den Kapiteln beantwortet:

- Welche Mechanismen führen im Remote-Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen zur Keimbildung?
- Welche Einflussfaktoren verändern die Nukleationskeime?
- Welche Prozessgrößen beschreiben den Übergang zu einem äquiaxialen Kornstruktur?
- Welche Legierungsgrößen beschreiben den Übergang zu äquiaxialen Kornstruktur?
- Welche Prozess- und Legierungseinflüsse können die Größe der Kornstruktur sowie der Breite der äquiaxialen Zone beeinflussen?

1.4 Aufbau der Arbeit

Die Forschungsfragen werden in den folgenden Kapiteln mit Hilfe von Schweißexperimenten und deren metallographischen Charakterisierung, Herstellung spezieller Legierungen und durch analytische Beschreibungen aus der Metallurgie [6,26,27] sowie aus den Grundlagen der Lasermaterialbearbeitung [7] beantwortet. Jedes Kapitel beginnt mit einer kurzen Einführung, in der die Grundlagen sowie relevante Literatur zur Forschungsfrage hervorgehoben werden. Anschließend wird die Methodik beschrieben, die Ergebnisse werden dargestellt, beschrieben und diskutiert und es wird ein Fazit gezogen. Jedes der vorliegenden Kapitel ist in sich abgeschlossen und bauen aufeinander auf.

Welche Mechanismen der Nukleation im Laserstrahlschweißen aktiv sind wird im nachfolgenden Kapitel 2 experimentell untersucht. Die möglichen Nukleationsmechanismen wurden von Kou postuliert [6]. Um die Nukleationsmechanismen im Prozessfenster zu identifizieren, wird der Einfluss unterschiedlicher Legierungselemente auf die Nukleationsmechanismen untersucht. Es werden Legierungen mit Ausgangsmaterialien mit hoher Reinheit hergestellt, dadurch können gezielt die Einflussfaktoren auf die Nukleationsmechanismen kontrolliert werden. Das Ergebnis ist eine Aussage darüber, welche der Nukleationsmechanismen in Aluminiumknetlegierungen zu einem äquiaxialen Kornwachstum führen.

Im darauffolgenden Kapitel 3 wird der Einfluss der Prozessparameter auf die im vorherigen Kapitel identifizierten Nukleationskeime beschrieben. Dafür werden Laserschweißungen in einem weiten Prozessparameterbereich durchgeführt und die aktivierte Keimdichte experimentell approximiert. Die experimentellen Ergebnisse werden durch eine nichtlineare Regression auf Basis der klassischen Nukleationstheorie [27,46] und Schweißmetallurgie [6,47] beschrieben. Weiterhin wird ein neuentwickeltes Modell zur Abschätzung der aktivierten Keimdichte auf Basis des Titangehalts der Legierung vorgestellt.

In Kapitel 4 wird das Kriterium des Übergangs von gerichtetem zu äquiaxialem Kornwachstum analytisch beschrieben. Ausgehend von dem Kriterium nach Hunt und Burden [47,48] werden die physikalischen Größen zur Beschreibung der Art des Kornwachstums in steuerbare Prozessgrößen übersetzt. Dafür werden die Modelle aus Kapitel 3 sowie die Beschreibungen des Temperaturgradientens aus [24] sowie die Beschreibung der Erstarrungsrate nach [6] verwendet. Die experimentellen Ergebnisse der EN AW-6016 Legierung werden zur Validierung der analytischen Beschreibung verwendet. Das Ergebnis des Kapitels ist eine 2-dimensionale Gefügekarte, die den Einfluss der Prozessparameter für die EN AW-6016 Legierung zusammenfasst. Außerdem wird der Legierungseinfluss auf die Art des Kornwachstums aufgestellt.

Der Legierungseinfluss auf die Art der Kornstruktur wird in Kapitel 5 durch Laserschweißungen an Sonderlegierungen aus Al-Cu mit variierenden Massengehalt aus Kupfer und Aluminiumlegierungen aus der 2000 Serie (Al-Cu), 5000 Serie (Al-Mg), 6000 Serie (Al-Mg-Si) und 7000 Serie (Al-Zn-Mg) nach DIN EN 573-3 [2] validiert. Das Ergebnis des Kapitels 5 ist eine 3-dimensionale Gefügekarte zur Bestimmung der Art der Kornstruktur.

In Kapitel 0 wird die Gefügekarte um eine Beschreibung der Kornverfeinerung erweitert, sodass nicht nur die Art der Kornstruktur mit Hilfe der Karte vorhergesagt werden kann, sondern auch die Größe der Kornstruktur.

Zum Schluss werden die Erkenntnisse zusammengefasst und ein Ausblick gegeben.

2 Keimbildung im Laserstrahlschweißen

Das äquiaxiale Kornwachstum in der Schweißnahtmitte kann einsetzen, sobald die notwendigen Keime zur Nukleation vorhanden sind [47]. Wenn die Mechanismen zur Keimbildung besser verstanden sind, dann kann dies technologisch genutzt werden und in der Gefügekarte modelliert werden. Nach Kou [6] gibt es drei Nukleationsmechanismen, die zu der äquiaxialen Zone in Bild 1.5B führen können, 1) abgelöste Körner, 2) abgetrennte Dendritenarme und 3) heterogene Keimbildung. Die Mechanismen werden im nächsten Abschnitt detaillierter besprochen. Da das Gefüge abhängig von der Legierungszusammensetzung ist, wird in diesem Kapitel neben dem Einfluss der Prozessparameter auch der Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Mechanismen der Keimbildung experimentell untersucht.

Kou formulierte die nachfolgenden Mechanismen, die zur Keimbildung beim Schmelzschweißen (S. 181 Bild 7.13 [6]) und somit zu äquiaxialer Erstarrung in der Schweißnahtmitte führen können. Diese sind in Bild 2.1 schematisch dargestellt.

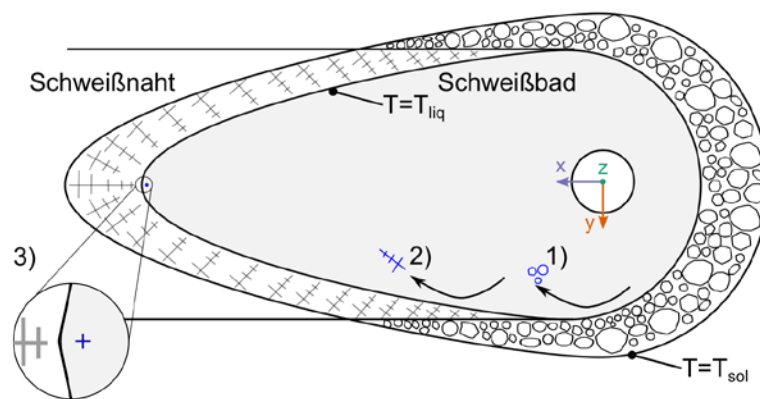


Bild 2.1: Während des Schweißens können nach Kou [6,49] folgende Mechanismen zur einer Nukleation führen: 1) abgelöste Körner, 2) abgetrennte Dendritenarme sowie 3) eine heterogene Keimbildung. Die Skizze orientiert sich an Bild 7.13 in [6].

Mechanismus 1) abgelöste Körner (auf Englisch: grain detachment) - Körner können sich aus der Kornstruktur ablösen, wenn die Temperatur hoch genug ist, dass sich die

niedrigschmelzende Phase um das α -Aluminium Korn auflöst und sich dadurch das Korn ablöst. Ein abgelöstes Korn kann wie in Bild 2.1 dargestellt durch die Strömung im Schweißbad in die Nahtmitte befördert werden, wo es dann erstarrt und eine neue Korngrenze ausbildet. Dieser Mechanismus wird für den Fall des Laserstrahlschweißens von Aluminiumknetlegierungen vernachlässigt. Zum einen ist die Wärmeeinflusszone im Laserstrahlschweißen wesentlich geringer als im WIG. Daraus folgt, dass die Temperatur nur über eine geringe Distanz hoch genug ist, um die niedrigschmelzende Phase aufzulösen. Zum anderen ist der Anteil der Legierungselemente und dadurch auch der Anteil einer niedrigschmelzenden Phase, die das ganze Korn umgibt, für Aluminiumknetlegierungen spezifiziert nach DIN EN 573-3 [2] gering im Vergleich zu Gusslegierungen.

Mechanismus 2) abgetrennte Dendritenarme (auf Englisch: dendritic fragmentation) - Dendriten können während der Erstarrung durch die im Schweißbad vorliegende Strömung abgetrennt, dann durch diese in die Nahtmitte befördert werden, wo sie erstarren und eine neue Korngrenze ausbilden. Der Laserstrahlschweiß-Prozess wird im Tief-schweißmodus betrieben, um so die Energieeffizienz des Prozesses zu erhöhen. Dadurch entsteht eine Dampfkapillare, wie es im Bild 2.1 im Ursprung des Koordinatensystems angedeutet ist, die von der Schmelze umströmt werden muss. Durch die Dampfkapillare nehmen die Strömungen lokal zu. Als Folge könnte der Mechanismus 2) verstärkt auftreten. Weiterhin kann dieser Mechanismus durch die Legierungszusammensetzung beeinflusst werden, da durch diese die Größe der Dendriten beeinflusst wird [27], wodurch ein Abtrennen erleichtert werden könnte.

Mechanismus 3) heterogene Keimbildung (auf Englisch: heterogeneous nucleation) - Heterogene Keime sind Feststoffpartikel (auf Englisch: solid particles), die die Erstarrung von beispielsweise α -Aluminium erleichtern, indem diese die Energiebarriere zur Erstarrung senkt. Entscheidend dafür ist, dass das Verhältnis der Gitterparameter des Keims und der zu wachsenden Phase möglichst gering ist. In Aluminium spielt das Al-Ti-B

System eine wichtige Rolle für die heterogene Nukleation. Fan et al. [50] konnte zeigen, dass auf den TiB_2 -Feststoffpartikeln eine Al_3Ti -Schicht aufwächst, die dann das Wachstum von α -Aluminium ermöglicht. Diese Keimbildung kann vor allem in der Schweißnahtmitte auftreten, da dort die Unterkühlung der Schmelze am größten ist [6]. Negativ beeinflusst werden kann dies beispielsweise durch zu einen Siliziumanteil $c_{\text{Si}} \geq 3$ Gew.%, da das Silizium die Al_3Ti -Schicht auf den TiB_2 -Nukleationspartikeln destabilisiert [39]. Die heterogene Keimbildung durch das Al-Ti-B System wurde bereits im Schmelzschweißen untersucht [16,23] und als eine effektive Quelle für eine äquiaxiale Erstarrung identifiziert.

Kou und Le [49] entwickelten eine Methode, um den Keimbildungsprozess bei der Erstarrung von Aluminiumknetlegierungen während des WIG-Schweißen zu identifizieren. Bei dieser Methode werden insgesamt drei Schweißungen durchgeführt und anschließend die Kornstruktur untersucht, um auf den Nukleationsmechanismus zu schließen. Kou und Le zeigten im Jahr 1986 an den kommerziellen Aluminiumlegierungen (AA 2219 und AA 6061), dass es im WIG-Schweißen dieser Legierungen zu einer heterogenen Keimbildung durch Al_3Ti -Partikel kam. Im Gegensatz zum WIG-Schweißen ($v = 0,45$ m/min [49]) kann das Laserstrahlschweißen bei vielfach höheren Schweißgeschwindigkeiten ($v = 6$ m/min [16]; $v \leq 50$ m/min [51]) durchgeführt werden, was zu höheren Strömungsgeschwindigkeit vor allem beim Tiefschweißen führt.

Geng et al. [52,53] wendeten die Methodik von Kou und Le [49] an und untersuchten die Mechanismen der Keimbildung im Laserstrahlschweißen einer EN AW-5083 Aluminiumlegierungen bei einer konstanten Schweißgeschwindigkeit von $v = 2,7$ m/min. Geng et al. [52] schlussfolgerten wie Kou und Le [49], dass es sich beim Mechanismus der Keimbildung um die heterogene Keimbildung (Mechanismus 3) handelt.

Wang et al. [54] untersuchten den Einfluss der Laserstrahlführung durch unterschiedliche Oszillationsstrategien auf die sich ausbildende Kornstruktur bei $v = 2$ m/min.

Wang et al. [54] fanden heraus, dass durch die Anpassung des Schweißprozesses durch Strahlführung und somit der Strömung höhere Anteile an zusätzlichen äquiauxialen Körnern in der Nahtmitte beobachtet wurden. Das deutet darauf hin, dass durch Veränderung des Prozesses weitere Nukleationsmechanismen, wie beispielsweise Mechanismus 2) aktiviert werden kann.

Offen bleibt, wie höhere Schweißgeschwindigkeiten die Mechanismen der Keimbildung beeinflusst. Es wurde bisher nicht untersucht, wie die Legierungszusammensetzung, die einen Einfluss auf beispielsweise die Art und Größe der Dendriten besitzt [26], sich auf die Mechanismen der Keimbildung auswirkt. Ziel dieses Kapitels ist es, den Einfluss des Prozesses und der Legierungszusammensetzung auf die beschriebenen Keimbildungsmechanismen zu untersuchen. Wenn die Nukleationsmechanismen verstanden sind, können diese modelliert und in der Gefügekarte abgebildet werden.

2.1 Methodik

Um die Mechanismen der Keimbildung zu untersuchen, wurden Laserstrahl-Schweißungen an Aluminiumlegierungen durchgeführt und die Kornstruktur anschließend metallographisch untersucht. Die Untersuchungen wurden an binären Sonderlegierungen und an einer EN AW-6016 Legierung durchgeführt.

2.1.1 Herstellung der binären Sonderlegierungen

Die binären Sonderlegierungen wurden hergestellt, um den Mechanismus 3) der heterogenen Keimbildung bereits vor dem Versuch auszuschließen und den Mechanismus 2) ablösende Dendritenarme zu untersuchen. Dabei wurden bei der Herstellung der binären Sonderlegierungen aus Aluminium keine TiB_2 -Partikel zugesetzt, die nach Geng et al. [55] zur heterogenen Keimbildung in der Schweißnahtmitte führen. Zudem wurde für die Legierungsherstellung Aluminium mit einer Reinheit von 99,999 Gew.% und Legierungselemente mit einer Reinheit von $>99,99$ Gew.% verwendet, um Verunreinigungen zu reduzieren, die zu einer heterogenen Keimbildung führen könnten.

Für die in Tabelle 2.1 aufgeführten binären Legierungen wurden Bleche mit einer Länge von 150 mm, einer Breite von 50 mm und einer Dicke von $2 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$ hergestellt. Die verwendeten Legierungselemente orientierten sich an den nach DIN EN 573-3 [2] verwendeten Klassifikationen der binären Systeme (2xxx: Al-Cu; 3xxx: Al-Mn; 4xxx: Al-Si; 5xxx: Al-Mg).

Für die Blechherstellung wurden die Legierungen mit der Zusammensetzung nach Tabelle 2.1 abgewogen und in einem induktiven Schmelzofen geschmolzen. Pro Charge wurden circa 400 g Aluminiumlegierung aufgeschmolzen. Um Reaktionen mit der Umgebung auszuschließen, wurde der Ofen auf $3 \cdot 10^{-3}$ mbar evakuiert, bevor dieser mit Argon auf 500 mbar geflutet wurde. Für Al-Si wurde eine eutektische Vorlegierung in einem SiO_2 -Tiegel hergestellt, um das Silizium im Aluminium zu binden. Anschließend wurden für jede Schmelze ein gereinigter Graphittiegel verwendet, um eine Reaktion mit der Schmelze auszuschließen. Sobald die Schmelze vollständig aufgeschmolzen war, wurde die Induktions-Leistung manuell oszilliert, um die Schmelze zu homogenisieren. Die Schmelze wurde in eine Kupferkokille bei Raumtemperatur ausgegossen. Die Gussplatte hatte eine Höhe von 135 mm, eine Länge von 100 mm und eine Breite von 9 mm.

Die Oberfläche der Gussplatten wurden anschließend durch Hobeln bearbeitet, dadurch wurden die Flächen für das anschließende Walzen parallelisiert. Außerdem wurde die Schlacke an der Oberfläche durch das Hobeln entfernt. Danach wurden die Gussplatten bei einer Temperatur zwischen 450 - 550 °C für mehrere Stunden geglüht, um das Gefüge zu homogenisieren. Die Gussplatten wurden dann kalt ausgewalzt. Durch das Walzen wurde die Dicke von 9 mm auf 2 mm reduziert. Die ausgewalzten Bänder wurden dann manuell gerichtet und bei 300 °C für 3 h weichgeglüht. Die Bleche wurden dann auf Maß (150 mm x 100 mm x 2 mm) zugeschnitten und an der Zugprüfmaschine gereckt. Bevor die Bleche geschweißt wurden, wurden diese mit neodisher® LaboClean UW (Chemische Fabrik Dr. Weigert GmbH & Co. KG, Hamburg) von Ölen und Fetten gereinigt.

Tabelle 2.1: Liste der hergestellten Bleche aus den binären Al-X Legierungen.

Legierungssystem	Legierungselement (Gew.% / At.%)	Aluminium (Gew.% / At.%)	Kommentar
Al-Cu	2,3 / 1,0	97,7 / 99,0	Ähnlich 2xxx
Al-Cu	4,6 / 2,0	95,4 / 98,0	
Al-Mn	2,0 / 1,0	98,0 / 99,0	Ähnlich 3xxx
Al-Mn	4,0 / 2,0	96,0 / 98,0	
Al-Si	1,0 / 1,0	99,0 / 99,0	Ähnlich 4xxx
Al-Si	2,1 / 2,0	97,9 / 98,0	
Al-Mg	0,9 / 1,0	99,1 / 99,0	Ähnlich 5xxx
Al-Mg	1,8 / 2,0	98,2 / 98,0	

2.1.2 Experimentelle Durchführung der Schweißungen

An den hergestellten Blechen wurden Blindnähte geschweißt. Es wurden zwei Schweißgeschwindigkeiten $v = 3$ m/min und $v = 12$ m/min untersucht. Die niedrigere Schweißgeschwindigkeit ist vergleichbar mit dem Versuch von Geng et al. [52]. Die zweite Schweißgeschwindigkeit wurde um ein Vielfaches höher gewählt, um dadurch die Strömung im Schmelzbad zu erhöhen. Die Laserleistungen wurden an die Schweißgeschwindigkeiten angepasst, sodass die Bleche durchgeschweißt wurden. Die gewählten Prozessparameter sind in Tabelle 2.2 zusammengefasst. Die Versuche wurden mit dem ex-

perimentellen Aufbau am Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW) der Universität Stuttgart durchgeführt, siehe Bild 2.2. Die Bearbeitungsoptiken waren gegenüber der Schweißrichtung um 15° geneigt, sodass stechend geschweißt wurde.

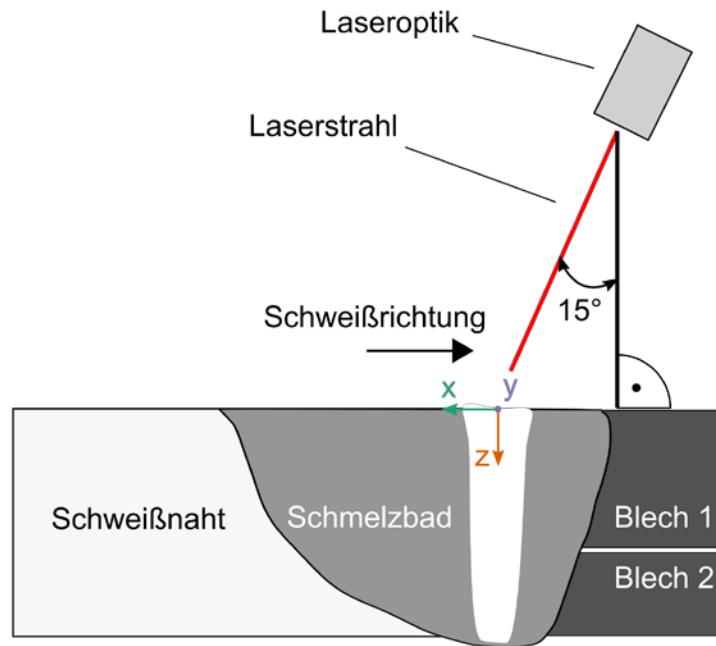


Bild 2.2: Experimenteller Aufbau der durchgeführten Versuche ist dargestellt. Die Laseroptik ist um circa 15° in Schweißrichtung gekippt, um stechend zu schweißen.

Tabelle 2.2: Verwendete Prozessparameter für die durchgeführten Schweißungen der binären Legierungen im Durchschweißen.

Schweißgeschwindigkeit v (m/min)	Fokussdurchmesser d_f (μm)	Laserleistung P_L (W)
3	560	2500
12	560	6000

2.1.3 Experimentelle Durchführung der Metallographie

Die Schweißnähte wurden anschließend metallographisch untersucht. Bild 2.3 stellt die zwei zu erwarteten Arten der Kornstruktur dar. Wenn keine zusätzliche Keimbildung auftritt, dann ist die Kornstruktur wie in Bild 2.3a dargestellt. Die Körner wachsen ausgehend vom Rand des Schweißbades in die Schweißnahtmitte, wo diese zusammentreffen und eine Korngrenze ausbilden. Wenn eine zusätzliche Keimbildung neben der epitaktischen Keimbildung auftritt, dann entstehen äquiaxiale Körner in der Schweißnahtmitte, wie in Bild 2.3b dargestellt ist.

Die geschweißten Proben wurden geschliffen und mechanisch poliert. Alle abgebildeten Querschnitte sind parallel zur Blechoberfläche. Die polierten Oberflächen wurden anschließend anodisch nach der Methode von Barker [32] für eine Dauer von ungefähr 120 Sekunden bei einer Spannung von 16 V geätzt. Die geätzten Proben wurden unter dem Lichtmikroskop mit einem Polarisator und Analysator untersucht.

2.2 Ergebnisse und Diskussion

2.2.1 Keimbildung in den binären Sonderlegierungen

Keimbildung in Al-Cu - Bild 2.4 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen der oberflächenparallelen Schliffe der Schweißnahtmitten der Al-Cu Legierung. Die unterschiedlichen Farben deuten die Orientierung der Körner an. Bild 2.4a-b zeigen die metallographischen Untersuchungen der Al-Cu 2,3 Gew.% und Bild 2.4c-d die der Al-Cu 4,6 Gew.% Legierungen, die jeweils mit den Parametern $P_L = 2500 \text{ W}$, $v = 3 \text{ m/min}$ (Bild 2.4a und Bild 2.4c) und $d_f = 560 \text{ }\mu\text{m}$ und $P_L = 6000 \text{ W}$, $v = 12 \text{ m/min}$ und $d_f = 560 \text{ }\mu\text{m}$ (Bild 2.4b und Bild 2.4d) geschweißt wurden.

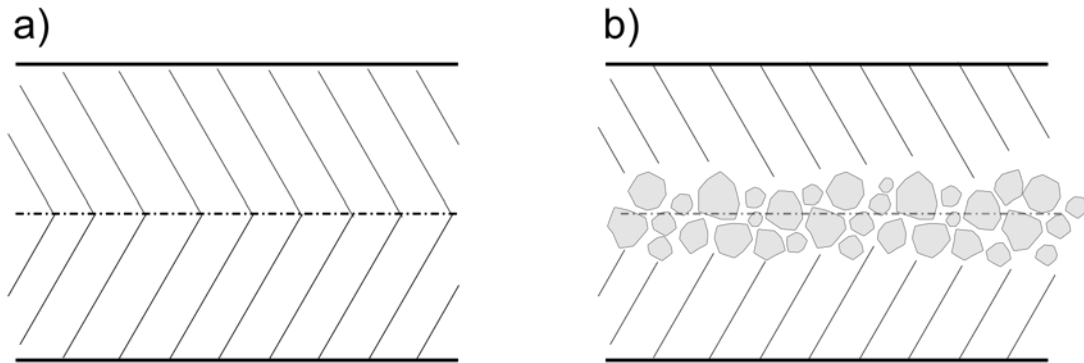


Bild 2.3: Schematische Darstellung der zu erwartenden Kornstrukturen bei der metallographischen Untersuchungen: a) die epitaktisch vom Rand der Schweißnaht wachsenden Körner treffen sich in der Schweißnahtmitte und b) durch zusätzliche Keimbildung entsteht ein Bereich äquiaxialer Körner rund um die Nahtmitte.

Bild 2.4a zeigt gerichtete dendritische Körner, die ausgehend vom Rand der Schweißnaht in die Nahtmitte erstarrten. Die gerichteten Körner treffen nicht in der Nahtmitte zusammen, wie das beispielsweise bei Bild 2.4c der Fall ist, da in der Nahtmitte in Bild 2.4a ein gerichtetes Korn wächst, das parallel der Schweißrichtung wuchs. Es ist kein äquiaxiales Kornwachstum in der Nahtmitte von Bild 2.4a zu erkennen.

In Bild 2.4b (Al-Cu 2,3 Gew.%, $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min, $d_f = 560$ μm) erstrecken sich die gerichteten dendritischen Körner in einem konstanten Winkel gegenüber der Schweißrichtung. Die Wachstumsrichtung ausgewählter Körner ist mit weißen Pfeilen gekennzeichnet. In der Nahtmitte wuchs ein gerichtetes Korn, ähnlich wie es in Bild 2.4a zu sehen ist. Es ist kein äquiaxiales Kornwachstum in der Nahtmitte von Bild 2.4b zu erkennen.

In Bild 2.4c (Al-Cu 4,6 Gew.%, $P_L = 2500$ W, $v = 3$ m/min, $d_f = 560$ μm) treffen die gerichteten Körner in der Nahtmitte (weiße Strich-Punkt-Linie) zusammen. Die gerichteten Körner wuchsen in einem konstanten Winkel zur Schweißrichtung – angedeutet durch die weißen Pfeile. Die Nahtmitte lässt sich deutlich wie in Bild 2.4a und Bild 2.4b erkennen und auch hier sind keine äquiaxialen Körner in der Nahtmitte zu erkennen.

In Bild 2.4d (Al-Cu 4,6 Gew.%, $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min, $d_f = 560$ μm) ist ein äquiaxiales Korn gekennzeichnet (gelber Pfeil), das über die Nahtmitte in beide Hälften des Schweißbades wächst.

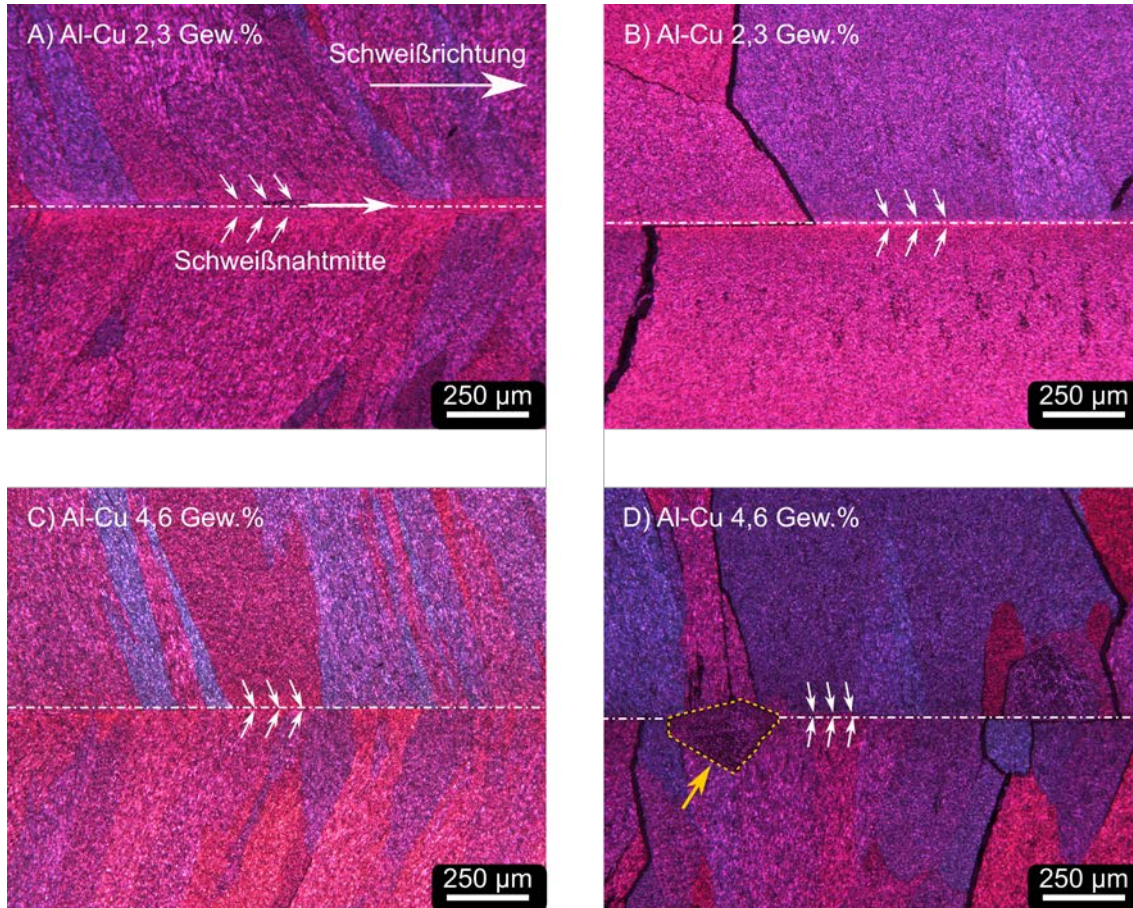


Bild 2.4: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Schweißnahtmitte (weiße Strich-Punkt-Linie). (a) Al-Cu 2,3 Gew.% geschweißt mit $P_L = 2500$ W, $v = 3$ m/min und $d_f = 560$ μm , (b) Al-Cu 2,3 Gew.% geschweißt mit $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min und $d_f = 560$ μm , (c) Al-Cu 4,6 Gew.% geschweißt mit $P_L = 2500$ W, $v = 3$ m/min und $d_f = 560$ μm , (d) Al-Cu 4,6 Gew.% geschweißt mit $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min und $d_f = 560$ μm . Gelber Pfeil kennzeichnet äquiaxiales Korn in der Schweißnahtmitte.

Bild 2.5 zeigt eine Übersicht des Schweißnahtgefüges (Al-Cu 4,6 Gew.%, $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min, $d_f = 560$ μm) und verdeutlicht, dass es sich beim in Bild 2.4d markierten äquiaxialen Korn um eine Ausnahme über ein mehrere millimeterlangen Ausschnitt der Schweißnaht handelt.

Die Ergebnisse deuten darauf hin, dass der Mechanismus 2) abgetrennte Dendritenarme zu diesem äquiaxialen Korn geführt hat. Nur im Versuch mit der schnellsten Schweißgeschwindigkeit und dem höchsten Anteil des Kupfergehaltes trat diese Beobachtung auf. Dies spricht für den Mechanismus 2), da bei diesen Versuchseinstellungen die Strömungsgeschwindigkeit am schnellsten ist und die Dendritenarme am kleinsten sind [26]. Gegen den Mechanismus 2) spricht, dass keine weiteren äquiaxialen Körner über den circa 5 mm langen Bereich in Bild 2.5 zu finden sind und das auf eine Verunreinigung hindeutet. Im Vergleich zu den von Geng et al. [52] durchgeführten Schweißungen, bei denen Mechanismus 3) heterogene Keimbildung identifiziert wurde, wurde die Schweißgeschwindigkeit vervierfacht. Es konnten keine vollständige äquiaxiale Kornstruktur wie in Bild 1.5B durch die Variation des Kupfergehalts oder der Prozessparameter erreicht werden.

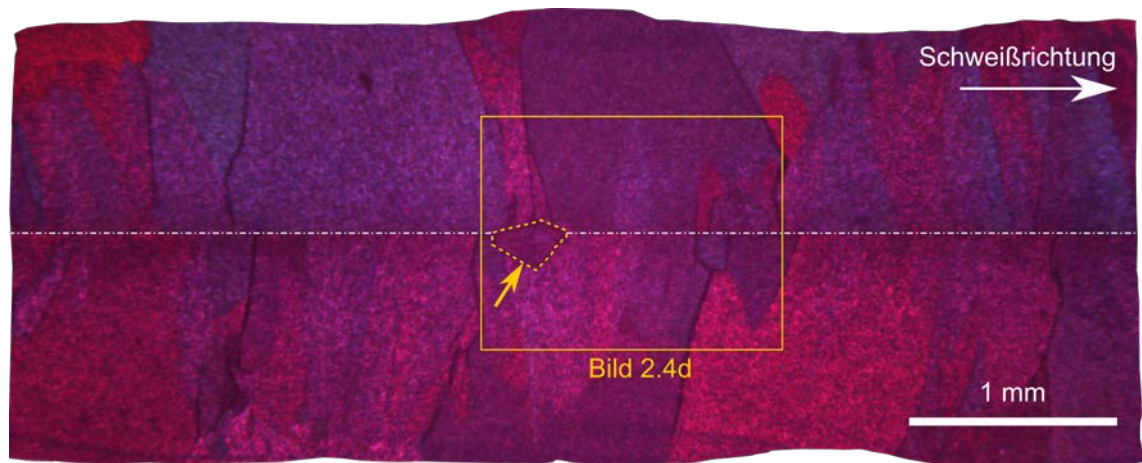


Bild 2.5: Oberflächenparalleler Schliff der Nahtmitte der Al-Cu 4,6 Gew.% Legierung geschweißt mit $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min und $d_f = 560$ μm .

Keimbildung in Al-Mn – Bild 2.6 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen der oberflächenparallelen Schliffe der Schweißnahtmitten der Al-Mn Legierung. Die unterschiedlichen Farben deuten die Orientierung der Körner an. In Bild 2.6b-d treffen die dendritischen Körner ausgehend vom Rand der Schweißnaht in der Nahtmitte zusammen. In Bild 2.6a ist dies nicht der Fall, da dort ein Korn parallel zur Schweißrichtung in der

Nahtmitte wuchs. Es ist kein äquiaxiales Kornwachstum in der Nahtmitte der Al-Mn Legierungen im gewählten Prozessfenster ($v = 3$ m/min und $v = 12$ m/min) zu erkennen.

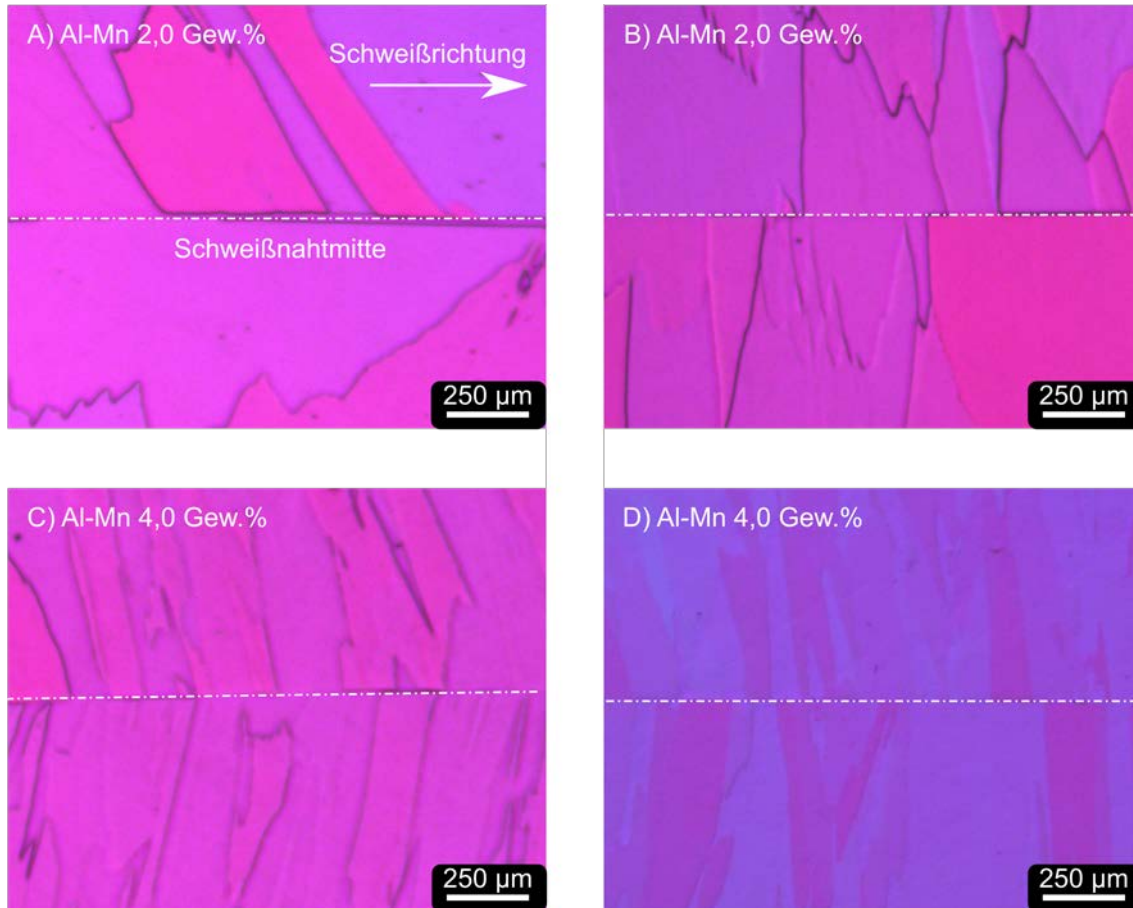


Bild 2.6: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Schweißnahtmitte (weiße Strich-Punkt-Linie). (a) Al-Mn 2,0 Gew.% geschweißt mit $P_L = 2500$ W, $v = 3$ m/min und $d_f = 560$ μm , (b) Al-Mn 2,0 Gew.% geschweißt mit $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min und $d_f = 560$ μm , (c) Al-Mn 4,0 Gew.% geschweißt mit $P_L = 2500$ W, $v = 3$ m/min und $d_f = 560$ μm , (d) Al-Mn 4,0 Gew.% geschweißt mit $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min und $d_f = 560$ μm .

Keimbildung in Al-Si – Bild 2.7 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen der oberflächenparallelen Schlitze der Schweißnahtmitten der Al-Si Legierung. Die unterschiedlichen Farben deuten die Orientierung der Körner an. In Bild 2.7b-d treffen die dendritischen Körner ausgehend vom Rand der Schweißnaht in der Nahtmitte zusammen. In Bild 2.7a ist dies nicht der Fall, da dort ein Korn parallel zur Schweißrichtung in der

Nahtmitte wuchs. Es ist kein äquiaxiales Kornwachstum in der Nahtmitte der Al-Si Legierungen im gewählten Prozessfenster ($v = 3$ m/min und $v = 12$ m/min) zu erkennen.

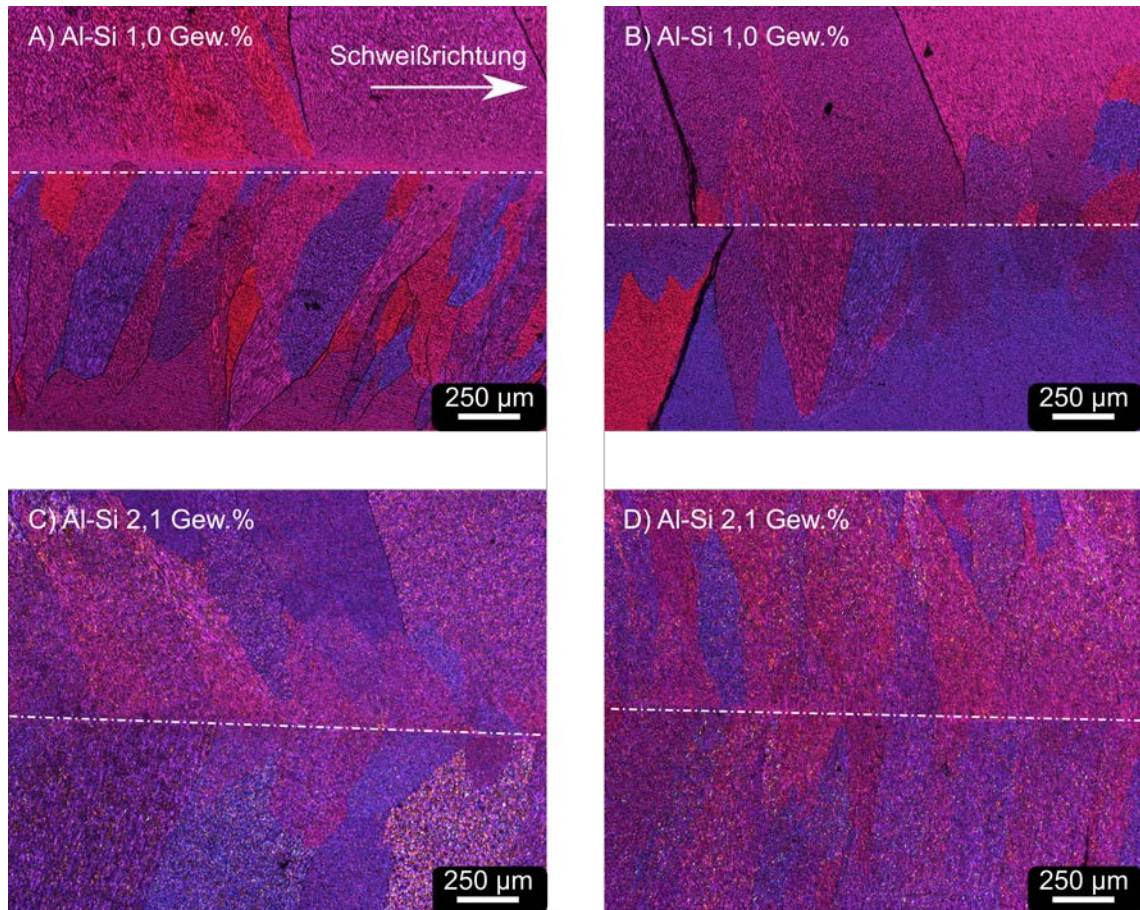


Bild 2.7: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Schweißnahtmitte (weiße Strich-Punkt-Linie). (a) Al-Si 1,0 Gew.% geschweißt mit $P_L = 2500$ W, $v = 3$ m/min und $d_f = 560$ µm, (b) Al-Si 1,0 Gew.% geschweißt mit $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min und $d_f = 560$ µm, (c) Al-Si 2,1 Gew.% geschweißt mit $P_L = 2500$ W, $v = 3$ m/min und $d_f = 560$ µm, (d) Al-Si 2,1 Gew.% geschweißt mit $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min und $d_f = 560$ µm.

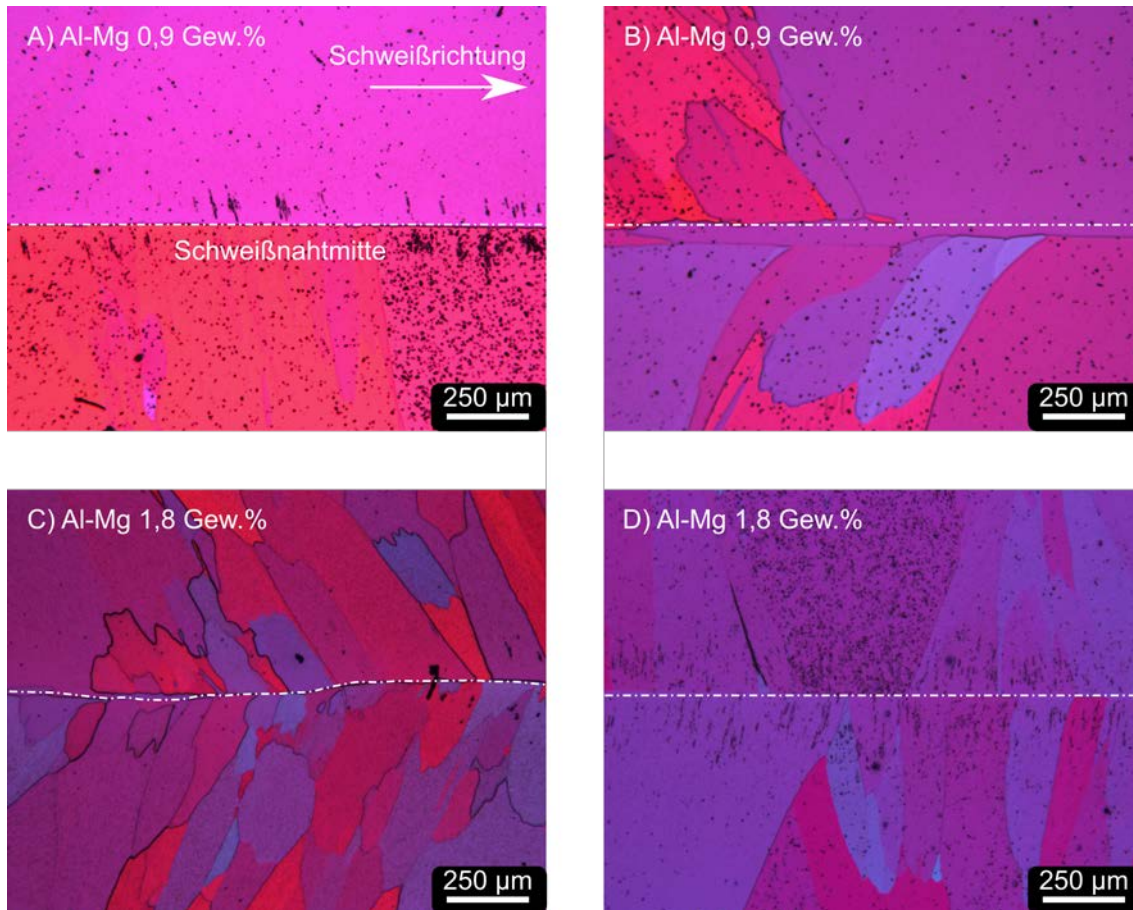


Bild 2.8: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Schweißnahtmitte (weiße Strich-Punkt-Linie). (a) Al-Mg 0,9 Gew.% geschweißt mit $P_L = 2500$ W, $v = 3$ m/min und $d_f = 560$ μm , (b) Al-Mg 0,9 Gew.% geschweißt mit $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min und $d_f = 560$ μm , (c) Al-Mg 1,8 Gew.% geschweißt mit $P_L = 2500$ W, $v = 3$ m/min und $d_f = 560$ μm , (d) Al-Mg 1,8 Gew.% geschweißt mit $P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min und $d_f = 560$ μm .

Keimbildung in Al-Mg – Bild 2.8 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen der oberflächenparallelen Schlitze der Schweißnahtmitten der Al-Mg Legierung. Die unterschiedlichen Farben deuten die Orientierung der Körner an. In allen Schlitfbildern kann die Schweißnahtmitte klar differenziert werden, da sich entweder ein Korn parallel zur Schweißrichtung in der Nahtmitte erstreckt oder die gerichteten Körner in der Nahtmitte zusammentreffen. Es ist kein äquiaxiales Kornwachstum in der Nahtmitte der Al-Mg Legierungen im gewählten Prozessfenster ($v = 3$ m/min und $v = 12$ m/min) zu erkennen.

2.2.2 Keimbildung in EN AW-6016 (Al Si_{1,2}Mg_{0,4})

In den metallographischen Untersuchungen der Laserschweißnähte aus binären Sonderlegierungen konnte kein vollständiges äquiaxiales Kornwachstum in der Schweißnahtmitte festgestellt werden. Im Unterschied zu den im vorangegangenen Abschnitt hergestellten binären Sonderlegierungen kommen in kommerziellen Legierungen, wie EN AW-6016 (Al Si_{1,2}Mg_{0,4}), kornverfeinernde Zusätze, wie Al-Ti-B, zum Einsatz.

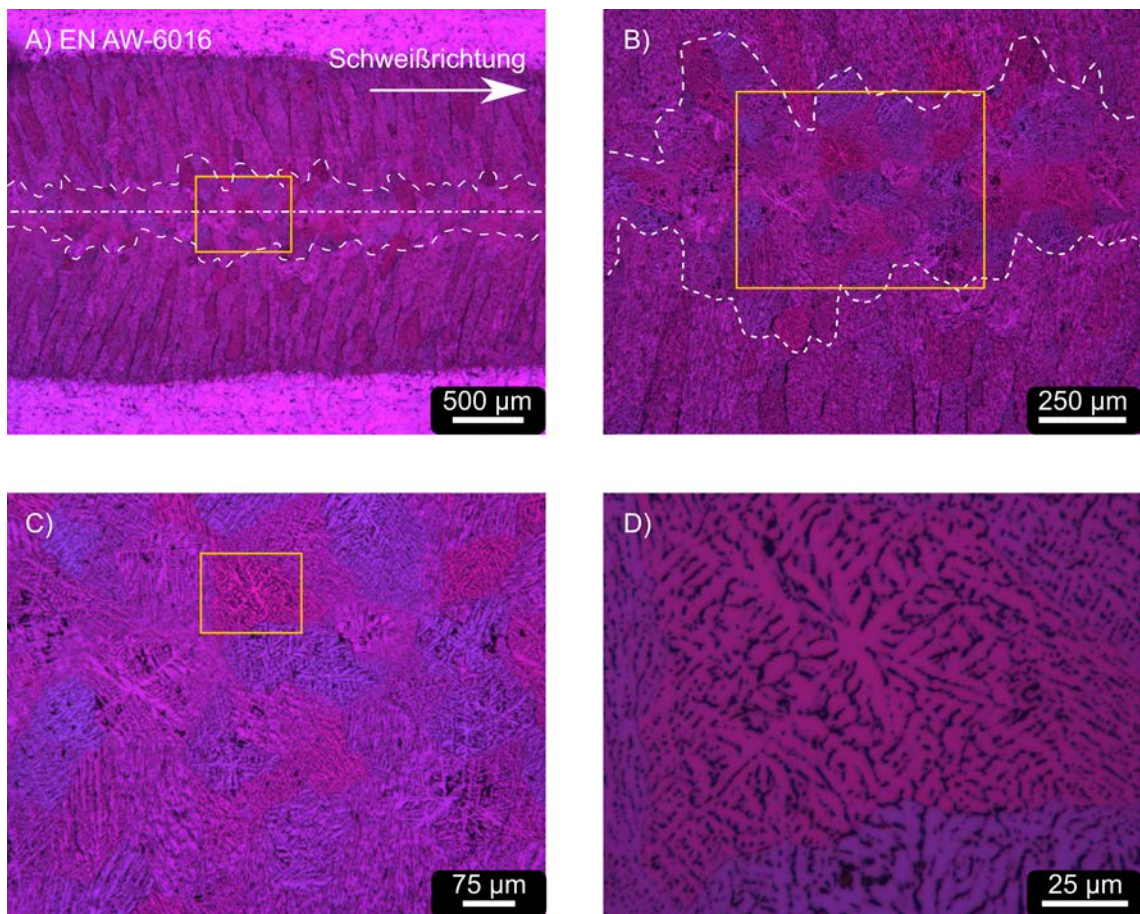


Bild 2.9: (a) EN AW-6016 geschweißt mit $P_L = 2500$ W, $v = 3$ m/min und $d_f = 560$ µm, (b) Vergrößerung der Nahtmitte, (c) Vergrößerung des äquiaxialen Bereiches, (d) Vergrößerung eines einzelnen äquiaxial dendritischen Korns.

Bild 2.9 zeigt einen oberflächenparallelen Schliff einer Schweißnaht aus EN AW-6016. In Bild 2.9a ist eine Übersicht der Schweißnaht gezeigt, die über den gesamten abgebildeten Bereich einen Bereich mit äquiaxialen Körnern aufweist (gestrichelte weiße Linie).

In den Vergrößerungen Bild 2.9b-d sind die äquiaxialen Körner zu erkennen, die ausgehend von einem Mittelpunkt äquiaxial in alle Richtungen wachsen. In Bild 2.9b und Bild 2.9c ist zu erkennen, dass durch das äquiaxiale Kornwachstum zusätzliche Korngrenzen sowohl in beiden Richtungen in der Ebene entstehen. Ein solches äquiaxiale Kornwachstum, das zu einer vollständigen äquiaxialen Zone über den gesamten Schweißnahtbereich führt, ist in den hergestellten binären Legierungen nicht zu erkennen.

2.3 Fazit

Kou [6] postulierte drei mögliche Mechanismen, die zu einer zusätzlichen Keimbildung führen können. Diese wurden für unterschiedliche binäre Sonderlegierungen und Prozessparameter an Laserschweißnähten untersucht. Bei der Herstellung der Sonderlegierungen wurden Ausgangsmaterialien mit einer Reinheit $>99,99$ Gew.% verwendet, um eine heterogene Keimbildung auszuschließen. Es zeigte sich, dass nur bei der Schweißnaht aus der Al-Cu 4,6 Gew.% Legierung ($P_L = 6000$ W, $v = 12$ m/min, $d_f = 560$ μ m) ein äquiaxiales Korn auftrat. Es konnte nicht abschließend geklärt werden, ob es sich dabei um eine Verunreinigung oder um den Mechanismus 2) handelt. In keiner der hergestellten binären Sonderlegierungen konnte ein ähnliches Kornwachstum wie bei EN AW-6016 (Bild 2.9) erreicht werden. Daher ist festzuhalten, dass die durch Kou [6] beschriebenen Mechanismen im gewählten Prozessparameterfenster keinen signifikanten Einfluss auf das äquiaxiale Kornwachstum in der Nahtmitte besitzen. Aus diesem Grund wird für die Entwicklung der Gefügekarte angenommen, dass nur eine heterogene Keimbildung zu einem äquiaxialen Kornwachstum führt. Diese Annahme wird durch die Ergebnisse von Geng et al. [55] bestätigt. Im Folgenden gilt es zu klären, wie die heterogenen Keime beeinflusst und modelliert werden können.

3 Einflüsse auf die aktivierte Keimdichte

Im vorangegangenen Kapitel wurde die heterogene Keimbildner als treibenden Nukleationsmechanismus für eine äquiaxiale Erstarrung während des Schweißens identifiziert. Für die Gefügekarte wird eine Beschreibung dieser Keimdichte in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung und der Prozessparameter benötigt.

Die aktivierte Keimdichte, die zu einer zusätzlichen Erstarrungsfront der Schweißnahtmitte führt, werden in der Schweißtechnik meistens unabhängig von den Prozessparametern betrachtet [6,23]. In der Gießtechnik werden sowohl die prozessabhängige Unterkühlung der Schmelze als auch die Keimdichte betrachtet. Im Gießen ist es möglich, die Unterkühlung der Schmelze experimentell über die Messung des Temperaturverlaufes während der Erstarrung zu messen [46]. Auf Grund der hohen Abkühlraten im Laserstrahlschweißen und dem schwer für Messtechnik zugänglichen Schweißbad, ist dies im Schweißen nicht möglich.

Im folgenden Kapitel wird die Keimdichte mit Hilfe der klassischen Nukleationstheorie und einem Modell für die Berechnung der Schmelzunterkühlung beschrieben. Darüber hinaus wird ein empirisches Modell zur Approximation der Keimdichte auf Basis des Titangehaltes entwickelt. Beide Beschreibungen dienen einem besseren Verständnis der Keimbildung, die zur Beschreibung der Gefügekarte verwendet werden können. [56]

3.1 Theorie

Um den Einfluss der Keimdichte auf die Art des Kornwachstums besser verstehen zu können, wird zuerst das Kriterium zur Beschreibung des Überganges von gerichtetem zu äquiaxialen Kornwachstum eingeführt. Anschließend wird das Modell der Keimdichte beschrieben und die zu modellierenden Unterkühlung hervorgehoben.

3.1.1 Kriterium äquiaxiales Kornwachstum

Als Grundlage zur Beschreibung des Überganges von gerichtetem zu äquiaxialem Kornwachstum wird das Kriterium von Hunt [47] verwendet. Hunt geht von einem gerichtetem dendritischen Wachstum in eine unterkühlte Schmelze mit heterogenen Keimbildnern aus, wie das bei der Erstarrung von Aluminiumknetlegierungen der Fall ist. Das Hunt-Kriterium wurde bereits zur Beschreibung der Kornstruktur im Wolfram-Inertgas-Schweißen (WIG) von Aluminium [23] und im Laserstrahl-Auftragsschweißen von Nickelbasislegierungen [42] verwendet. Das Hunt-Kriterium

$$\frac{G^3}{R^{1,5}} \leq \frac{4\pi}{81 \cdot \Phi_E} \cdot A_i^3 \cdot N_{\text{aktiv}} \quad (3.1)$$

berücksichtigt die Erstarrungsgrößen bestehend aus dem Temperaturgradienten G , der Erstarrungsrate R , Φ_E beschreibt den erweiterten Volumenanteil der äquiaxialen Körner zu den gerichteten dendritischen Körnern, A_i ist der Legierungsparameter definiert nach Hunt [47] und N_{aktiv} ist die Dichte der aktivierten Nukleationskeimen. Obwohl das äquiaxiale Kornwachstum durch die Ableitung der latenten Wärme limitiert ist [26], ist es möglich durch das Hunt-Kriterium den Übergang des gerichteten zu äquiaxialem Kornwachstum zu beschreiben, ohne die latente Wärme zu berücksichtigen.

Hunt [47] definierte, dass eine Kornstruktur dann vollständig äquiaxial ist, wenn der erweiterte Volumenanteil der äquiaxialen Körner zu den gerichteten dendritischen Körnern größer als $\Phi_E \geq 0,66$ beträgt. Eine statistische Betrachtung des konkurrierenden Wachstums zwischen äquiaxialen und gerichteten Dendriten führt zu dieser Zahl. Daraus folgt, dass eine vollständig äquiaxiale Kornstruktur wächst, wenn das Verhältnis der Erstarrungsgrößen $(G^3/R^{1,5})_{\text{äqx}}$ gleich oder kleiner als die rechte Seite der Gl. (3.1) ist. Die Indizierung „äqx“ beschreibt den Grenzfall der Gl. (3.1), bei dem die linke und die rechte Seite gleich groß sind. Im Grenzfall und für $\Phi_E = 0,66$ folgt daher

$$\left(\frac{G^3}{R^{1,5}} \right)_{\text{äqx}} \approx 0,235 \cdot A_i^3 \cdot N_{\text{aktiv}} ; \text{ für } \Phi_E = 0,66. \quad (3.2)$$

Im vorangegangenen Kapitel wurde gezeigt, dass das äquiaxiale Kornwachstum in Aluminiumknetlegierungen von heterogenen Nukleationskeimen, wie TiB_2 , ausgeht. Aufbauend auf diesen Ergebnissen werden im Folgenden nur die heterogene Keimbildung für das Hunt-Kriterium und das in diesem Kapitel entwickelte Modell berücksichtigt.

3.1.2 Aktivierte Keimdichte

Die aktivierte Keimdichte N_{aktiv} ist ein wichtiger Einflussfaktor für die Bestimmung des Hunt-Kriteriums nach Gl. (3.2). Ab wann die Nukleationskeime aktiviert werden, wird durch die klassische Nukleationstheorie beschrieben [27,46]. Ein Nukleationskeim wird aktiviert, wenn der kritische Durchmesser

$$d_{\text{krit}} \geq \frac{4\gamma_{\text{sl}}}{\Delta S_{\text{f}} \cdot \Delta T_{\text{c}}} \quad (3.3)$$

größer als die Grenzflächenenergie γ_{sl} geteilt durch das Produkt aus Schmelzentropie ΔS_{f} und der Unterkühlung der Schmelze ΔT_{c} ist [26]. Das bedeutet, dass je größer die Unterkühlung ist, desto kleinere Nukleationskeime werden aktiviert. Folglich steigt die Keimdichte und der Schwellwert nach Gl. (3.1) an, der für ein äquiaxiales Kornwachstum unterschritten werden muss.

Die heterogenen Nukleationskeime besitzen eine bestimmte Größenverteilung [57]. Diese Größenverteilung wird durch den Herstellungsprozess [58] und von den verwendeten Anteil an Al-Ti-B Zusatz [57] beeinflusst. Shu et al. konnten durch eine Ultraschallanregung der Schmelze den mittleren Durchmesser der Nukleationskeime verringern. Im Vergleich dazu führt ein mechanisches Rühren zu größeren mittleren Durchmessern der Nukleationskeime [58].

Fraš et al. [46] zeigten, dass die Größenverteilung der heterogenen Nukleationskeime als eine Normalverteilung beschrieben werden kann. Sie berechneten die aktive Keimdichte

$$N_{\text{aktiv}} = \int_{d_{\text{krit}}}^{\infty} \frac{N_{\text{total}}}{d_{\text{a}}} \cdot \exp\left(-\frac{d}{d_{\text{a}}}\right) d\tilde{d} \quad (3.4)$$

als Integral mit dem Intervall $[d_{\text{krit}}, \infty]$ und dem Mittelwert der Größenverteilung der Nukleationskeime d_a . Bildet man das Integral von Gl. (3.4), erhält man

$$N_{\text{aktiv}} = N_{\text{total}} \cdot \exp\left(-\frac{d_{\text{krit}}}{d_a}\right). \quad (3.5)$$

Setzt man nun Gl. (3.3) in Gl. (3.5) erhält man die aktive Keimdichte

$$N_{\text{aktiv}} = N_{\text{total}} \cdot \exp\left(-\frac{4\gamma_{\text{sl}}}{\Delta S_f \cdot \Delta T_c \cdot d_a}\right) \quad (3.6)$$

als eine Exponentialfunktion die abhängig von der Dichte aller Nukleationskeime N_{total} ist und dem Exponent $-4\gamma_{\text{sl}}/(\Delta S_f \cdot \Delta T_c \cdot d_a)$. Mit zunehmender aktiven Keimdichte wird der Schwellwert nach Gl. (3.2) erhöht, der unterschritten werden muss, um ein äquiaxiales Wachstum zu erhalten. Für den Grenzfall

$$\lim_{\Delta T_c \rightarrow \infty} N_{\text{aktiv}} = N_{\text{total}} \quad (3.7)$$

eine unendlich großen Unterkühlung ΔT_c werden alle Nukleationskeime aktiv. Folglich erreicht die aktive Keimdichte ihr Maximum.

3.1.1 Berechnung der Legierungsgrößen

Das Hunt-Kriterium für vollständig äquiaxiales Kornwachstum nach Gl. (3.2) ist abhängig von zwei legierungsspezifischen Größen: der aktiven Keimdichte N_{aktiv} und dem Legierungsparameter A_i zur Beschreibung der Unterkühlung nach [47].

Für die experimentelle Bestimmung der aktiven Keimdichte

$$N_{\text{aktiv}} = \left(\frac{1}{d}\right)^3 \quad (3.8)$$

wird angenommen, dass aus einem aktivem Nukleationskeim ein äquiaxiales Korn mit einem Korndurchmesser d entsteht. Darüber kann aus dem experimentell gemessenen Korndurchmesser d auf die aktive Keimdichte geschlossen werden. Es ist zu beachten, dass die Anzahl der aktiven Keime durch den Anteil von TiB_2 Partikeln beeinflusst

wird, wie das im Schmelzschweißen durch den Zusatz von Al-Ti-B gezeigt wurde [23]. Daher kann die aktive Keimdichte von Charge zu Charge unterschiedlich sein.

Für binäre Legierungen oder ideale Zweistoffsysteme kann der Legierungsparameter zu

$$A_i = 2 \sqrt{\frac{-2m_{\text{liq}} \cdot (1-k_0) \cdot c_0 \cdot \Gamma}{D_1}} \quad (3.9)$$

berechnet werden [48], wobei m_{liq} die Steigung der Liquiduslinie im Phasendiagramm, k_0 der Verteilungskoeffizient im Gleichgewicht, c_0 die Konzentration des Legierungselements, Γ der Gibbs-Thomson Koeffizient, D_1 die Diffusionsrate in der flüssigen Schmelze ist. Da der Schwerpunkt dieser Arbeit die Beschreibung des Einflusses der Prozessparameter auf die Keimbildung in mehrkomponenten Aluminiumlegierung ist, wurde ein quasi-binärer Ansatz [48] zur Berechnung von Gl. (3.9) gewählt. Im Allgemeinen wird der Wachstumsbeschränkungsfaktor (engl. growth restriction factor) zur Beschreibung des Einflusses der Legierungszusammensetzung auf die Unterkühlung der Schmelze verwendet. In der Literatur finden sich weitere Ansätze zur Berechnung der Auswirkung der Legierungszusammensetzung auf die Unterkühlung der Schmelze [40,59].

Die mehrkomponenten Legierung wird auf eine binäre Legierung Al-x reduziert mit einer aufsummierten Legierungskonzentration

$$c_{0,x} = \sum_i^n c_{0,i} \quad (3.10)$$

Für die Berechnung wurde angenommen, dass das reduzierte quasi-binäre Legierungssystem Al-x die gleiche Liquidus- und Solidustemperatur der mehrkomponenten Legierung besitzt. Dieser Ansatz ist nur gültig, wenn überwiegend α -Aluminium als primäre Phase erstarrt. Das ist der Fall bei Knetlegierungen, da diese einen geringen Anteil an Legierungselementen besitzen. Beispielsweise setzt sich die Legierung EN AW-6016 (Al Si1,2Mg0,4) aus 97 Gew.% Aluminium und 3 Gew.% Legierungselementen zusammen.

Daher ist von einer überwiegenden Erstarrung von Aluminium als primäre Phase auszugehen. Bei höheren Konzentrationen der Legierungselementen kann es zu Abweichungen kommen, wie dies Kozlov und Schmid-Fetzer [59] bei der Berechnung des Wachstumsbeschränkungsfaktor für unterschiedliche Al-Si-Mg-Cu Legierungen zeigten. Die Steigung der Liquiduslinie im Phasendiagramm $m_{\text{liq},x}$, die Steigung der Soliduslinie $m_{\text{sol},x}$ und der Verteilungskoeffizient $k_{0,x}$ wurden über diesen Ansatz berechnet.

Die Steigung der Liquiduslinie von Al-x

$$m_{\text{liq},x} = \frac{T_{\text{liq}} - T_{\text{m,Al}}}{c_{0,x}} \quad (3.11)$$

ergibt sich aus der Differenz der Liquidustemperatur T_{liq} und der Schmelztemperatur von reinem Aluminium $T_{\text{m,Al}}$ geteilt durch die aufsummierte Legierungskonzentration $c_{0,x}$ aus Gl. (3.10). Die Steigung der Soliduslinie von Al-x berechnet sich in einer ähnlichen Weise.

$$m_{\text{sol},x} = \frac{T_{\text{sol}} - T_{\text{m,Al}}}{c_{0,x}} \quad (3.12)$$

Der Verteilungskoeffizient

$$k_{0,x} = \frac{m_{\text{liq},x}}{m_{\text{sol},x}} \quad (3.13)$$

wird über das Verhältnis der vorher beschriebenen Steigungen der Liquidus- Gl. (3.11) und Soliduslinie Gl. (3.12) beschrieben. Die Diffusionsrate für Al-x

$$D_{1,x} = \frac{1}{c_{0,x}} \cdot \sum_i^n c_{0,i} \cdot D_{1,i}(T_{\text{liq}}) \quad (3.14)$$

kann als ein gewichteter Mittelwert von allen in der Mehrkomponenten-Legierung enthaltenen Legierungselementen berechnet werden.

Der Gibbs-Thomson Koeffizient

$$\Gamma = \frac{\gamma_{sl}}{\Delta S_f \cdot \rho_{liq}} \quad (3.15)$$

der Al-x Legierung beschreibt das Ausmaß der Krümmung auf die Erstarrung von Dendriten oder Nukleationskeimen [27]. Der Gibbs-Thomson Koeffizient ist definiert durch die Grenzflächenenergie geteilt durch das Produkt aus der Schmelzentropie $\Delta S_f = H_f/T_{m,Al}$ und der Dichte der Schmelze ρ_{liq} .

3.1.2 Berechnung der Unterkühlung der Schmelze

Der Legierungsparameter A_i wird für die Berechnung der Unterkühlung der Schmelze benötigt. Die Unterkühlung der Schmelze

$$\Delta T_c = D_1 \cdot \frac{G}{R} + A_i \cdot R^{0,5} \quad (3.16)$$

ist die Summe aus einem diffusionsbasierten Term, der proportional zu G/R ist, und einem Term abhängig vom Legierungsparameter und proportional zu $R^{0,5}$. Für Gl. (3.16) wird angenommen, dass maximale Erstarrungsrate vorliegt [48].

Im Laserstrahlschweißen ist die Erstarrungsrate

$$R(x,y) = v \cdot \cos \alpha(x,y) \quad (3.17)$$

proportional zur Schweißgeschwindigkeit v und abhängig von dem Winkel α , der zwischen der Schweißrichtung und der Normalen der Schmelzbadkontur $(x,y)_{T=T_{liq}}$ [6] liegt. Bei der Berechnung wird die kristallographische Wachstumsrichtung der Dendriten vernachlässigt und angenommen, dass diese entlang des größten Temperaturgradienten wachsen. Der Winkel $\alpha(x,y)$ ist ortsabhängig. An der breitesten Stelle des Schmelzbades ist $\alpha(y_{max}) = 90^\circ$ und die Erstarrungsrate ist $R(y_{max}) = 0$. In der Schweißnahtmitte (SM) ist die Normale der Schmelzbadkontur parallel zur Schweißrichtung, daher ist $\alpha(y_{SM}) = 0^\circ$ und somit gilt

$$R_{SM} = v. \quad (3.18)$$

Die Kornstruktur in der Nahtmitte ist von besonderem Interesse, da dort das äquiaxiale Kornwachstum beginnt [6].

In der Schweißnahtmitte ist der Temperaturgradient G niedrig nach Kou [6]. Daher wird der diffusionsabhängige Term $(D_1 \cdot G/R)$ nach Gl. (3.16) vernachlässigbar klein im Vergleich zum zweiten Summanden $(A_i \cdot R^{0.5})$. Mit diesen Annahmen kann die Unterkühlung der Schmelze in der Schweißnahtmitte während des Laserstrahlschweißens zu

$$\Delta T_c = A_i \cdot R_{SM}^{0.5} = A_i \cdot v^{0.5} \quad (3.19)$$

berechnet werden. Gl. (3.19) zeigt das die Unterkühlung der Schmelze eine Funktion der Erstarrungsrate R und nach Gl. (3.18) von der Schweißgeschwindigkeit v beeinflusst werden kann. Das bedeutet das die Unterkühlung der Schmelze nicht nur durch die Konzentration der Legierungselemente, sondern auch durch die Prozessparameter beeinflusst werden kann.

3.2 Methodik

3.2.1 Experimentelle Durchführung der Schweißungen

Die Aluminiumlegierung AlSi1,2-Mg0,4, spezifiziert als EN AW-6016 in der europäischen Norm DIN EN 573-3 [2] - auch bekannt als AA6016 - wurde geschweißt, um den Einfluss der Prozessparameter und der Legierungseigenschaften auf das resultierende Korngefüge zu untersuchen. Insgesamt wurden zwei Chargen von EN AW-6016 geschweißt. Die Legierungen werden im Folgenden als 6016-A und 6016-B bezeichnet. Die Versuchsergebnisse von 6016-B wurden bereits veröffentlicht [24].

Die Legierung 6016-A wurde mit zwei unterschiedlichen Scheibenlasern am Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW) der Universität Stuttgart geschweißt, dem TruDisk 8001 und dem TruDisk 16002 der Firma TRUMPF. Beide arbeiten mit einer Wellenlänge von $\lambda = 1,03 \mu\text{m}$. Der Strahl des TruDisk 8001 Lasers wurde durch eine Faser mit einem

Kerndurchmesser von 100 μm und einer nominalen numerischen Apertur von 0,1 übertragen. Eine Faser mit einem Kerndurchmesser von 200 μm (nominale numerische Apertur von 0,1) wurde mit dem TruDisk 16002 verwendet. Die Werte des resultierenden M^2 betragen 15,3 (TruDisk 8001) und 30,5 (TruDisk 16002). Die Vergrößerung der Fokussieroptik betrug in beiden Fällen 2,8:1, was zu einem Fokusdurchmesser auf der Werkstückoberfläche von $d_f = 280 \mu\text{m}$ und $d_f = 560 \mu\text{m}$ und zu den Rayleigh-Längen von 3,92 bzw. 7,84 mm führte. Der Strahl wurde für beide Aufbauten der Scheibenlaser auf die Oberfläche des Werkstücks fokussiert. Die Proben wurden mit einer linearen Achse und mit einer konstanten Schweißgeschwindigkeit bewegt. Die Fokussieroptiken blieben während des Versuches stationär. Die Proben der Legierung 6016-A waren 45 mm breit, 105 mm lang und 2,0 mm dick. Die Schweißnahtlänge betrug 80 mm, um die Untersuchungen im thermischen stationären Zustand auszuwerten. Die Bearbeitungsoptiken waren gegenüber der Schweißrichtung um 15° geneigt, sodass stechend geschweißt wurde.

Tabelle 3.1: Verwendete Prozessparameter für die Schweißexperimente im Tiefschweißmodus.

Schweißgeschwindigkeit v (m/min)	Fokusdurchmesser d_f (μm)	Laserleistung P_L (W)
1	280	1100
1	280	1200
1	280	1500
1	280	1600
3	560	2500
6	560	3100
9	560	4200
12	560	6000
20	500	6500
30	500	8000

Die Laserleistung P_L wurde für jede Schweißgeschwindigkeit v angepasst, um eine vollständige Durchschweißung zu erreichen. Im Falle der Durchschweißung ist die Schweißbadtiefe gleich der Blechdicke. Die Schweißgeschwindigkeit wurde variiert, um deren Einfluss auf das erstarrte Korngefüge zu untersuchen. Die gewählten Werte der Schweißgeschwindigkeit v , des Fokusbereichs d_f und der Laserleistung P_L für die Schweißversuche von 6016-A sind in Tabelle 3.1 zusammengefasst.

3.2.2 Experimentelle Durchführung der Metallographie

Die geschweißten Proben wurden geschliffen und mechanisch poliert. Alle abgebildeten Schlitze sind parallel zur Blechoberfläche präpariert worden. Die polierten Oberflächen wurden anschließend anodisch nach der Methode von Barker [32] für eine Dauer von 120 Sekunden bei einer Spannung von 16 V geätzt. Die geätzten Proben wurden unter dem Lichtmikroskop mit einem Polarisator und Analysator untersucht. Durch dieses Vorgehen war es möglich, die Kornstruktur sichtbar zu machen und zwischen gerichteten und äquiauxialen Körnern in der Schweißnahtmitte zu differenzieren.

Die Größe der äquiauxial dendritischen Körner wurde mit der Linienschnittmethode angelehnt an DIN EN ISO 643 bestimmt [60]. Die Korngröße wurde nur dann ausgewertet, wenn eine äquiauxiale dendritische Kornstruktur in der Schweißnahtmitte vorlag. Bild 3.1 zeigt einen oberflächenparallelen Schliff einer Laserschweißnaht. Die Korngröße wurde entlang einer 2 mm langen Referenzlinie bestimmt und diese Messung wurde drei Mal für jede Schweißnaht wiederholt. Der Durchmesser der äquiauxial dendritischen Körner wurde experimentell bestimmt, indem die Länge der Referenzlinie durch die Anzahl der Korngrenzen, die von der Referenzlinie geschnitten wurden, dividiert wurde. Der arithmetische Mittelwert, der minimale Wert und der maximale Wert der Größe der äquiauxial dendritischen Körner wurden für alle Proben nach diesem Vorgehen bestimmt.

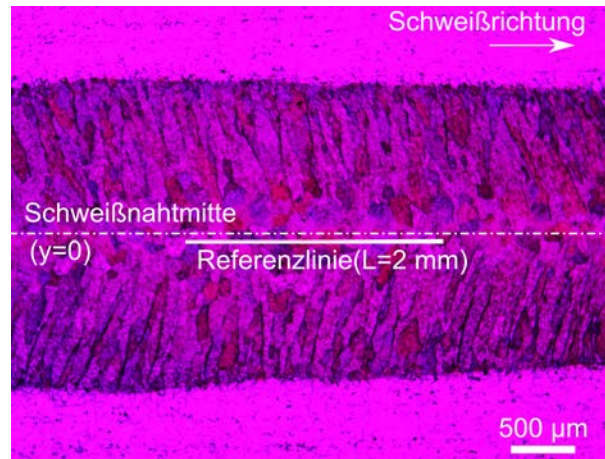


Bild 3.1: Lichtmikroskopische Aufnahme geätzt nach der Methode von Barker. Die Linienschnittmethode wurde verwendet, um die erkennbare äquiaxiale Korngröße in der Schweißnahtmitte zu bestimmen (6016-A; $P_L/h = 1250 \text{ W/mm}$; $v = 3 \text{ m/min}$; $d_f = 560 \text{ μm}$).

3.2.3 Berechnung der thermophysikalischen Eigenschaften

Die thermophysikalischen Eigenschaften des verwendeten Materials werden für die Berechnung der Schmelzunterkühlung und der aktivierten Keimdichte benötigt. Die Werte wurden mit dem Gleichgewichtsrechner von Thermo-Calc 2020a [61] mit der Aluminium-Datenbank TCAL v5.1 berechnet. Tabelle 3.2 listet den Bereich der Legierungen, die nach dem EN AW-6016 Standard spezifiziert ist [2]. Der Zusammensetzungsbereich führt zu verschiedenen thermophysikalischen Eigenschaften. Tabelle 3.4 fasst die minimal und maximal möglichen Werte der thermophysikalischen Eigenschaften zusammen, die in diesem Kapitel verwendet wurden. Die von Thermo-Calc 2020a berechneten Minimal- und Maximalwerte sind durch Thermo-Calc 2020a sind mit „TC“ in der Spalte Quelle kommentiert.

Die Diffusionsrate für Al-x wurde als ein gewichteter Mittelwert von allen Legierungselementen, die in Tabelle 3.2 aufgeführt sind, nach Gl. (3.14) berechnet. Die Diffusionskoeffizienten in der Schmelze wurden von Du et al. [63] verwendet. Die berechneten Diffusionskoeffizienten bei $T = T_{\text{liq}}$ sind in Tabelle 3.3 angegeben.

Tabelle 3.2: Bereich der chemischen Zusammensetzung für den EN AW-6016 Standard nach DIN EN 573 [2]. Alle Angaben in Gew.%.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
Bereich	1,0 – 1,5	0,5	0,2	0,2	0,25 – 0,60	Rest
Minimale Zusammensetzung	1,0	0	0	0	0,25	98,75
Maximale Zusammensetzung	1,5	0,5	0,2	0,2	0,6	97,0

Tabelle 3.3: Diffusionskoeffizienten im flüssigen Aluminium berechnet bei T_{liq} Ausgangsdaten aus Tabelle IV in [63].

	Symbol (Einheit)	Al-Si	Al-Fe	Al-Cu	Al-Mn	Al-Mg
Diffusionskoeffizient ($T = T_{\text{liq}}$)	$D_{i,i}$ ($10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$)	2,802	2,568	4,804	9,703	3,548

Tabelle 3.4: Auflistung aller thermophysikalischen Kennwerte für alle Berechnungen in Kapitel 3 aufgelistet nach minimaler und maximaler Zusammensetzung für EN AW-6016.

	Symbol (Einheit)	Min.	Max.	Quelle
Zusammensetzung				
Liquidustemperatur	T_{liq} (K)	926	919	TC
Solidustemperatur	T_{sol} (K)	870	833	TC
Schmelztemperatur	$T_{\text{m,Al}}$ (K)		933	TC
Dichte der Schmelze ($T = T_{\text{liq}}$)	ρ_{liq} (kg/m^3)	2377,7	2391,2	TC
Dichte des Feststoffes ($T = T_{\text{sol}}$)	ρ_{sol} (kg/m^3)	2691,4	2706,9	TC
Wärmekapazität ($T = 300 \text{ K}$)	c_p ($\text{J}/\text{kg K}$)	900	896	TC
Grenzflächenenergie	γ_{sl} (J/m^2)		0,9093	[27]

Schmelzenthalpie	H_f (kJ/kg)	389	390	TC
Wärmeleitfähigkeit	λ_{th} (W/m K)	204,25	185,25	[62]
Umgebungstemperatur	T_{amb} (K)	300		-

3.3 Ergebnisse und Diskussion

3.3.1 Einfluss der Prozessparameter auf die Unterkühlung der Schmelze

Der Legierungsparameter A_i für Legierungen beschrieben nach dem EN AW-6016 Standard wurde mit Gl. (3.9) mit den Ergebnissen aus den Gleichungen (3.11), (3.13) und (3.14) berechnet. Die dafür verwendeten Werte sind in Tabelle 3.4 und Tabelle 3.3 zu finden. Daraus resultiert ein Bereich für den Legierungsparameter $A_{i,6016} = 3,29 - 4,46 \text{ Ks}^{0,5}/\text{mm}^{0,5}$. Der berechnete Bereich stimmt mit den empirisch bestimmten Werte zwischen $1,2 - 1,7 \text{ Ks}^{0,5}/\text{mm}^{0,5}$ für ähnlich niedriglegierte EN AW-1050 und EN AW-6082 überein [23].

Tabelle 3.5: Ergebnis der Berechnung des Legierungsparameters A_i nach Gl. (3.9) basierend auf dem beschriebenen pseudo-binären Ansatz für EN AW-6016.

	Symbol (Einheit)	Min.	Max.
Legierungsparameter	A_i ($\text{Ks}^{0,5}/\text{mm}^{0,5}$)	3,29	4,46

Bild 3.2 zeigt die berechnete Unterkühlung der Schmelze nach Gl. (3.19) als Funktion der Schweißgeschwindigkeit in der Schweißnahtmitte. Die gestrichelte schwarze Linie in Bild 3.2 stellt die Unterkühlung der Schmelze in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit dar, die mit dem Mittelwert des Legierungsparameter A_i aus Tabelle 3.5 berechnet wurde. Die umhüllende grüne Fläche in Bild 3.2 stellt die minimale und maximale berechnete Unterkühlung der Schmelze mit den Werten aus Tabelle 3.5 für die Schweißnahtmitte dar. Bild 3.2 zeigt den direkten Zusammenhang einer Prozessgröße und metallurgische Größe, die für die Erstarrung relevant ist. Nur wenn die Unterkühlung hoch

genug und der Temperaturgradient niedrig genug ist, können Nukleationskeime aktiviert werden [27].

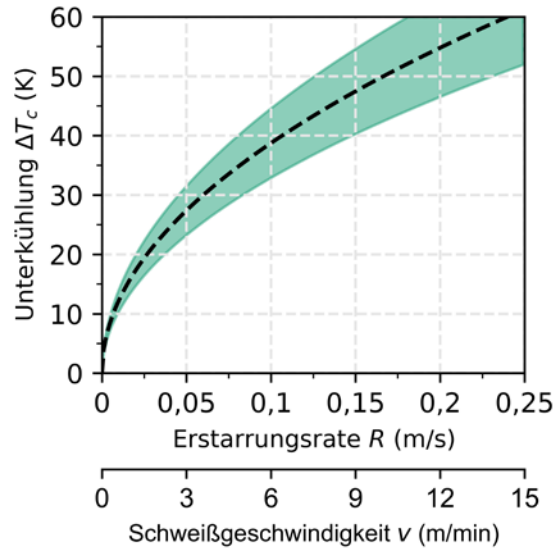


Bild 3.2: Berechnete Unterkühlung der Schmelze in der Schweißnahtmitte als Funktion der Schweißgeschwindigkeit v nach Gl. (3.19).

3.3.2 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die aktive Keimdichte

Setzt man Gl. (3.19) in Gl. (3.6) ein, erhält man für die aktive Keimdichte

$$N_{\text{aktiv}} = N_{\text{total}} \cdot \exp\left(-\frac{4\gamma_{\text{sl}}}{\Delta S_f \cdot d_a \cdot A_i \cdot v^{0,5}}\right) \quad (3.20)$$

eine Funktion abhängig von der Schweißgeschwindigkeit v und dem für die Unterkühlung relevanten Legierungsparameter A_i . Die aktive Keimdichte N_{aktiv} ist ein zentraler Einflussfaktor, um das Kriterium für den Übergang von gerichtetem zu äquiaxialen Kornwachstum nach Gl. (3.2) zu beschreiben. Je höher N_{aktiv} ist, desto größer ist der Wertebereich nach Gl. (3.1), der durch eine Prozessführung erreicht werden kann, um ein äquiaxiales Kornwachstum zu erreichen. Gl. (3.20) kombiniert das metallurgische Phänomen der Nukleation mit dem Legierungsparameter A_i und der steuerbaren Schweißgeschwindigkeit v . Die Größenverteilung der Nukleationskeime ist abhängig

vom Herstellungsprozess in der Gießerei [58] und ist daher von Charge zu Charge unterschiedlich. Da die Keimdichte einer Legierung unbekannt ist, wird eine nichtlineare Regression durchgeführt, um Gl. (3.20) anzunähern.

Bild 3.3 stellt den Einfluss der Schweißgeschwindigkeit und der dazugehörigen Erstarungsrate auf die experimentell bestimmte aktive Keimdichte dar. Die aktive Keimdichte wurde nach Gl. (3.8) berechnet. Die für die Berechnung notwendige Größe der äquiaxialen Körner wurde mit dem Linienschnittverfahren experimentell gemessen. Die Ergebnisse dieser Studie (6016-A) wurden mit Daten aus einer bereits veröffentlichten Studie (6016-B) [24] verglichen.

Bei Schweißgeschwindigkeiten $v < 6$ m/min konnte teilweise keine aktive Keimdichte berechnet werden, da keine äquiaxiale Körner im Schliffbild beobachtet wurden. Die rechteckigen Datenpunkte (lila) zeigen die experimentellen Ergebnisse von 6016-A. Die Fehlerbalken beziehen sich auf die minimalen und maximal bestimmten Werte, die sich durch die wiederholte Messung der erkennbaren äquiaxialen Korngröße ergaben. Die kreisrunden Datenpunkte (orange) zeigen die experimentellen Ergebnisse der bereits veröffentlichten Studie 6016-B [24].

Die nichtlineare Regression wurde jeweils für 6016-A und 6016-B durchgeführt, um den Parameter d_a und die gesamte Keimdichte N_{total} nach Gl. (3.20) zu approximieren. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3.6 gelistet.

Tabelle 3.6: Ergebnis der nichtlinearen Regression der Gl. (3.20).

	N_{total} ($1/\text{m}^3$)	d_a (μm)
6016-A	$2,63 \cdot 10^{12}$	0,135
6016-B	$10,64 \cdot 10^{12}$	0,103

Die durchgezogene Linie in Bild 3.3 zeigt das Ergebnis der nichtlinearen Regression der Gl. (3.20) für die experimentellen Ergebnisse von 6016-A (lila) und 6016-B (orange). Die gefärbte Fläche um die durchgezogene Linie zeigt die Ergebnisse der nichtlinearen Regression für die minimalen und maximalen experimentellen Ergebnisse. Die gestrichelten Linien repräsentieren die gesamte Keimdichte für 6016-A (lila) und 6016-B (orange), die über die nichtlineare Regression approximiert wurde.

Die experimentell bestimmte aktive Keimdichte N_{aktiv} ist gestreut, weil kleine Änderung in der gemessenen Größe der äquiaxialen Körner kubisch in die Berechnung von N_{aktiv} nach Gl. (3.8) eingehen. Die aktive Keimdichte vergrößert sich um eine Größenordnung zwischen $v = 1$ m/min und $v = 3$ m/min. Die aktive Keimdichte nimmt für 6016-A und 6016-B mit steigender Schweißgeschwindigkeit zu und nähert sich dem jeweiligen Grenzwert von N_{total} an. Ein Grund dafür ist, dass die Unterkühlung der Schmelze die proportional mit $v^{0,5}$ zunimmt, wie in Bild 3.2 gezeigt wurde.

Die Ergebnisse deuten darauf hin, dass vor allem bei Schweißgeschwindigkeiten $v < 1$ m/min der Einfluss auf die aktive Keimdichte berücksichtigt werden muss.

Die gesamte Keimdichte von 6016-A und 6016-B unterscheidet sich um knapp eine Größenordnung (Tabelle 3.6). Das deutet daraufhin, dass die Größenverteilung der Nukleationskeime von der Charge abhängig ist. Weiterhin liegt der Wert von N_{total} für beide Chargen zwischen 10^{12} 1/m³ und 10^{13} 1/m³. Im Vergleich dazu liegt der Wert in der Literatur für eine nicht näher spezifizierte Legierung bei 10^9 1/m³ und 10^{12} 1/m³ [27]. Die experimentellen Ergebnisse liegen näher an der oberen Grenze und sogar darüber hinaus.

Das hier vorgestellte Modell berücksichtigt nicht, welche Keime am Anfang der Erstarrung aktiviert waren und dann durch Rekaleszenz sich wieder aufgelöst haben oder inaktiviert wurden [26]. Rekaleszenz beschreibt den Anstieg der Temperatur in der Schmelze aufgrund der freigesetzten latenten Wärme durch die beginnende Erstarrung. Eine Weiterentwicklung der vorgestellten Gleichung kann daher die Abfuhr der latenten

Wärme über ein numerisches Modell berücksichtigen, um den Verlauf in Bild 3.3 genauer beschreiben zu können.

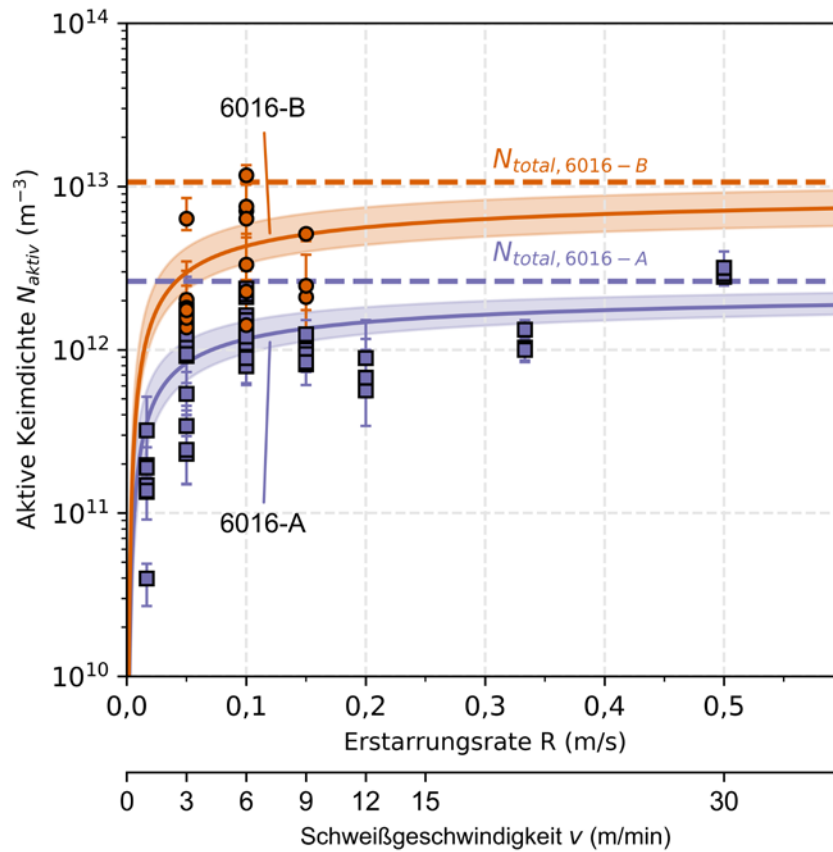


Bild 3.3: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit v auf die berechnete aktive Keimdichte N_{aktiv} für 6016-A (rechteckige lila Datenpunkte) und 6016-B (kreisrunde orangene Datenpunkte) mit Ergebnis der nichtlinearen Regression der Gl. (3.20) für 6016-A (lila) und 6016-B (orange).

3.3.3 Modellierung der aktiven Keimdichte

Im vorangegangenen Abschnitt wurde gezeigt, welche Prozessgrößen die aktive Keimdichte beschreiben. Im folgenden Abschnitt wird auf Basis von Gl. (3.20) ein Modell zur Approximation der aktiven Keimdichte vorgestellt, um diese für beliebige Legierungen auf Basis der Legierungszusammensetzungen anzunähern.

Zur Kornverfeinerung im Gießen werden Vorlegierungen des Al-Ti-B Dreistoffsystems verwendet [50], dabei fungieren die TiB_2 -Partikel als heterogene Keime für die Alumi-

niumphase. In der Praxis kommen unterschiedliche Verhältnisse der Massenanteile Titan zu Bor zum Einsatz [64,65], die je nach zur verfeinernden Aluminiumlegierung unterschiedlich potent sind [66]. Für die weitere Berechnung wird vereinfachend angenommen, dass für die Herstellung der Aluminiumlegierungen Al-Ti5-B1 als Vorlegierung (VL) zur Kornverfeinerung genutzt wird.

Nach Greer et al. [37] ist die Keimdichte einer solchen Vorlegierung normalverteilt mit

$$N_{\text{total,VL}} \approx 5 \cdot 10^{13} \frac{1}{\text{m}^3}; d_{\text{a,VL}} \approx 0,72 \mu\text{m} \quad (3.21)$$

und dadurch nach Gl. (3.20) vollständig beschreibbar. Offen bleibt, wie groß der Volumenanteil der Al-Ti5-B1 Vorlegierung in der Herstellung der verwendeten Bleche der 6016-A Legierung war.

Um dennoch die aktive Keimdichte über die bekannte Verteilung einer Al-Ti5-B1 Vorlegierung beschreiben zu können, wird angenommen, dass der Titangehalt in der Legierung ausschließlich aus der Vorlegierung stammt. Außerdem wird angenommen, dass der Massenanteil ungefähr dem Volumenanteil entspricht, also die Dichte der Vorlegierung und der Legierung gleich groß sind. Der Massenanteil der Vorlegierung

$$\omega_{\text{VL}} = \frac{c_{\text{i,Ti}}}{c_{\text{VL,Ti}}} \quad (3.22)$$

lässt sich über den Titangehalt $c_{\text{i,Ti}}$ der Vorlegierung und der Legierung bestimmen. Anschließend kann nach Gl. (3.20) die aktive Keimdichte für eine Legierung bei bestimmten Prozessparametern approximiert werden.

3.3.3.1 Abschätzung der aktiven Keimdichte für 6016-A

Es ergibt sich für die approximierte Verteilung der Keimdichte der 6016-A Legierung

$$N_{\text{total,6016-A}}^* = \omega_{\text{VL}} \cdot N_{\text{total,VL}}; d_{\text{a,6016-A}}^* = d_{\text{a,VL}}. \quad (3.23)$$

Nach Tabelle 3.7 ist $c_{6016-A,Ti} = 0,024$ Gew.% und dadurch ergibt sich für $\omega_{VL} = 0,0048$. Bild 3.4 vergleicht die approximierte Keimdichte N_{approx} mit der experimentell bestimmten Keimdichte N_{exp} für 6016-A. N_{approx} wurde mit der hier vorgestellten Methode nach Gleichungen (3.20) und (3.23) mit den Mittelwerten aus Tabelle 3.4 berechnet.

Die durchgezogene schwarze Linie in Bild 3.4 repräsentiert $N_{exp} = N_{approx}$. Wenn die approximierte Keimdichte der experimentellen entspricht, liegen die Punkte in Bild 3.4 auf der durchgezogenen schwarzen Linie. Wenn die approximierte Keimdichte innerhalb eines Faktors von 10 bzw. 0,1 von der experimentellen Keimdichte abweicht, dann befinden sich die Datenpunkte in Bild 3.4 im Streuband, das durch die gestrichelten schwarzen Linien umrandet wird. Es zeigt sich, dass für Schweißgeschwindigkeiten $v \leq 1$ m/min und teilweise für 1 m/min $< v \leq 3$ m/min N_{approx} in guter Übereinstimmung mit N_{exp} liegt. Für $v > 3$ m/min sättigt die Vorhersage gegen $N_{total,6016-A}^* = 2,4 \cdot 10^{11}$ 1/m³ nach Gl. (3.23). Die Abweichung ist größer als eine Größenordnung.

Tabelle 3.7: Mittlere chemische Zusammensetzung der verwendeten 6016-A Legierung bestimmt über OES-ICP und ideale chemische Zusammensetzung einer Vorlegierung Al-Ti5B1. Alle Angaben sind in Gew.%.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	B	Al
6016-A	1,00	0,31	0,18	0,13	0,41	0,024	-	Rest
Al-Ti5-B1	-	-	-	-	-	5	1	Rest

Die vorgestellte Methodik zur Approximation der Keimdichte beschreibt die aktive Keimdichte im Vergleich zum Experiment konservativ und sollte daher als eine Abschätzung der aktiven Keimdichte bewertet werden. Durch die vorgestellte Berechnungsmethodik ist es möglich, eine genauere Abschätzung im Vergleich zum Literaturwert von 10^9 1/m³ und 10^{12} 1/m³ [27] zu erhalten. Der Verlauf der experimentellen Daten

kann für größere Geschwindigkeiten nicht abgebildet werden, eine mögliche Ursache ist, dass die Unterkühlung der Schmelze überschätzt wird.

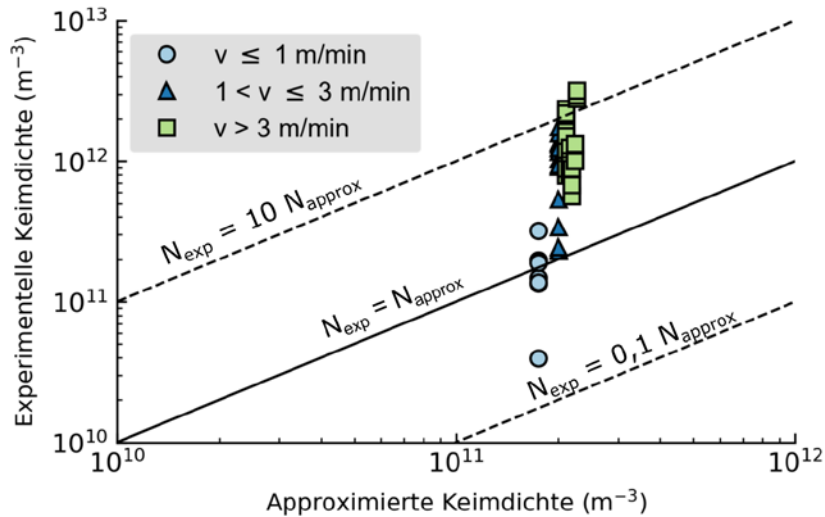


Bild 3.4: Vergleich der approximierten Keimdichte mit der experimentell bestimmten Keimdichte für 6016-A.

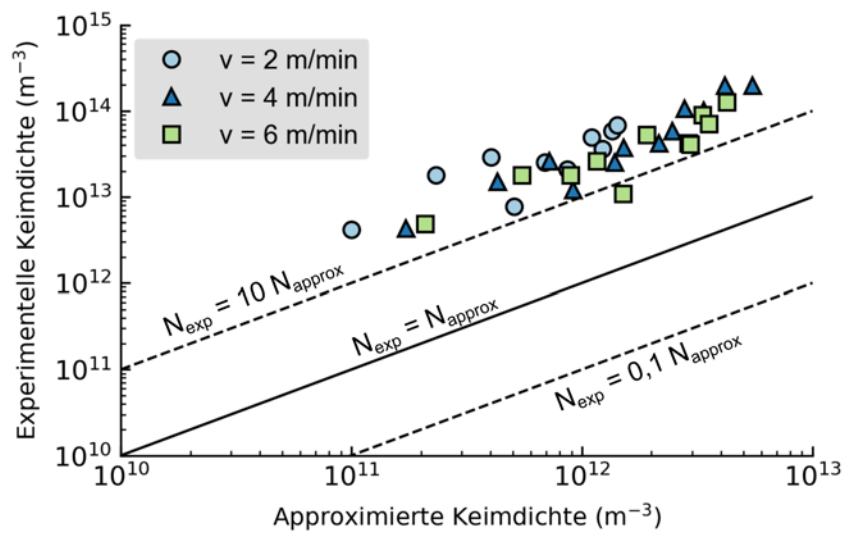
3.3.3.2 Abschätzung für variierenden Ti-B-Gehalt

Neben dem Einfluss der Prozessparameter auf die Keimdichte kann der Ti-B-Gehalt in den Legierungen von Charge zu Charge variieren. Daher ist für eine Abschätzung der Keimdichte auch der Einfluss des Ti-B-Gehalts zu berücksichtigen. In diesem Abschnitt wird die vorgestellte Berechnungsmethodik Gleichung (3.22) und (3.23) mit den experimentellen Ergebnisse von Tang und Vollertsen [16] ausgewertet.

Tang und Vollertsen [16] untersuchten den Einfluss des Zusatzes von Al-Ti5-B1 auf die Korngröße und die Heißrisanfälligkeit der Aluminiumknetlegierung EN AW-6082. Aus der experimentell gemessene Korngröße aus [16] wurde mit Gl. (3.8) die aktive Keimdichte berechnet.

Bild 3.5 vergleicht N_{exp} mit N_{approx} für die experimentellen Ergebnisse aus [16]. Die durchgezogene schwarze Linie in Bild 3.5 repräsentiert $N_{\text{exp}} = N_{\text{approx}}$. Wenn die approximierte

Keimdichte der experimentellen entspricht, liegen die Punkte in Bild 3.4 auf der durchgezogenen schwarzen Linie. Wenn die approximierte Keimdichte innerhalb eines Faktors von 10 bzw. 0,1 von der experimentellen Keimdichte abweicht, dann befinden sich die Datenpunkte in Bild 3.5 im Streuband, das durch die gestrichelten schwarzen Linien umrandet wird. Es zeigt sich, dass die Abschätzung N_{approx} zwar den Trend der experimentellen Daten N_{exp} folgt, aber die experimentellen Daten um einen Faktor 10 bis 100 unterschätzt.



Daten aus Fig. 4 (rechts) doi.org/10.1007/s40194-014-0121-3

Bild 3.5: Vergleich der experimentellen bestimmten Keimdichte (Daten aus Figure 4 der Referenz [16]) mit der approximierten Keimdichte für EN AW-6082.

Eine Möglichkeit um die Vorhersage zu verbessern ist es eine typische Verteilung der aktiven Keimdichte der Vorlegierung zu kennen. Wie bereits in der Literatur gezeigt wurde [57,58], ist diese abhängig von dem Herstellungsprozess. Für die Anwendung ist es prinzipiell denkbar, dass diese Größen im Rahmen von Industrie 4.0 Ansätzen zwischen Aluminiumhersteller und der Produktion geteilt werden, um die Aussagekraft der Gefügekarte zu verbessern.

3.4 Fazit

Das Kapitel verdeutlicht inwiefern die Prozessparameter, die Legierungscharge und der Anteil von Al-Ti₅-B₁ einen Einfluss auf das metallurgische Phänomen der Keimbildung haben.

Bild 3.3 fasst den Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die aktive Keimdichte zusammen. Mit steigender Schweißgeschwindigkeit nimmt die Unterkühlung der Schmelze zu und dadurch können immer kleiner Nukleationskeime aktiviert werden. Dies führt zu einem höheren Wert von N_{aktiv} . Für 6016-A wurde ein Modell durch eine nichtlineare Regression aufgestellt, das für die weitere Beschreibung des Kornwachstums genutzt werden kann.

Der Vergleich von 6016-A und 6016-B zeigt exemplarisch, wie die aktive Keimdichte von Charge zu Charge variieren kann. Ein Grund dafür ist, dass die Größenverteilung der TiB₂-Partikel abhängig vom Herstellungsprozess in der Gießerei [58] und von den verwendeten Anteil an Al-Ti-B Zusatz [57] ist. Wie die Keimdichte bzw. die Größe der TiB₂-Partikel verteilt ist, kann daher, ohne weiteres Vorwissen des Herstellungsprozesses, nur abgeschätzt werden.

Bild 3.4 und Bild 3.5 zeigen die Ergebnisse der Abschätzung der aktiven Keimdichte auf Basis des Titangehaltes. Der Vergleich mit den experimentellen Ergebnissen zeigt, dass die Abschätzung die experimentellen Ergebnisse mit einem Faktor 10 bis 100 unterschätzt. Die Abschätzung anhand des in der Legierung vorhandenen Titangehaltes kann daher als konservative Abschätzung für die Beschreibung des äquiauxialen Kornwachstum in der Gefügekarte herangezogen werden.

4 Analytische Beschreibung des äquiauxialem Wachstums

Dieses Kapitel beschreibt die treibenden Prozesseinflussgrößen für die zu entwickelnde Gefügekarte für Laserstrahlschweißnähte. Ziel des Kapitels ist es, das Hunt-Kriterium [47] in Prozess- [56] und Legierungsgrößen auszudrücken und den hier verfolgten Ansatz für die EN AW-6016 Legierung experimentell zu validieren.

Eine äquiauxiale Erstarrung in der Schweißnaht kann zu heißrissfreien Schweißnähten führen [16,23,67]. Die bisherige Forschung zur äquiauxialen Erstarrung befasste sich mit dem metallurgischen Einfluss auf das Wachstum von äquiauxialen dendritischen Körnern. Dabei wurde an der äquiauxialen Erstarrung beim Wolfram-Lichtbogenschweißen von Aluminium [23,68,69] und dem Laserauftragsschweißen von Nickel [41] bei Schweißgeschwindigkeiten $v < 6$ m/min geforscht. Beim Schweißen von Aluminium konzentrierte sich die Forschung darauf, wie die Erstarrung von äquiauxial dendritischen Körnern durch Zugabe einer Al-Ti5-B1 Vorlegierungen begünstigt werden kann [16,23]. In [24] wurde vereinfacht angenommen, dass ein konstanter Wert von $(G/R)_{\text{äqx}}$ nach der Gefügekarte von Kurz und Fisher [26] gültig ist. Der in [24] beschriebene Ansatz beschränkt sich auf eine Legierung und stellt ein Spezialfall dar, auf den in den folgenden Kapiteln aufgebaut wird. Eine verallgemeinerte Formulierung des zu entstehenden Gefüges für Laserstrahlschweißnähte aus Aluminiumlegierungen findet sich nicht in der Literatur. Eine Auslegung des Prozesses ist für den physikalisch verwandten Prozess der laser- und pulverbettbasierten additiven Fertigung ebenfalls von Interesse, um so durch äquiauxiale Körner sowohl Heißrisse zu vermeiden als auch homogenere Werkstoffigenschaften zu erhalten [43,44].

4.1 Theorie zur Beschreibung des äquiauxialem Kornwachstums

Nach Hunt [47] kann der Grenzwert für ein äquiauxiales dendritisches Kornwachstum mit

$$\left(\frac{G^3}{R^{1,5}}\right)_{\text{äqx}} \leq 0,235 \cdot A_i^3 \cdot N_{\text{aktiv}} \quad (4.1)$$

beschrieben werden. Ziel des folgenden Kapitels ist es, den Temperaturgradient G und die Erstarrungsrate R als Funktion der Prozessparameter auszudrücken und anschließend die abgeleiteten Einflüsse der Prozessparameter experimentell zu validieren.

4.1.1 Einfluss der Prozessparameter auf den Temperaturgradienten

Nach Gl. (4.1) beeinflussen die Erstarrungsgrößen G und R die Art der erstarrenden Kornstruktur. Dabei ist die erstarrende Kornstruktur im Laserstrahlschweißen von Aluminium entweder gerichtet oder äquiauxial [6]. In Kapitel 3 wurde gezeigt, wie die Prozessparameter N_{aktiv} beeinflussen. Außerdem wurde gezeigt, dass für die Nahtmitte $R = v$ nach Gl. (3.18) gilt. Das für eine äquiauxiale Erstarrung notwendige Verhältnis der Erstarrungsgrößen G und R ist $(G^3/R^{1,5})_{\text{äqx}}$. Wenn der Wert von $(G^3/R^{1,5})_{\text{äqx}}$ größer oder gleich dem kritischen Wert nach Gl. (4.1) ist, dann ist das Kornwachstum äquiauxial dendritisch. Wie sich der Wert von $(G^3/R^{1,5})_{\text{äqx}}$ durch die Prozessparameter beschreiben lässt, wird im folgenden Abschnitt beschrieben.

Der für die Erstarrung relevante Temperaturgradient G wird an der Liquidusisothermen berechnet [26] und beschreibt die Steigung des Temperaturverlaufes an der Phasengrenze. Der Temperaturgradient kann beispielweise aus einem numerischen Temperaturfeld berechnet werden. Für das Durchschweißen im Tiefschweißmodus während des Laserstrahlschweißens kann ein 2-dimensionaler Wärmeleitfall angenommen werden. Im 2-dimensionalen Fall liegt kein Temperaturgradient in die Richtung der Blechdicke (z -Richtung) vor. Für den 2-dimensionalen Wärmeleitfall wird die analytische Lösung nach Rosenthal verwendet [70]. Das Temperaturfeld

$$T(x,y) - T_{\text{amb}} = \frac{\eta_{\text{abs}} \cdot P_L}{2\pi \cdot \lambda_{\text{th}} \cdot h} \cdot \exp\left(\frac{v \cdot x}{2\kappa}\right) \cdot K_0\left(v \cdot \frac{r}{2\kappa}\right) \quad (4.2)$$

breitet sich ausgehend des Mittelpunkts der Strahlquelle in x -Richtung und radial mit $r = (x^2 + y^2)^{0,5}$ aus und ist abhängig von der Ausgangstemperatur des Werkstückes T_{amb} ,

des Einkoppelgrades η_{abs} , der Laserleistung P_L , der Wärmeleitfähigkeit λ_{th} , der Blechstärke h , der Schweißgeschwindigkeit v und der Temperaturleitfähigkeit $\kappa = \lambda_{\text{th}}/(\rho \cdot c_p)$. Das Temperaturfeld wird näherungsweise mit Hilfe der Bessel-Funktion $K_0(z)$ zweiter Gattung 0-ter Ordnung berechnet. Die hohen Schweißgeschwindigkeiten im Laserstrahlschweißen erlauben eine Näherung der Bessel-Funktion, sodass dadurch das Verhältnis aus Temperaturgradient und Erstarrungsrate zu

$$\frac{G}{R} = 2\pi \cdot \frac{(T_{\text{liq}} - T_{\text{amb}})^3 \cdot \lambda_{\text{th}} \cdot \rho_{\text{sol}} \cdot c_p \cdot h^2}{\eta_{\text{abs}}^2 \cdot P_L^2} \quad (4.3)$$

berechnet werden kann, wie dies von Hagenlocher et al. gezeigt wurde [24]. Das Verhältnis aus P_L/h beschreibt die tiefenspezifische Leistung, die gleichmäßig durch die Linienquelle in das Schmelzbad über die Dampfkapillare, die im Tiefschweißen entsteht, abgegeben wird.

4.1.2 Einfluss der Prozessparameter auf das Kriterium

Im Folgenden wird das Hunt-Kriterium um den Einfluss der Prozessgrößen erweitert. Gl. (4.1) wird mit $1/R^{1,5}$ zu

$$\left(\frac{G^3}{R^3}\right)_{\text{äqx}} = 0,235 \cdot A_i^3 \cdot N_{\text{aktiv}} \cdot \frac{1}{R_{\text{äqx}}^{1,5}} \quad (4.4)$$

erweitert. Anschließend setzt man Gl. (4.3) in Gl. (4.4) ein.

$$\left(2\pi \cdot \frac{(T_{\text{liq}} - T_{\text{amb}})^3 \cdot \lambda_{\text{th}} \cdot \rho_{\text{sol}} \cdot c_p \cdot h^2}{\eta_{\text{abs}}^2 \cdot P_L^2}\right)_{\text{äqx}}^3 = 0,235 \cdot A_i^3 \cdot N_{\text{aktiv}} \cdot \frac{1}{R_{\text{äqx}}^{1,5}} \quad (4.5)$$

Gl. (4.5) wird nach der aktive Keimdichte umgeformt und für $R = v$ nach Gl. (3.18) gültig für die Nahtmitte eingesetzt.

$$N_{\text{aktiv,äqx}} = \frac{8\pi^3}{0,235} \cdot \left(\frac{(T_{\text{liq}} - T_{\text{amb}})^3 \cdot \lambda_{\text{th}} \cdot \rho_{\text{sol}} \cdot c_p}{A_i}\right)^3 \cdot \frac{h^6}{\eta_{\text{abs}}^6 \cdot P_L^6} \cdot v^{1,5} \quad (4.6)$$

Es kommt dann zu einem äquiauxialen Kornwachstum, wenn die tatsächlich experimentell auftretende Keimdichte $N_{\text{aktiv,exp}}$ größer oder gleich als die notwendige oder erforderliche Keimdichte $N_{\text{aktiv,äqx}}$ ist.

$$N_{\text{aktiv,exp}} \geq N_{\text{aktiv,äqx}} \quad (4.7)$$

Nach Gl. (4.6) ist die für ein äquiauxiales Kornwachstum notwendige aktive Keimdichte $N_{\text{aktiv,äqx}}$ eine Funktion der absorbierten tiefenspezifischen Leistung $P_{\text{h,abs}} = \eta_{\text{abs}} \cdot P_{\text{L}}/h$ und der Schweißgeschwindigkeit v . Eine Vergrößerung der absorbierten tiefenspezifischen Leistung senkt $N_{\text{aktiv,äqx}} \sim (P_{\text{h,abs}})^{1/6}$. Eine Vergrößerung der Schweißgeschwindigkeit erhöht $N_{\text{aktiv,äqx}} \sim v^{1.5}$. Schempp und Rethmeier führten WIG-Durchschweißungen an Aluminiumlegierung durch und variierten sowohl die Geschwindigkeit als auch die Leistung des Lichtbogens [23]. Trotz Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit v und der Leistung des Lichtbogens bzw. der tiefenspezifischen Leistung konnte ein äquiauxial dendritisches Gefüge erreicht werden. Gl. (4.6) erklärt den experimentellen Befund. Gl. (4.6) beweist den Einfluss der absorbierten tiefenspezifischen Leistung auf das Hunt-Kriterium analytisch. Das stimmt mit den experimentellen Ergebnissen von Hagenlocher et al. [24] überein. Wenn die Keimdichte bekannt ist, kann aus Gl. (4.6) die erforderliche absorbierte tiefenspezifische Leistung $P_{\text{abs,h,äqx}}(v, N_{\text{aktiv}})$ berechnet werden.

4.2 Methodik

Die für die Auswertung verwendeten experimentellen Ergebnisse basieren auf den Ergebnissen aus Kapitel 3. Die Methodik und der Versuchsaufbau sind daher aus dem dazugehörigen Methodik-Abschnitt in Kapitel 3 zu entnehmen. Die Ergebnisse der Legierung 6016-B wurden von Hagenlocher et al. [24] bereits veröffentlicht.

Für die weitere Berechnung ist es notwendig, den Einkoppelgrad η_{abs} zu approximieren. Dieser gibt an, wieviel Laserleistung in Form von Wärme ins Schmelzbad übergeht. Der

Einkoppelgrad $\eta_{\text{abs}} = 70 \pm 10 \%$ wurde nach Gouffé [8] für eine zylindrische Dampfkapillare mit einem Aspektverhältnis $h/d_f = 3,6$ und dem Absorptionsgrad von flüssigem Aluminium von 12% berechnet [7]. Die Variation von $\pm 10 \%$ berücksichtigt die Unsicherheiten dieser Berechnung.

4.3 Ergebnisse und Diskussion

4.3.1 Einfluss der Prozessparameter auf die Art des Kornwachstums

Nimmt man an, dass pro Korn ein Nukleationskeim aktiv ist, dann kann die aktive Keimdichte experimentell bestimmt werden. Um die abgeleiteten Einflüsse der Prozessparameter sowie die Gl. (4.6) zu beweisen, muss Gl. (4.7) überprüft werden. Mit Hilfe der ermittelten Werte in Tabelle 3.4 kann $N_{\text{aktiv,äqx}}$ nach Gl. (4.6) berechnet werden und mit den experimentellen Ergebnissen für $N_{\text{aktiv,exp}}$ verglichen werden.

Bild 4.1 zeigt den Vergleich zwischen der experimentell aufgetretenen und vorhergesagten Kornstruktur nach Gl. (4.6) für $3 \text{ m/min} \leq v \leq 12 \text{ m/min}$. Beide Chargen der EN AW-6016 Legierung werden dabei berücksichtigt. Gl. (4.6) berechnet die für ein äquiauxiales Kornwachstum notwendige aktive Keimdichte $N_{\text{aktiv,äqx}}$ und wurde mit den berechneten minimalen und maximalen thermophysikalischen Eigenschaften für Legierungen nach dem EN AW-6016 Standard berechnet. Die Berechnung berücksichtigt alle möglichen Legierungszusammensetzungen innerhalb des EN AW-6016 Standards.

Die berechneten minimalen und maximalen Werte von $N_{\text{aktiv,äqx}}$ werden in Bild 4.1 durch den grünen Bereich dargestellt, der von zwei Kurven umhüllt wird. N_{aktiv} ist für jeweils eine Geschwindigkeit (Bild 4.1a-d) und über die absorbierte tiefenspezifische Leistung dargestellt. Die zwei grünen Kurven teilen die Darstellungen in zwei Bereiche: links der

¹ Verhältnis von Durchmesser zu Tiefe der Dampfkapillare. Im Durchschweißen wird angenommen, dass die Tiefe der Dampfkapillare die der Blechdicke entspricht.

grünen Kurven wird gerichtetes dendritisches Kornwachstum erwartet; rechts der grünen Kurven äquiaxiales Kornwachstum. Wenn die Datenpunkte nahe am Grenzwert liegen, wird eine höhere Unsicherheit in den Vorhersagen erwartet.

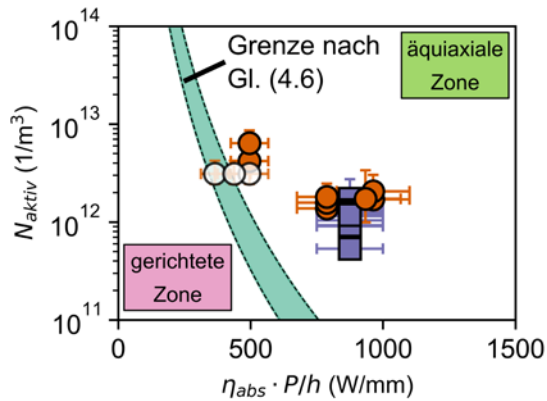
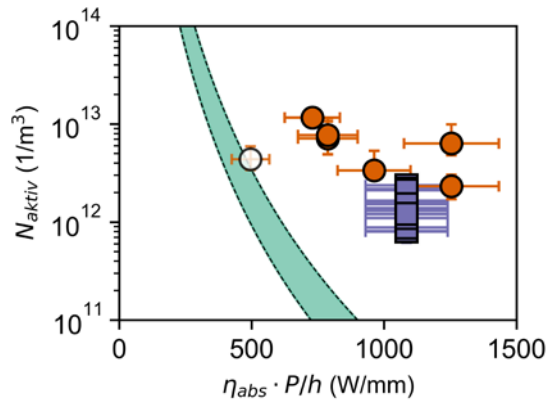
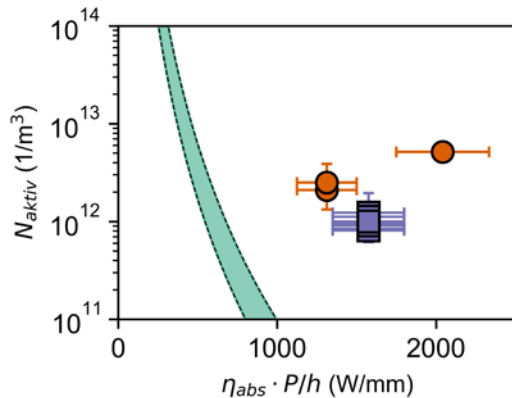
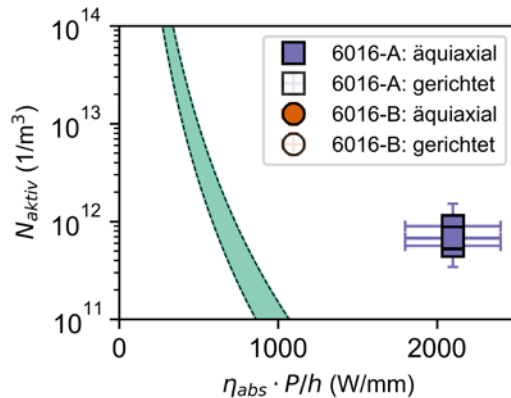

 (a) $v = 3$ m/min

 (b) $v = 6$ m/min

 (c) $v = 9$ m/min

 (d) $v = 12$ m/min

Bild 4.1: Vergleich der vorhergesagten Art des Korngefüges mit dem analytisch abgeleiteten Kriterium für den Übergang von gerichtetem zu äquiaxialen Kornwachstum Gl. (4.6) mit den experimentellen Ergebnissen für 6016-A und 6016-B.

Bild 4.1 zeigt die experimentell ermittelte Keimdichte für die durchgeführten Experimente und den Einfluss der absorbierten tiefenspezifischen Leistung auf N_{aktiv} . Die Datenpunkte für 6016-A (rechteckig lila gefüllt) und 6016-B (kreisförmig gefüllt mit orange) stellen die experimentellen Daten der aktiven Keimdichte dar und sind als „äqui-

axial“ dendritische Körner in Bild 4.1 bezeichnet. Die vertikalen Fehlerbalken der experimentell ermittelten Datenpunkte ergeben sich aus den minimalen und maximalen Werten der gemessenen aktiven Keimdichte. Die horizontalen Fehlerbalken der experimentell ermittelten Datenpunkte ergeben sich aus der Unsicherheit des berechneten Einkoppelgrades $\eta_{\text{abs}} = 70 \pm 10 \%$.

Die aktive Keimdichte kann nur dann experimentell bestimmt werden, wenn äquiauxiale dendritische Körner in der Schweißnahtmitte vorkommen. Es können Nukleationskeime aktiv sein, die aber zu keinem vollständigen äquiauxialen Kornwachstum führen. Diese Art von Keimen kann nicht durch diese Methodik berücksichtigt werden. Bei den Schweißversuchen, die nicht zu einer äquiauxial dendritischen Kornstruktur führten, wurde der theoretische auftretende Wert der aktiven Keimdichte durch die Ergebnisse der nichtlinearen Regression der Gl. (3.6) in Tabelle 3.6 abgeschätzt. Die Datenpunkte mit weißer Füllung wurden in dieser Form approximiert und als „gerichtet“ beschrieben. Die vertikalen Fehlerbalken der Datenpunkte mit einer approximierten Keimdichte ergeben sich aus den minimalen und maximalen Werten der Abweichungen der nichtlinearen Regression aus Tabelle 3.6. Die horizontalen Fehlerbalken der approximierten Datenpunkte ergeben sich ebenfalls mit dem nach Gouffé berechneten Einkoppelgrades $\eta_{\text{abs}} = 70 \pm 10 \%$.

Alle Datenpunkte mit einer approximierten Keimdichte für Schweißgeschwindigkeiten $v \geq 3$ m/min befinden sich unmittelbar in der Nähe der grünen Grenzfläche.

Alle Datenpunkte mit einer beobachteten äquiauxialen dendritischen Kornstruktur (in Bild 4.1 dargestellt durch orange oder lila Füllung) befinden sich rechts von der grünen Grenzfläche. Die hergeleitete Gl. (4.6) als eine Kombination aus Material- und Prozessperspektive erklärt das Wachstum von äquiauxial dendritischen Körnern.

Die experimentellen Ergebnisse mit $v \geq 9$ m/min (Bild 4.1c-d) zeigen zwei vorteilhafte Effekte für das äquiauxiale Kornwachstum. Erstens führen hohe Schweißgeschwindigkeiten zu einem höheren Wert der Unterkühlung der Schmelze und anschließend zu einer höheren aktiven Keimdichte, wie dies bereits in Abschnitt 3.3.1 gezeigt wurde. Zweitens muss die tiefenspezifische Leistung bei höheren Schweißgeschwindigkeiten höher gewählt werden, um noch eine vollständige Durchschweißung erreichen zu können. Das senkt wiederum die notwendige Keimdichte für ein äquiauxiales Kornwachstum nach Gl. (4.6). Daher liegen die experimentell ermittelten Werte mit einer hohen tiefenspezifischen Leistung weiter rechts von der grünen Grenzfläche.

Bild 4.2 zeigt den Vergleich zwischen der experimentell aufgetretenen und vorhergesagten Kornstruktur nach Gl. (4.6) für $v \leq 1$ m/min. Beide Chargen der EN AW-6016 Legierung werden berücksichtigt. Die berechneten minimalen und maximalen Werte von $N_{\text{aktiv,äqx}}$ wird in Bild 4.1 durch den grünen Bereich dargestellt, der von zwei Kurven umhüllt wird. N_{aktiv} ist für jeweils eine Schweißgeschwindigkeit (Bild 4.2a-c) und über die absorbierte tiefenspezifische Leistung abgebildet. Die zwei grünen Kurven teilen die Darstellungen in zwei Bereiche: links der grünen Kurven wird gerichtetes dendritisches Kornwachstum erwartet; rechts der grünen Kurven äquiauxiales Kornwachstum. Wenn die Datenpunkte nahe am Grenzwert liegen, wird eine höhere Unsicherheit in den Vorhersagen erwartet.

Bild 4.2 zeigt die experimentell ermittelte aktive Keimdichte für die durchgeführten Experimente, die zu einer äquiauxialen dendritischen Kornstruktur führten. Die Datenpunkte für 6016-A (rechteckig lila gefüllt) und 6016-B (kreisförmig gefüllt mit orange) stellen die experimentellen Daten der aktiven Keimdichte und sind als „äquiauxial“ dendritische Körner in Bild 4.2 bezeichnet. Die vertikalen Fehlerbalken der experimentell ermittelten Datenpunkte ergeben sich aus dem Minimum und Maximum der gemessenen

aktiven Keimdichte. Die horizontalen Fehlerbalken der experimentell ermittelten Datenpunkte ergeben sich aus der Unsicherheit des berechneten Einkoppelgrades $\eta_{\text{abs}} = 70 \pm 10 \%$.

Die aktive Keimdichte lässt sich nur dann experimentell bestimmen, wenn äquiauxiale dendritische Körner in den metallographischen Schliffen beobachtet werden. Es können Nukleationskeime aktiv sein, die aber zu keinem vollständigen äquiauxialen Kornwachstum führen. Diese Art der Keime kann daher nicht berücksichtigt werden. Bei den Schweißversuchen, die nicht zu äquiauxial dendritischen Kornstruktur führten, wurde der theoretische Wert der aktiven Keimdichte durch die Ergebnisse der nichtlinearen Regression der Gl. (3.6) in Tabelle 3.4 angenähert.

Die Datenpunkte mit weißer Füllung wurden in dieser Form approximiert und als „gerichtet“ beschrieben. Die vertikalen Fehlerbalken der Datenpunkte mit einer approximierten Keimdichte ergeben sich aus den minimalen und maximalen Abweichungen der nichtlinearen Regression aus Tabelle 3.4. Die horizontalen Fehlerbalken der approximierten Datenpunkte ergeben sich ebenfalls mit dem nach Gouffé berechneten Einkoppelgrades $\eta_{\text{abs}} = 70 \pm 10 \%$.

Alle Datenpunkte in Bild 4.2, für die gerichtetes Kornwachstum auftritt, befinden sich entweder unmittelbar in der Nähe der grünen Grenzfläche oder weit links von der grünen Grenzfläche. Die hier abgeleitete Gl. (4.6) erklärt, warum das Kornwachstum gerichtet in der Schweißnahtmitte auftritt. Das Auftreten von dieser Wachstumsart kann durch Gl. (4.6) beschrieben werden, obwohl die aktive Keimdichte durch die Approximation in Bild 3.3 überschätzt wird, insbesondere für Schweißgeschwindigkeit $v \leq 1 \text{ m/min}$.

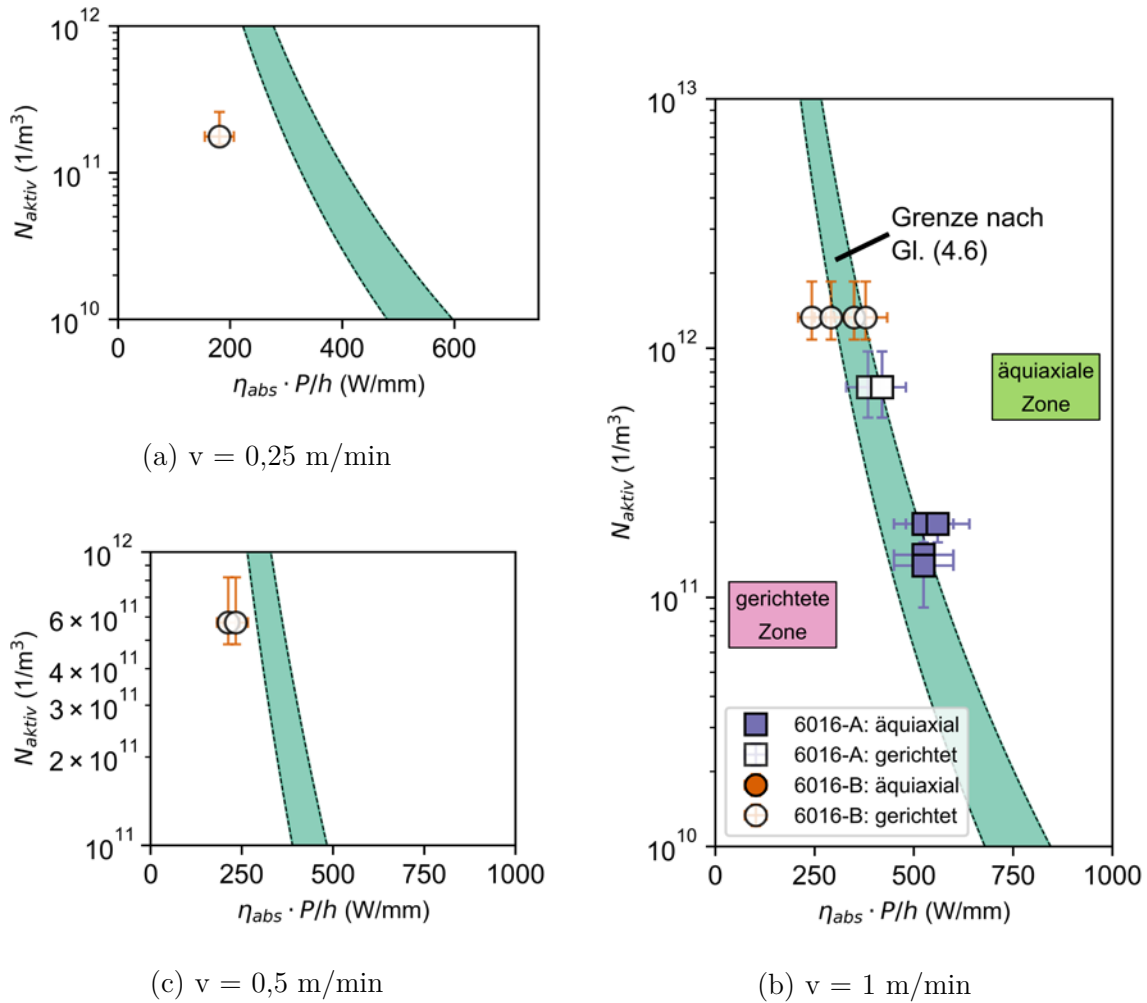


Bild 4.2: Vergleich der vorhergesagten Art des Korngefüges mit dem analytisch abgeleiteten Kriterium für den Übergang von gerichtetem zu äquiaxialen Kornwachstum Gl. (4.6) mit den experimentellen Ergebnissen für 6016-A und 6016-B.

4.3.2 Metallographische Untersuchung im Grenzbereich

Bei einer kritischen Anzahl wachsender äquiaxialer dendritischer Körner wird das Wachstum gerichteter Körner blockiert und das erstarrende Korngefüge gilt als vollständig äquiaxial. Die gerichteten dendritischen Körner überwachsen die entstehenden äquiaxialen dendritischen Körner, falls der Grenzwert nicht erreicht wird [47]. Daher wird ein Übergangsverhalten erwartet, das innerhalb oder in der Nähe des grünen Grenzbereiches liegt.

Die zusätzliche Variation der Schweißparameter für die Charge 6016-A bei $v = 1$ m/min (dargestellt als lila Datenpunkte mit weißer Füllung in Bild 4.2c führen zu einer absorbierten tiefenspezifischen Leistung in der Nähe des in Gl. (4.6) angegebenen kritischen Wertes. Bild 4.3a zeigt die Kornstruktur der Naht in 6016-A, die mit $v = 1$ m/min geschweißt wurde und $\eta_{\text{abs}} \cdot P_L/h \approx 650$ W/mm. Das Korngefüge in Bild 4.3a ist gerichtet dendritisch. Die gelben Pfeile kennzeichnen die Stellen mit möglichen ersten äquiauxialen Körnern. Bild 4.3b zeigt das Korngefüge einer Naht in 6016-A, geschweißt mit $v = 1$ m/min und $\eta_{\text{abs}} \cdot P_L/h \approx 800$ W/mm. Das Korngefüge in Bild 4.3b ist vollständig äquiauxial dendritisch. Das Übergangsverhalten von gerichtetem zu äquiauxialem Kornwachstum ist konsistent mit der hier vorgestellten analytischen Beschreibung nach Gl. (4.6) und den Ergebnissen von Hunt [47]. Wenn nach Gl. (4.6) die absorbierte tiefenspezifische Leistung erhöht wird, dann senkt sich $N_{\text{aktiv,äqx}} \sim (\eta_{\text{abs}} \cdot P_L/h)^{1/6}$ bereits durch geringe Änderungen in der tiefenspezifischen Leistung. Im vorliegenden Fall wurden beide Versuche mit der gleichen Schweißgeschwindigkeit $v = 1$ m/min durchgeführt, was nach Gl. (3.19) zu einer gleichen Unterkühlung der Schmelze und somit zu einer gleich großen aktiven Keimdichte führt. Wenn die tiefenspezifische Leistung erhöht wird, wie das in der Schweißung dargestellt in Bild 4.3b der Fall war, dann kann es dadurch zu einem äquiauxial dendritischen Kornwachstum in der Nahtmitte kommen. Die gewählten Prozessparameter liegen in der Nähe der berechneten Grenzfläche nach Gl. (4.6). Das bestätigt die Vorhersage und das in dieser Arbeit abgeleitete analytische Kriterium für die Vorhersage des äquiauxialen Kornwachstums.

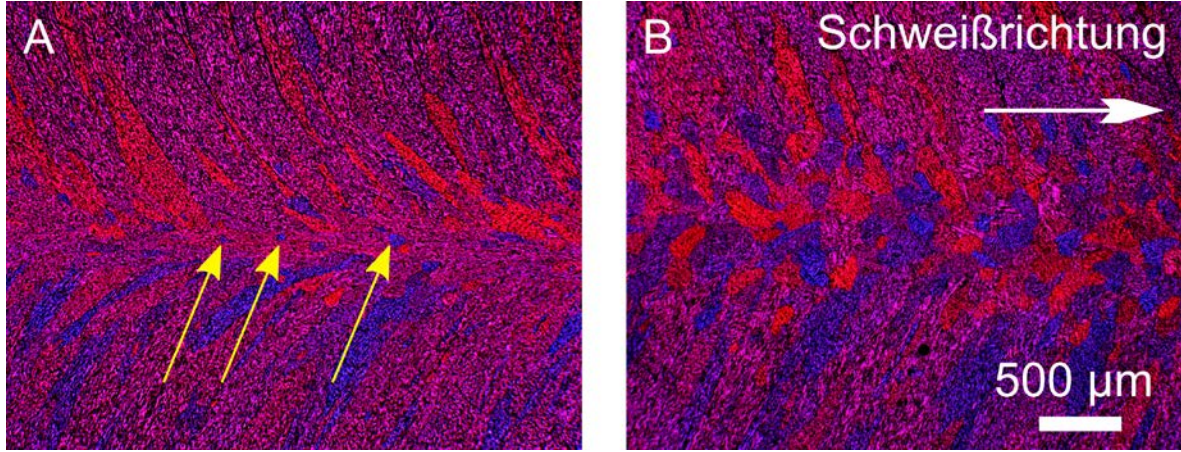


Bild 4.3: (a) Gerichtet dendritische Kornstruktur. Die gelben Pfeile markieren einzelne entstehende mögliche äquiaxiale dendritische Körner ($\eta_{\text{abs}} \cdot P_L/h \approx 650 \text{ W/mm}$; $v = 1 \text{ m/min}$; $d_f = 280 \mu\text{m}$). (b) Die äquiaxiale dendritische Kornstruktur entsteht in der Schweißnahtmitte ($\eta_{\text{abs}} \cdot P_L/h \approx 800 \text{ W/mm}$; $v = 1 \text{ m/min}$; $d_f = 280 \mu\text{m}$).

4.3.3 Prozess- und Legierungseinflüsse auf das äquiaxiale Kornwachstum

Setzt man Gl. (3.20)² in Gl. (4.6) ein und formt nach der absorbierten tiefenspezifischen Leistung um, dann erhält man die absorbierte tiefenspezifische Leistung

$$P_{\text{abs,h,äqx}} = \eta_{\text{abs}} \cdot \frac{P_L}{h} \approx 3,19 \cdot \sqrt[6]{\frac{1}{N_{\text{total}}} \cdot \exp\left(\frac{4\gamma_{\text{sl}}}{\Delta S_f \cdot d_a \cdot A_i \cdot \sqrt{v}}\right)} \cdot \sqrt{\left(\frac{(T_{\text{liq}} - T_{\text{amb}})^3 \cdot \lambda_{\text{th}} \cdot \rho_{\text{sol}} \cdot c_p}{A_i}\right) \cdot \sqrt[4]{v}}, \quad (4.8)$$

die zu einem äquiaxialen Kornwachstum in der Nahtmitte führt als eine Funktion der aktiven Keimdichte N_{aktiv} , der Schweißgeschwindigkeit v und einem erweiterten Legierungsparameter

$$c_L = \frac{(T_{\text{liq}} - T_{\text{amb}})^3 \cdot \lambda_{\text{th}} \cdot \rho_{\text{sol}} \cdot c_p}{A_i}. \quad (4.9)$$

² Gl. (3.6) beschreibt die aktive Keimdichte $N_{\text{aktiv}} = N_{\text{total}} \cdot \exp\left(-\frac{4\gamma_{\text{sl}}}{\Delta S_f \cdot d_a \cdot A_i \cdot v^{0,5}}\right)$ als Funktion der Schweißgeschwindigkeit.

Gl. (4.8) beweist, dass sich mit zunehmender aktiver Keimdichte $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$ verringert. Um äquiaxiale Körner in der Nahtmitte zu erhalten, ist weniger tiefenspezifische Leistung mit steigender aktiver Keimdichte notwendig. Auf Basis von Gl. (4.8) kann der Schweißprozess für eine bestimmte Schweißgeschwindigkeit und Keimdichte ausgelegt werden.

Bild 4.4 zeigt $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$ als Funktion der Schweißgeschwindigkeit im Bereich zwischen 1 m/min und 12 m/min für die Chargen 6016-A und 6016-B. Die dargestellten Flächen für 6016-A (lila) und 6016-B (orange) berücksichtigen die minimalen und maximalen Werte der thermophysikalischen Eigenschaften für die EN AW-6016 Legierung nach Tabelle 3.2. Die aktive Keimdichte wurde auf Basis der Ergebnisse der nichtlinearen Regression (Tabelle 3.6) berechnet. Ein äquiaxiales Kornwachstum wird erwartet, wenn die absorbierte tiefenspezifische Leistung oberhalb des maximalen Wertes der theoretisch berechneten $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$ liegt. Die obere Grenze der beiden Flächen repräsentiert die maximalen Werte von $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$. Bild 4.4 stellt einen Schnitt der 3-dimensionalen Gefügekarte für eine spezifische Legierung, in dem Fall für EN AW-6016 Legierung, dar. In dieser Darstellung werden die in diesem Kapitel abgeleiteten relevanten Prozessgrößen $P_{abs,h}$ und v berücksichtigt.

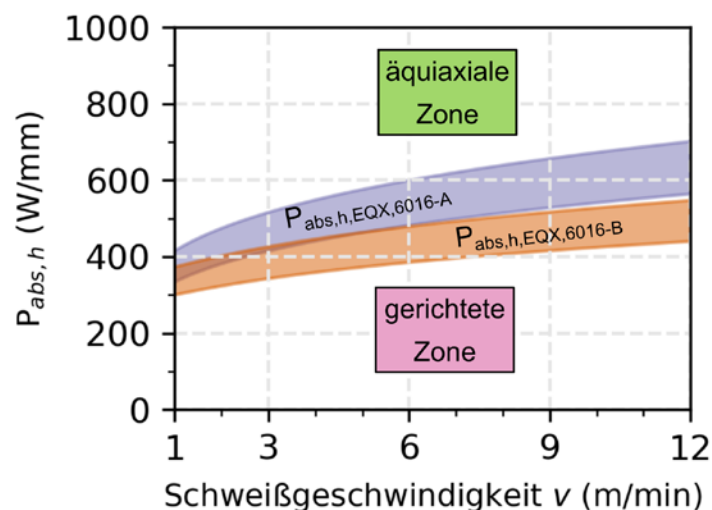


Bild 4.4: Die dargestellten Flächen zeigen die minimale und maximalen Werte für $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$.

Für die 3-dimensionale Darstellung der Gefügekarte wird eine legierungsabhängige Größe benötigt. Hunt beschrieb A_i als Legierungseinfluss [47]. Gl. (4.8) kombiniert das Modell von Hunt für äquiauxiales Kornwachstum [47], eine spezielle Lösung der 2-dimensionalen Wärmeleitgleichung für den Fall des Durchschweißens und die klassische Nukleationstheorie. Aus Gl. (4.8) können weitaus mehr Legierungseinflüsse als die von Hunt aufgestellten abgeleitet werden. Diese sind in Gl. (4.9) als Legierungseinflüsse in einen erweiterten Legierungsparameter c_L zusammengefasst.

4.4 Fazit

Die in diesem Kapitel hergeleiteten Gleichungen zur Vorhersage des äquiauxialen Kornwachstums basieren auf dem Modell für den Übergang von gerichtetem zu äquiauxialem Kornwachstum von Hunt [47], einer speziellen Lösung der 2-dimensionalen Wärmeleitgleichungen für den Fall des Durchschweißens [24,70], der klassischen Nukleationstheorie und der Approximation der Legierungskennwerte durch eine Binarisierung des Phasendiagramms für eine Mehrkomponenten-Legierungen. Die experimentellen Ergebnisse der zwei Chargen der EN AW-6016 Legierung zeigen eine gute Übereinstimmung mit den hergeleiteten Gleichungen und beweisen den Einfluss der Prozessgrößen $\eta_{\text{abs}} \cdot P_L/h$ und v .

Bild 4.4 zeigt einen Schnitt der 3-dimensionalen Gefügekarte für die EN AW-6016 Legierung: die relevanten Prozessgrößen zur Einstellung der Kornstruktur sind $\eta_{\text{abs}} \cdot P_L/h$ und v . Der legierungsabhängige Einfluss c_L ist in Gl. (4.9) zusammengefasst und wird im folgenden Kapitel experimentell validiert.

5 Prozess- und werkstoffabhängige Gefügekarte

Im vorangegangenen Kapitel wurde die Prozessgrößen $P_{\text{abs,h}}$ und v als Haupteinflussfaktoren für die Art des Kornwachstums theoretisch abgeleitet und experimentell bewiesen. Außerdem wurde mit Gl. (4.9) der Einfluss der werkstoffabhängigen und thermophysikalischen Größen mit der Größe c_L zusammengefasst. Das folgende Kapitel zeigt, wie die Legierungszusammensetzung c_L beeinflusst und wie sich dadurch die für ein äquiaxiales Kornwachstum notwendige tiefenspezifische Leistung $P_{\text{abs,h,äqx}}$ verändert. Weiterhin wird dargestellt, ob c_L über bekannte metallurgische Kenngrößen, wie den konstitutionellen Unterkühlungsparameter ψ oder das Erstarrungsintervall ΔT_{sol} , vereinfacht werden kann. Das Ergebnis des Kapitels ist die 3-dimensionale Gefügekarte für Laserschweißnähte aus Aluminiumlegierungen.

Für die Auslegung von Legierungen kommen unterschiedliche Faktoren zum Einsatz. Das Erstarrungsintervall $\Delta T_{\text{sol}} = T_{\text{liq}} - T_{\text{sol}}$ wird als Kennwert für die Heißrissanfälligkeit [29] oder auch als Kennwert für die Kornverfeinerung im Gießen verwendet [72]. Je größer ΔT_{sol} , desto kleiner die Korngröße [72]. Ein weiterer Faktor ist der konstitutionelle Unterkühlungsparameter (auf Englisch constitutional supercooling parameter)

$$\psi = \sum_{i=1}^n \frac{m_{\text{liq},i} \cdot (k_{0,i} - 1) \cdot c_{0,i}}{k_{0,i}}, \quad (5.1)$$

der die Einflüsse der einzelnen Legierungselemente auf die Unterkühlung der Schmelze summiert, wobei $m_{\text{liq},i}$ die Steigung der Liquidusisothermen im binären Phasendiagramm Al-i ist, $k_{0,i}$ der dazugehörige Verteilungskoeffizient und $c_{0,i}$ der Massenanteil des Legierungselementes i [73]. Schempp und Rethmeier [23] beschrieben die Tendenz zu einem Übergang von gerichtetem zu äquiaxialen Kornwachstum im WIG-Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem steigenden Wert von ψ nach Gl. (5.1).

Die aktuelle Forschung in diesem Bereich konzentriert sich auf die Entwicklung aussagekräftiger metallurgischer Parameter für die Beschreibung von Legierungen [40,59,74].

In der Schweißmetallurgie werden ebenfalls die aus dem Gießen entwickelten Kennwerte angewendet, obwohl im Schweißen die Prozessparameter einen Einfluss auf die Art der Kornstruktur haben, wie in Kapitel 4 gezeigt wurde. Schempp und Rethmeier [23] beschrieben den Übergang von gerichtetem zu äquiaxiem Kornwachstum im WIG-Schweißen von Aluminiumlegierungen über ψ nach Gl. (5.1). Die wichtigen Legierungsgrößen nach Gl. (4.8) sind A_i und c_L . Diese werden im Folgenden mit ψ und ΔT_{sol} verglichen, mit der Intention einen handlichen Faktor für die Anwendung zu finden, der die Neigung einer Legierung zum äquiaxiem Kornwachstum beschreiben kann. Einen Kennwert, der sowohl Legierungs- als auch Prozessgrößen verbindet, gibt es aktuell nicht.

Ziel des Kapitels ist es, eine prozess- und werkstoffabhängige Gefügekarte für Laserstrahlschweißnähte zu entwickeln. Dafür werden Laserschweißungen an Sonderlegierungen aus Al-Cu mit TiB_2 -Zusatz, EN AW-2024, EN AW-5083, EN AW-5754, EN AW-6061, EN AW-7075 durchgeführt und die metallographisch charakterisiert, um den Werkstoffeinfluss zu validieren. Zusätzlich wird dargestellt, ob der Legierungseinfluss auf einen bekannten metallurgischen Kennwert reduziert werden kann.

5.1 Methodik

Für die Validierung des Werkstoffeinflusses wird der Prozess nach Gl. (4.8) ausgelegt, sodass $P_{\text{abs,h}}$ oberhalb und unterhalb von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ für die jeweilige Legierung liegt. Um $P_{\text{abs,h,äqx}}$ nach Gl. (4.8) berechnen zu können, müssen die legierungsspezifischen Größen berechnet werden. Im Folgenden wird die experimentelle Methodik für die Sonderlegierung aus Al-Cu mit TiB_2 und die untersuchten technischen Legierungen (EN AW-2024, 5083, 5754, 6016 und 7075 spezifiziert nach DIN EN 573-3 [2]) vorgestellt.

5.1.1 Werkstoffe und Berechnung der Legierungsgrößen

Die Keimdichte in technischen Legierungen schwankt, wie das in Kapitel 4 für die zwei Chargen von EN AW-6016 gezeigt wurde. Die Keimdichte wird durch den Zusatz von Al-Ti5-B1 beeinflusst. Um gezielt den Legierungseinfluss auf $P_{\text{abs,h,äqx}}$ untersuchen zu

können, wurden daher Sonderlegierungen aus Al-Cu mit einem konstanten Zusatz von TiB_2 hergestellt. Im Folgenden wird auf die Herstellung der Sonderlegierungen und die Berechnung der notwendigen Kenngrößen nach Gl. (4.8) eingegangen.

Die Bleche aus den Al-Cu-Sonderlegierungen wurden mit einem konstanten Zusatz einer Al-Ti5-B1 Vorlegierungen, die als Quelle für die Nukleationskeime dient, von der Firma HMW Hauner GmbH & Co. KG (Röttenbach, Deutschland) hergestellt. Durch den konstanten Zusatz von Al-Ti5-B1 konnte angenommen werden, dass die Verteilung der Keimbildner in allen hergestellten Al-Cu-Sonderlegierungen gleich war. Der Kupfergehalt wurde zwischen $c_{\text{Cu}} \approx 0,5 - 5 \text{ Gew.}\%$ variiert. Insgesamt wurden fünf Legierungen auf Basis von Al-Cu hergestellt.

Die Al-Ti5-B1 Vorlegierung wurde in einem wassergekühlten Lichtbogen-Ofen aus den einzelnen Elementen reaktionsfrei geschmolzen. Die Al-Cu X Legierungen gelistet in Tabelle 5.1 wurden mit dem Ziel-Titangehalt von $c_{\text{Ti}} = 0,016 - 0,020 \text{ Gew.}\%$ abgewogen und in einem Induktionsofen unter Schutzgasatmosphäre geschmolzen. Die Schmelze aller Legierungen wurde gleichlang gehalten, um eine Homogenisierung der Schmelze sicherzustellen. Anschließend wurde die Legierungen in eine Kupferkokille abgegossen, auf eine Dicke von 2 mm mit einer Zwischenglühung von $500 \text{ }^\circ\text{C}$ für 5 min ausgewalzt und an der Tafelschere auf eine Länge von 200 mm und eine Breite von 50 mm zugeschnitten. Die Oberflächen wurde anschließend mit einer Körnung P320 planparallel geschliffen und zum Schluss gereinigt. Für jede hergestellte Legierung wurde eine ICP-OES Messungen durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5.1 gelistet. Der Borgehalt war unter der Auflösungsgrenze des verwendeten Verfahrens, daher wurde dieser nicht mitaufgeführt.

Tabelle 5.1: Stichprobe der chemischen Zusammensetzung der Bleche aus gemessen mit ICP-OES gem. DIN EN 14242:2004-12. Titangehalt stammt aus einer Al-Ti5-B1 Vorlegierung. Herstellerangaben von HMW Hauner GmbH & Co. KG. Alle Angaben in Gew.%.

	AlCu0,5	AlCu1	AlCu2	AlCu4	AlCu5
Cu	0,51	1,05	2,17	4,2	5,2
Ti	0,018	0,018	0,019	0,015	0,015
Al	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest

Neben den hergestellten Sonderlegierungen wurden Aluminiumknetlegierungen spezifiziert nach DIN EN 573-3 ausgewählt, um zu überprüfen, ob der Prozess nach Gl. (4.8) ausgelegt werden kann. Im Gegensatz zu den Sonderlegierungen aus Al-Cu besitzen die technischen Legierungen mehr als ein Legierungselement und unterschiedliche Größenverteilung der Keime. Die verwendeten Legierungen sind in Tabelle 5.2 aufgeführt. In Tabelle 5.2 ist der Bereich der chemische Zusammensetzung nach DIN EN 573-3 sowie die Ergebnisse einer einzelnen ICP-OES Messung der verwendeten Legierungen in Klammern angegeben.

Um für eine Schweißgeschwindigkeit und eine Legierung eine absorbierte tiefenspezifische Leistung nach Gl. (4.8), die zu einem bestimmten Kornwachstum führt, wählen zu können, müssen die Größen A_i und c_L berechnet werden. Die Ergebnisse für die Sonderlegierungen aus Al-Cu sind Tabelle 5.3 gelistet; für die technischen Legierungen in Tabelle 5.4. Im Fall der Sonderlegierungen aus Al-Cu wurde $A_i = f(c_{Cu,0})$ als Funktion des Kupfergehaltes nach Gl. (3.9) mit $m_{liq,Cu} = -2,49$ K/Gew.%, $k_0 = 0,11$ und $\Gamma = 9,12 \cdot 10^{-8}$ K·m [27] berechnet. Der erweiterte Legierungsparameter wurde nach Gl. (4.9) und den Werten aus Tabelle 5.3 berechnet. Für die technischen Legierungen in Tabelle 5.2 wurden A_i und c_L auf Basis der Berechnung aus Kapitel 3 durchgeführt. Die zur Berechnung der Werte von c_L und A_i für die technischen Legierungen in Tabelle

5.4 verwendeten thermophysikalischen Eigenschaften sind in Tabelle A1 bis Tabelle A5 gelistet.

Tabelle 5.2: Bereich der chemischen Zusammensetzung für die verwendeten Legierungen nach nach DIN EN 573 [2]. Alle Angaben sind in Gew.%. Die Werte in den Klammern wurden über ICP-OES bestimmt.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
EN AW-2024 AlCu4Mg1	0,5	0,5	3,8 – 4,9	0,3 – 0,9	1,2 – 1,8	0,25	0,15	Rest
	(0,09)	(0,19)	(4,65)	(0,6)	(1,26)	(-)	(0,023)	
EN AW-5083 AlMg4,5Mn0,7	0,4	0,4	0,1	0,4 – 1,0	4,0 – 4,9	0,25	0,15	Rest
	(0,27)	(0,33)	(0,05)	(0,59)	(4,27)	(0,04)	(0,025)	
EN AW-5754 AlMg3	0,4	0,4	0,1	0,5	2,6 – 3,6	0,2	0,15	Rest
	(0,14)	(0,33)	(0,04)	(0,41)	(3,52)	(0,02)	(0,029)	
EN AW-6016 6016-A	1,0 – 1,5	0,5	0,2	0,2	0,25 – 0,6	0,2	0,15	Rest
	(1,00)	(0,31)	(0,18)	(0,13)	(0,41)	(-)	(0,024)	
EN AW-7075 AlZn5,5MgCu	0,4	0,5	1,2 – 2,0	0,3	2,1 - 2,9	5,1 – 6,1	0,1	Rest
	(0,04)	(0,10)	(1,64)	(0,03)	(2,52)	(5,88)	(0,042)	

Neben den Größen c_L und A_i muss für die Berechnung Gl. (4.8) die aktive Keimdichte $N_{\text{aktiv}} = f(c_{i,Ti}, A_i, v)$ abgeschätzt werden. Diese wurde mit der in Abschnitt 3.3.3 vorgestellten Methodik approximiert. Für die Berechnung des Anteil der Vorlegierung ω_{VL} wurde der gemessene Titangehalt aus Tabelle 5.1 für die Sonderlegierungen aus Al-Cu und aus Tabelle 5.2 für die technischen Legierungen verwendet. Die Ergebnisse der

Abschätzung sind als Funktion der Schweißgeschwindigkeit in Bild 5.1 dargestellt. Die unterschiedlichen Verläufe ergeben sich aus der zunehmenden Unterkühlung der Schmelze mit steigendem Wert von A_i , wie dies in Kapitel 3 gezeigt wurde. Damit sind alle benötigten Größen zur Auslegung von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ nach Gl. (4.8) für die Sonderlegierungen aus Al-Cu beschrieben.

Tabelle 5.3: Berechnete Werte für A_i und c_L für $T_{\text{amb}} = 300 \text{ K}$, $m_{\text{liq,Cu}} = -2,49 \text{ K/Gew.}\%$, $k_0 = 0,11$ und $\Gamma = 9,12 \cdot 10^{-8} \text{ K} \cdot \text{m}$ [27] für die Al-Cu X Sonderlegierungen.

	A_i ($\text{Ks}^{0,5}/\text{m}^{0,5}$)	c_L ($10^{14} \cdot \text{J}^2/\text{s}^{1,5}\text{m}^{3,5}$)	λ_{th} (W/mK)	ρ_{sol} (kg/m^3)	c_p (J/kgK)
AlCu0,5	9	143,0	213	2708	899
AlCu1	13	96,3	204	2718	897
AlCu2	18	60,7	184	2737	891
AlCu4	26	38,6	169	2777	881
AlCu5	29	33,4	165	2797	876

¹Interpolierte Messwerte aus Tab. 1 in Referenz [75]

Die Software Thermo-Calc 2020a mit der TCAL5 v5.1 Datenbank [61] wurde für die Berechnung der notwendigen Größen für ψ nach Gl. (5.1) und ΔT_{sol} verwendet. Für die Berechnung von ΔT_{sol} für die Sonderlegierungen aus Al-Cu wurde der Kupfergehalt nach Tabelle 5.1 verwendet. Für die minimale und maximale Zusammensetzung nach Tabelle 5.2 wurde ΔT_{sol} für die Legierungen nach DIN EN 573-3 in einer Gleichgewichtsberechnung in Thermo-Calc berechnet. Diese wurde ebenfalls in einer Gleichgewichtsberechnung in Thermo-Calc berechnet. Der konstitutionelle Unterkühlungsparameter ψ wurde mit der Steigung der Liquidusisothermen $m_{\text{liq},i}$ und dem Verteilungskoeffizient $k_{0,i}$ für das jeweilige binäre Phasendiagramm berechnet. Für die Berechnung von $m_{\text{liq},i}$ und $k_{0,i}$ wurde ein binäres Phasendiagramm in Thermo-Calc berechnet und anschließend

linearisiert. Die für die Berechnung von ψ verwendeten Werte und die Gültigkeit der Linearisierung sind in Tabelle 5.5 zusammengefasst.

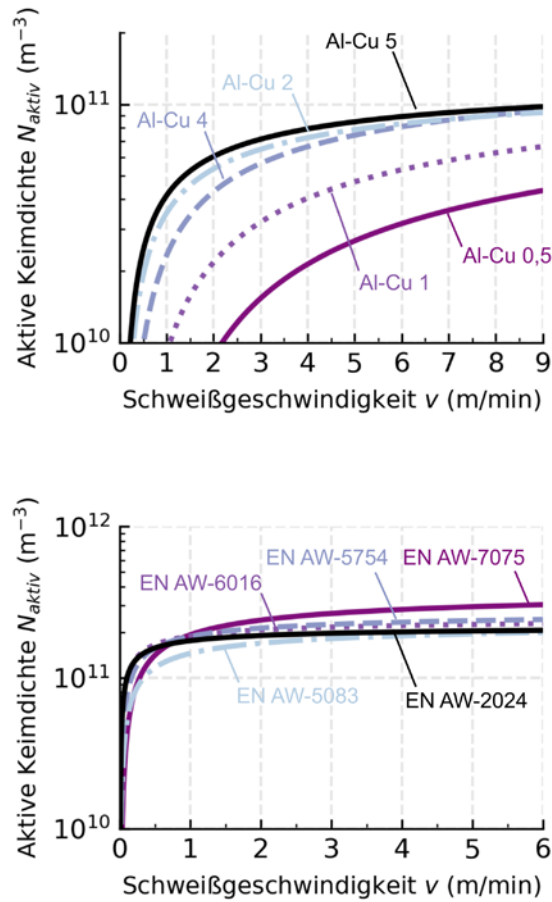


Bild 5.1: Modellierte aktive Keimdichte als Funktion der Schweißgeschwindigkeit nach dem Ansatz in Abschnitt 3.3.4 für (oben) Sonderlegierungen aus Al-Cu und (unten) für die technischen Legierungen aus Tabelle 5.2.

Tabelle 5.4: Berechnete Werte für A_i und c_L für $T_{\text{amb}} = 300 \text{ K}$. Minimale und maximale Werte aus Berechnung für minimale und maximale Zusammensetzung nach DIN EN 573-3.

	$A_i \text{ (Ks}^{0.5}/\text{m}^{0.5})$	$c_L \text{ (} 10^{14} \cdot \text{J}^2/\text{s}^{1.5}\text{m}^{3.5})$	$\lambda_{\text{th}} \text{ (W/mK)}$
EN AW-2024	134 - 167	5,8 - 4,6	136 ¹
EN AW-5083	111 - 55	6,3 - 13,8	117 ¹
EN AW-5754	85 - 109	9,5 - 7,4	132 ¹
EN AW-6016	104 - 141	11,7-7,6	195
EN AW-7075	39 - 68	22,4 - 11,6	134 ¹

¹Mittelwert aus den Zuständen in Tab.A3 [1]

Tabelle 5.5: Werte der Steigung der Liquidusisothermen $m_{\text{liq},i}$ und dem Verteilungskoeffizienten $k_{0,i}$ für die Berechnung von ψ nach Gl. (5.1) und deren Gültigkeitsbereich.

	$m_{\text{liq},i} \text{ (K/Gew.}\%)$	$k_{0,i} \text{ (Gew.}\%/\text{Gew.}\%)$	Gültigkeitsbereich
Al-Si	-6,12	0,11	$\leq 1,5 \text{ Gew.}\%$
Al-Fe	-3 ¹	0,02 ¹	-
Al-Cu	-2,53	0,12	$\leq 5 \text{ Gew.}\%$
Al-Mn	-1,4	0,63	$\leq 1 \text{ Gew.}\%$
Al-Mg	-5,19	0,33	$\leq 8 \text{ Gew.}\%$
Al-Zn	-1,67	0,42	$\leq 8 \text{ Gew.}\%$
Al-Cr	7,30	3,01	$\leq 0,25 \text{ Gew.}\%$

¹Wert aus Table 1 in Referenz [23]

5.1.2 Experiment

Ziel der experimentellen Untersuchungen war es, den Legierungseinfluss auf die Art des Kornwachstums zu untersuchen, indem die absorbierte tiefenspezifische Leistungen variiert wurde, dass diese unterhalb und oberhalb von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ nach Gl. (4.8) lagen. Folgende Voraussetzungen müssen die Laserschweißnähte erfüllen, damit Gl. (4.8) ihre Gültigkeit besitzt bzw. damit ein 2-dimensionaler Wärmeleitungsfall herrscht:

- Prozess muss im Tiefschweißen stattfinden,
- Bleche müssen vollständig durchgeschweißt sein und
- keine Löcher durch Durchschüsse dürfen sich in der Schweißnaht befinden.

Die Sonderlegierungen aus Al-Cu mit einem konstanten Zusatz aus TiB_2 (Tabelle 5.1) wurden mit einem Scheibenlaser TruDisk 16002 der Firma TRUMPF durchgeführt. Der Laserstrahl hat eine Wellenlänge von $\lambda = 1,03 \mu\text{m}$. Der Strahl des TruDisk 16002 Lasers wurde durch eine Faser mit einem Kerndurchmesser von $400 \mu\text{m}$ und einer nominalen numerischen Apertur von 0,1 übertragen. Die Werte des resultierenden M^2 betragen 61. Die Vergrößerung der Fokussieroptik betrug 2:1, was zu einem Fokusdurchmesser auf der Werkstückoberfläche von $d_f = 200 \mu\text{m}$ führte. Der Strahl wurde auf die Oberfläche des Werkstücks fokussiert. Die Bearbeitungsoptiken waren entgegen der Schweißrichtung um 12° geneigt, sodass stechend geschweißt wurde. Für die Sonderlegierungen aus Al-Cu wurden circa 250 Einstellversuche durchgeführt, um die oben aufgezählten Kriterien bei möglichst geringer und möglichst großem Wert von $P_{\text{abs,h}}$ zu erreichen. Es stellte sich heraus, dass für die Sonderlegierungen aus Al-Cu Legierungen die Schweißgeschwindigkeiten $v = 6 \text{ m/min}$ und 9 m/min zu einem großen Prozessfenster führte. Dennoch konnte nur ein Bruchteil der durchgeführten Versuche metallographisch ausgewertet werden.

Die Schweißversuche für die technischen Legierungen (Tabelle 5.2) wurden mit zwei Scheibenlasern durchgeführt. Ein TruDisk 16002 und ein TruDisk 8001 Scheibenlaser beide von der Firma TRUMPF. Beide Laserstrahlen haben eine Wellenlänge von

$\lambda = 1,03 \mu\text{m}$. Die Bearbeitungsoptiken waren entgegen der Schweißrichtung um 12° geneigt, sodass stechend geschweißt wurde. Die Leistung des Laserstrahls wurde so eingestellt, dass für die verschiedene Blechdicken $h = 2 \text{ mm}$ und 4 mm bei Schweißgeschwindigkeiten $v > 0,25 \text{ m/min}$ und Fokussdurchmessern $d_f = 50 - 1500 \mu\text{m}$ das Schweißen im Tiefschweißen und das Durchschweißen der Bleche erreicht wurde.

Der Einkoppelgrad wurde für beide Experimente für eine zylindrische Kapillare nach Gouffé [8] mit geringfügigen Korrekturen aus Hügel und Graf [7] berechnet, wobei für das Absorptionsgrad von flüssigem Aluminium 12% für $\lambda = 1,03 \mu\text{m}$ angenommen wurde. Im Fall des Durchschweißens wurde für die Kapillartiefe die Blechdicke und für den Kapillardurchmesser der Strahldurchmesser auf der Blechoberfläche angenommen.

Nur solche Schweißnähte wurde metallographisch untersucht, die vollständig das Blech durchschweißten und die sich im Tiefschweißmodus befanden. Schweißnähte mit Löchern, zu vielen Spritzer und zu großem Durchhang wurden nach Sichtprüfung aussortiert. Dadurch wurde sichergestellt, dass eine 2-dimensionale Wärmeleitung angenommen werden konnte und die eingestellte nominelle Laserleistung P_L tatsächlich absorbiert wurde.

Die lasergeschweißten Proben wurden geschliffen und mechanisch poliert. Die polierten Oberflächen wurden anodisch mit der Methode nach Barker [32] geätzt. Die geätzten Proben wurden in einem Lichtmikroskop unter polarisiertem Licht mit einem Analysator untersucht. Durch diese Vorgehensweise konnten die Arten der Körner differenziert werden. Anschließend wurden die Proben ausgewertet und in „Äquiaxial“, „Übergang“ und „Gerichtet“ kategorisiert. Schliffe, die als „Äquiaxial“ kategorisiert wurden, hatten über den untersuchten Bereich eine vollständige äquiaxiale Zone in der Schweißnahtmitte. Schliffe, die als „Übergang“ kategorisiert wurden, hatten teilweise äquiaxiale und teilweise gerichtete Körner in der Nahtmitte. Schliffe, die als „Gerichtet“ kategorisiert wurden, hatten nur gerichtete Körner.

5.2 Ergebnisse und Diskussion

Ziel der Untersuchungen war es, den Einfluss der Legierungsgrößen A_i und c_L nach Gl. (4.8) auf die Art des Kornwachstums (äquiauxial oder gerichtetes) zu untersuchen.

5.2.1 Sonderlegierungen aus Al-Cu + TiB₂

Das auftretende Kornwachstum für die Sonderlegierungen aus Al-Cu mit einem konstanten Zusatz von TiB₂ wurde für zwei Schweißgeschwindigkeiten $v = 6$ m/min und $v = 9$ m/min untersucht. Der Kupfergehalt wurde in den Legierungen zwischen $c_{Cu} = 0,5 - 5$ Gew.% gezielt variiert, um den Einfluss der Legierungsgrößen auf die Art des Kornwachstums zu untersuchen.

Die Diagramme in Bild 5.2 vergleichen die erwartete Art der Kornstruktur nach Gl. (4.8) mit der experimentell bestimmten Art der Kornstruktur für unterschiedliche Werte von $c_{Cu,0}$, v ($v = 6$ m/min links; $v = 9$ m/min rechts in Bild 5.2) und $P_{abs,h}$. Die absorbierte tiefenspezifischen Leistungen $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$, die zu einem äquiauxialen Kornwachstum führt, wurde nach Gl. (4.8) und den Werten aus Tabelle 5.3 berechnet. Die berechneten Werte von $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$ sind als schwarze Linie und Funktion von $c_{Cu,0}$ in den Diagrammen in Bild 5.2 dargestellt. Die graue Fläche um die berechneten Werte von $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$ repräsentiert eine angenommene, absolute Abweichung von ± 5 %. Liegen die experimentellen Datenpunkte oberhalb der schwarzen Linie wird ein äquiauxialen Kornwachstum in der Nahtmitte erwartet. Liegen die experimentellen Datenpunkte unterhalb der schwarzen Linie wird ein gerichtetes Kornwachstum erwartet. Je näher die Datenpunkte an $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$ liegen, desto größer wird eine Abweichung erwartet, auf Grund der Genauigkeit des Modells. Die Datenpunkte mit weißer Füllung repräsentieren die Experimente, bei denen eine gerichtete Kornstruktur auftrat. Die Datenpunkte mit zur Hälfte weißer und zur Hälfte schwarzer Füllung repräsentieren die Experimente, bei denen teilweise eine gerichtete und äquiauxiale Kornstruktur auftrat. Die Datenpunkte mit schwarzer Füllung repräsentieren die Experimente, bei denen eine äquiauxiale Kornstruktur in der Nahtmitte auftrat. Die Fehlerbalken geben eine angenommene, absolute Abweichung

der tiefenspezifischen Leistung von $\pm 10\%$ an. In Bild 5.2 werden ausgewählte Schlichtbilder der Laserschweißnähte (A)-(F) gezeigt.

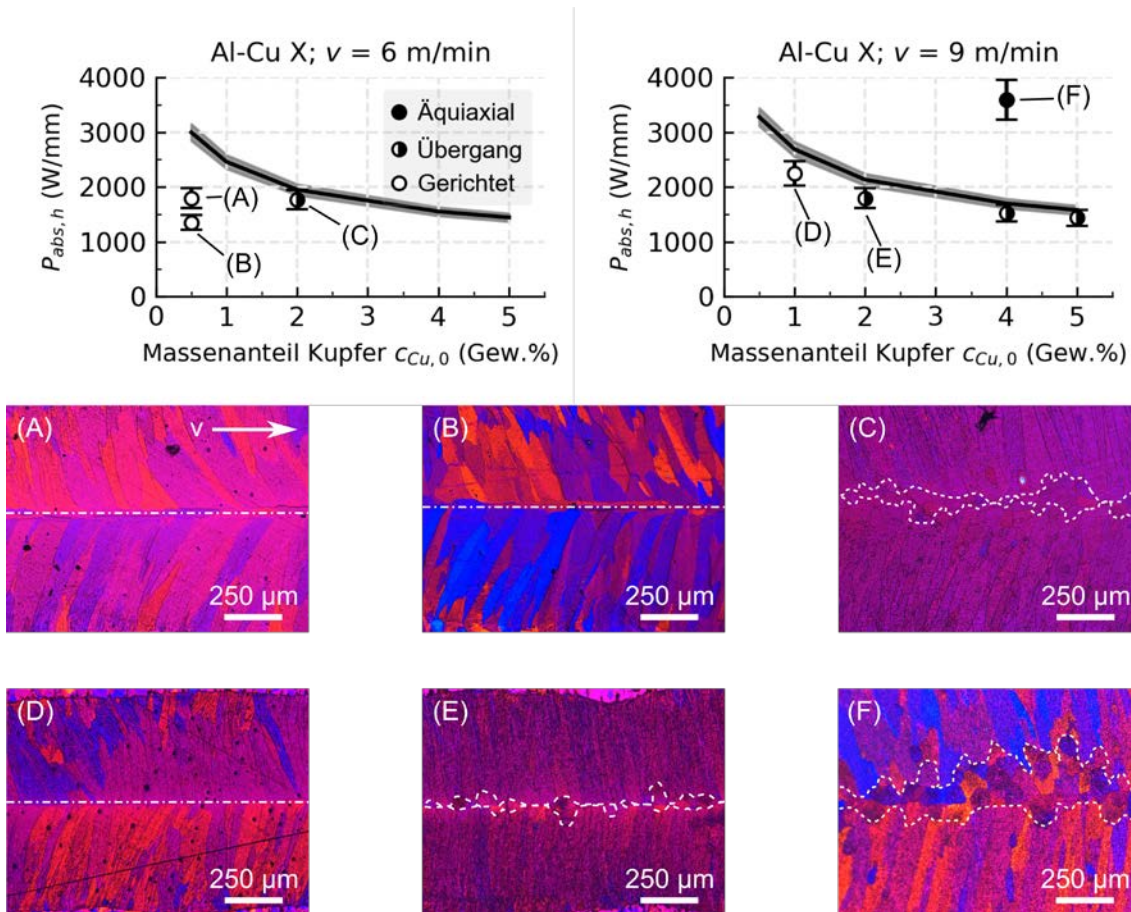


Bild 5.2: Vergleich der Vorhersage der Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur für unterschiedliche Massenanteile von Kupfer bei (links) $v = 6$ m/min und (rechts) $v = 9$ m/min.

Die berechneten Werte von $P_{abs,h,\text{äq}}$ nach Gl. (4.8) sinken mit zunehmenden Kupfergehalt in der Aluminiumlegierung. Dies wird experimentell bestätigt. In Versuch (A) und (C) bei $v = 6$ m/min (linkes Diagramm) zeigt sich, dass bei ungefähr gleichen Werten von $P_{abs,h}$ in (A) gerichtetes Wachstum und bei (C) ein Übergangsverhalten auftritt. Ein ähnliches Verhalten tritt bei $v = 9$ m/min (rechtes Diagramm) bei (D) und (E) auf, wobei hier sogar die Leistungen bei (D) größer sind. Dadurch kann experimentell die Vorhersage bestätigt werden, dass mit steigendem Kupferanteil $P_{abs,h,\text{äq}}$ sinkt. Außerdem

zeigt (F), wenn $P_{\text{abs,h}}$ so eingestellt wird, dass $P_{\text{abs,h}} > P_{\text{abs,h,äqx}}$ ist, dann liegt ein vollständige äquiaxiale Kornstruktur in der Nahtmitte vor.

Die durchgeführten Versuche an den Al-Cu-Sonderlegierungen mit gleichem Zusatz der kornverfeinernden Al-Ti5-B1 Vorlegierung bestätigen den postulierten Legierungseinfluss nach Gl. (4.8).

5.2.2 EN AW-2024 (Al Cu4Mg1)

Ziel der im Folgenden untersuchten technischen Legierungen ist es, den Legierungseinfluss auf die Art des Kornwachstums zu überprüfen. Im Unterschied zu den Sonderlegierungen aus Al-Cu besitzen die technischen Legierungen mehr als nur ein Legierungselement und besitzen unterschiedliche Keimdichten.

Bild 5.3 vergleicht die erwartete Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur der verwendeten EN AW-2024 (Al Cu4Mg1) Legierung. Im Unterschied zu den binären Al-Cu-Sonderlegierungen im vorangegangenen Abschnitt, liegt die Zusammensetzung einer technischen Legierung in einem Bereich. Daher ergibt sich für $P_{\text{abs,h,äqx}}$ ein minimaler und maximaler Wert, der nach Gl. (4.8) mit den Werten aus Tabelle 5.4 berechnet wurde. Der minimale und maximale Bereich ist in Bild 5.3 hellgrün eingefärbt und durch die gestrichelten schwarzen Linien umrandet. Liegen die experimentellen Datenpunkte oberhalb der Werte von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ wird ein äquiaxiales Kornwachstum erwartet; unterhalb ein gerichtetes Kornwachstum. Je näher die Datenpunkte an $P_{\text{abs,h,äqx}}$ liegen, desto größer wird die Abweichung der vorhergesagten Kornstruktur erwartet. Der Wert von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ ist als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für eine Legierung angegeben und bildet daher ein 2-dimensionalen Schnitt der späteren 3-dimensionalen Gefügekarte.

Die Datenpunkte in Bild 5.3 die vollständig gefüllt sind, repräsentieren eine experimentell auftretende, äquiaxiale Kornstruktur. Die Datenpunkte die zur Hälfte grau und zur Hälfte weiß gefüllt sind, repräsentieren eine experimentell auftretende Kornstruktur, die

teilweise äquial und teilweise gerichtet ist. Die Fehlerbalken geben eine angenommene, absolute Abweichung der tiefenspezifischen Leistung von $\pm 10\%$ an. In Bild 5.3 werden ausgewählte Schlibbilder der Laserschweißnähte (A)-(B) gezeigt.

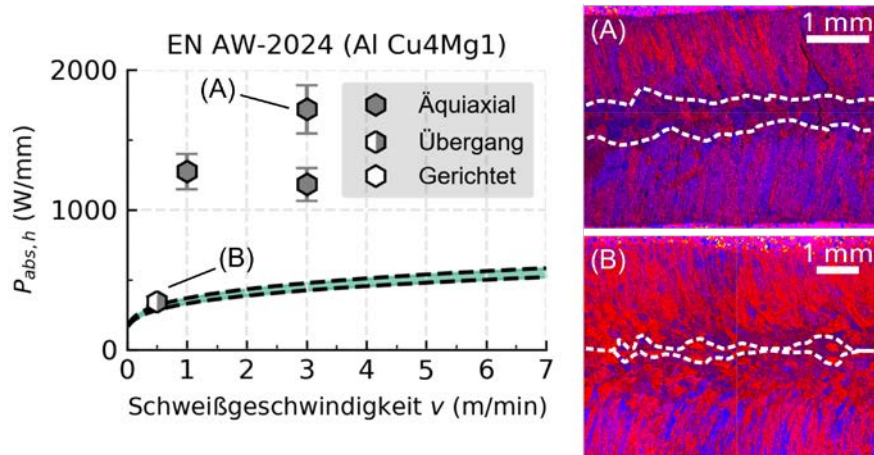


Bild 5.3: Das Diagramm vergleicht die Vorhersage der Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur.

Die berechneten Werte von $P_{abs,h,\text{äqx}}$ steigen mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit an. In den ausgewerteten Versuchen zeigt sich, (A) dass bei $v = 3$ m/min und einem Wert von $P_{abs,h} > P_{abs,h,\text{äqx}}$ ein äquiales Kornwachstum in der Nahtmitte auftritt. In Bild 5.3 (B) ($v = 0,5$ m/min; $P_{abs,h} \approx P_{abs,h,\text{äqx}}$) zeigt sich, dass ein Übergangsverhalten zwischen gerichtetem und äquialen Kornwachstum auftritt, wie dies nach Gl. (4.8) vorhergesagt wurde.

Für EN AW-2024 konnten keine Versuchsparameter unterhalb von $P_{abs,h,\text{äqx}}$ gewählt werden, die das Blech vollständig durchschweißten und im Tiefschweiß-Modus stattfanden. Für die Versuche wurden Blechdicken von $h = 2$ mm und $h = 4$ mm verwendet. Um in der Art zu schweißen, dass $P_{abs,h} < P_{abs,h,\text{äqx}}$, wird empfohlen Blechdicken kleiner 2 mm zu wählen. Die experimentellen Ergebnisse der geschweißten EN AW-2024 Legierung zeigen, dass sowohl die auftretende äquiale Kornstruktur als auch das Übergangsverhalten durch die Gl. (4.8) beschrieben werden kann.

5.2.3 EN AW-5083 (Al Mg4,5Mn0,7)

Bild 5.4 vergleicht die erwartete Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur der verwendeten EN AW-5083 (Al Mg4,5Mn0,7) Legierung. Für $P_{\text{abs,h,äqx}}$ ergibt sich ein minimaler und maximaler Wert, der nach Gl. (4.8) mit den Werten aus Tabelle 5.4 berechnet wurde. Der minimale und maximale Bereich ist in Bild 5.4 hellgrün eingefärbt und durch die gestrichelten schwarzen Linien umrandet. Liegen die experimentellen Datenpunkte oberhalb der Werte von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ wird ein äquiauxiales Kornwachstum erwartet; unterhalb ein gerichtetes Kornwachstum. Je näher die Datenpunkte an $P_{\text{abs,h,äqx}}$ liegen, desto größer wird die Abweichung der vorhergesagten Kornstruktur erwartet. Der Wert von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ ist als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für eine Legierung angegeben und bildet daher ein 2-dimensionalen Schnitt der späteren 3-dimensionalen Gefügekarte.

Die Datenpunkte in Bild 5.4 die vollständig grau gefüllt sind, repräsentieren eine experimentell auftretende, äquiauxiale Kornstruktur. Die Datenpunkte die vollständig weiß gefüllt sind, repräsentieren eine experimentell auftretende Kornstruktur, die gerichtet ist. Die Fehlerbalken geben eine angenommene, absolute Abweichung der tiefenspezifischen Leistung von $\pm 10\%$ an. In Bild 5.4 werden ausgewählte Schlibfbilder der Laserschweißnähte (A)-(B) gezeigt.

Die berechneten Werte von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ steigen mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit an. In den ausgewerteten Versuchen zeigt sich, (A) dass bei $v = 3$ m/min und ein Wert von $P_{\text{abs,h}} > P_{\text{abs,h,äqx}}$ ein äquiauxiales Kornwachstum in der Nahtmitte auftritt. In Bild 5.4 (B) ($v = 0,5$ m/min; $P_{\text{abs,h}} \approx P_{\text{abs,h,äqx}}$) zeigt sich, dass eine gerichtete Kornstruktur auftritt, wie dies nach Gl. (4.8) vorhergesagt wurde. Eine äquiauxiale Kornstruktur trat bereits ab $v = 3$ m/min und $P_{\text{abs,h}} \approx P_{\text{abs,h,äqx}}$ auf. Die Art der Kornstruktur der restlichen experimentellen Datenpunkte kann durch die Berechnung nach Gl. (4.8) richtig vorhergesagt werden.

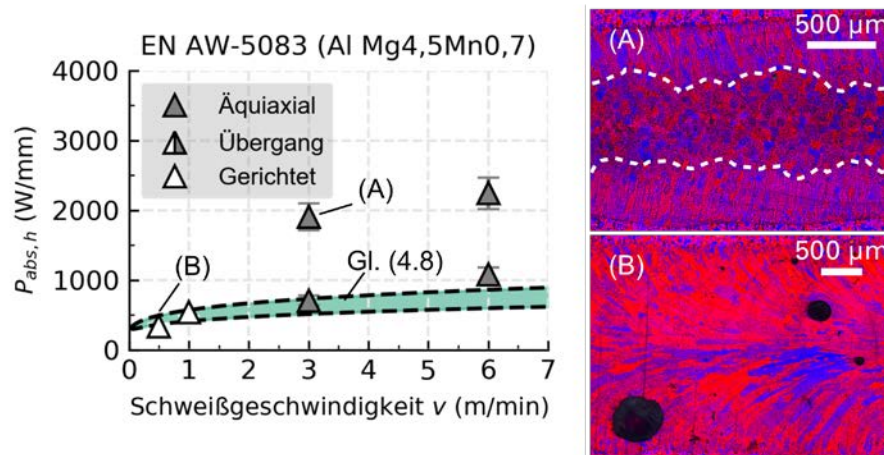


Bild 5.4: Das Diagramm vergleicht die Vorhersage der Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur.

Die experimentellen Ergebnisse der geschweißten EN AW-5083 Legierung zeigen, dass bereits ab $v = 3$ m/min und $P_{abs,h} \approx P_{abs,h,\text{äqx}}$ ein äquiaxiales Kornwachstum auftritt und nicht wie erwartet ein Übergangverhalten eintritt. Das spricht dafür, dass der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit in der Berechnung nach Gl. (4.8) für diese Legierung unterschätzt wird. Eine mögliche Erklärung ist, dass das verwendete Modell der aktiven Keimdichte die tatsächliche aktive Keimdichte unterschätzt, wie dies bereits in Abschnitt 3.3.3 besprochen wurde.

5.2.4 EN AW-5754 (Al Mg3)

Bild 5.5 vergleicht die erwartete Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur der verwendeten EN AW-5754 (Al Mg3) Legierung. Für $P_{abs,h,\text{äqx}}$ ergibt sich ein minimaler und maximaler Wert, der nach Gl. (4.8) mit den Werten aus Tabelle 5.4 berechnet wurde. Der minimale und maximale Bereich ist in Bild 5.5 hellgrün eingefärbt und durch die gestrichelten schwarzen Linien umrandet. Liegen die experimentellen Datenpunkte oberhalb der Werte von $P_{abs,h,\text{äqx}}$ wird ein äquiaxiales Kornwachstum erwartet; unterhalb ein gerichtetes Kornwachstum. Je näher die Datenpunkte an $P_{abs,h,\text{äqx}}$ liegen, desto größer wird die Abweichung der vorhergesagten Kornstruktur erwartet. Der Wert von $P_{abs,h,\text{äqx}}$ ist als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für eine

Legierung angegeben und bildet daher ein 2-dimensionalen Schnitt der späteren 3-dimensionalen Gefügekarte.

Die Datenpunkte in Bild 5.5 die vollständig weiß gefüllt sind, repräsentieren eine experimentell auftretende, gerichtete Kornstruktur. Die Fehlerbalken geben eine angenommene, absolute Abweichung der tiefenspezifischen Leistung von $\pm 10\%$ an. In Bild 5.5 werden ausgewählte Schliffbilder der Laserschweißnähte (A)-(B) gezeigt.

Alle experimentellen Werte von $P_{abs,h} > P_{abs,h,\text{äqx}}$ liegen oberhalb des berechneten Grenzwertes nach Gl. (4.8). Die Kornstruktur der untersuchten Laserschweißnähte ist dennoch gerichtet.

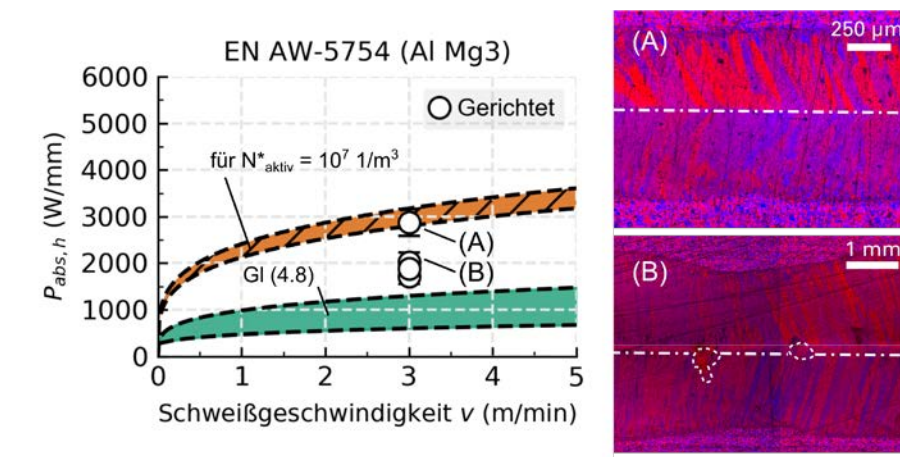


Bild 5.5: Das Diagramm vergleicht die Vorhersage der Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur.

In (B) treten vereinzelt äquiaxiale Körner in der Nahtmitte auf. Die Vorhersage nach Gl. (4.8) stimmt nicht mit den experimentellen Beobachtungen überein. Experimentell konnte keine höheren Werte von $P_{abs,h}$ eingestellt werden, ohne dass Löcher in der Schweißnaht entstanden.

Der orangene, schraffierte Bereich ergibt sich aus der Berechnung von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ nach Gl. (4.8) mit den Werten aus Tabelle 5.4 und einem angenommenen Wert für $N_{\text{aktiv}}^* = 10^7 \text{ 1/m}^3$, der wesentlich kleiner als die bisher abgeschätzten Werte von circa 10^{11} 1/m^3 ist. Nach Sigworth und Kuhn [66] kann Al_3Ti oder TiB_2 als Keimbildner verwendet werden. Kou und Le bestätigten im WIG-Schweißen, dass Al_3Ti ein heterogener Keimbildner ist [49]. Beide möglichen Keimbildner enthalten Titan und können durch den hier gewählten Ansatz nicht differenziert werden, bei dem über den Titangehalt der der Borgehalt abgeschätzt wird. Der Ansatz nach Abschnitt 3.3.3 stößt im Fall der EN AW-5754 Legierung an seine Grenzen. Daher ist für die Verwendung der hier vorgestellten Gleichungen wichtig zu wissen, welche Keimbildner aktiv sind, um dadurch die notwendigen Prozessgrößen für ein äquiaxiales Wachstum berechnen zu können. Eine Möglichkeit dies sicherzustellen ist es, diese Informationen vom Hersteller der jeweiligen Charge einzuholen.

5.2.5 EN AW-6016 (Al Si1,2Mg0,4)

Bild 5.6 vergleicht die erwartete Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur der verwendeten EN AW-6016 (Al Si1,2Mg0,4) Legierung. Für $P_{\text{abs,h,äqx}}$ ergibt sich ein minimaler und maximaler Wert, der nach Gl. (4.8) mit den Werten aus Tabelle 5.4 berechnet wurde. Der minimale und maximale Bereich ist in Bild 5.6 hellgrün eingefärbt und durch die gestrichelten schwarzen Linien umrandet. Liegen die experimentellen Datenpunkte oberhalb der Werte von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ wird ein äquiaxiales Kornwachstum erwartet; unterhalb ein gerichtetes Kornwachstum. Je näher die Datenpunkte an $P_{\text{abs,h,äqx}}$ liegen, desto größer wird die Abweichung der vorhergesagten Kornstruktur erwartet. Der Wert von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ ist als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für eine Legierung angegeben und bildet daher ein 2-dimensionalen Schnitt der späteren 3-dimensionalen Gefügekarte.

Die Datenpunkte in Bild 5.6 die vollständig grau gefüllt sind, repräsentieren eine experimentell auftretende, äquiaxiale Kornstruktur. Die Datenpunkte die zur Hälfte grau

und zur Hälfte weiß gefüllt sind, repräsentieren ein Übergangsverhalten mit teilweise äquiauxialen und teilweise gerichteten Körnern. Die Datenpunkte die vollständig weiß gefüllt sind, repräsentieren eine experimentell auftretende Kornstruktur, die gerichtet ist. Die Fehlerbalken geben eine angenommene, absolute Abweichung der tiefenspezifischen Leistung von $\pm 10\%$ an. In Bild 5.6 werden ausgewählte Schlifffelder der Laserschweißnähte (A)-(D) gezeigt.

Die berechneten Werte von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ steigen mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit an. Das obere Diagramm in Bild 5.6 ist ein Ausschnitt für Schweißgeschwindigkeiten bis zu 4 m/min. In den ausgewerteten Versuchen zeigt sich, (A) dass bei $v = 3$ m/min und ein Wert von $P_{\text{abs,h}} > P_{\text{abs,h,äqx}}$ ein äquiauxiales Kornwachstum in der Nahtmitte auftritt. In Bild 5.6 (B) ($v = 1$ m/min; $P_{\text{abs,h}} \approx P_{\text{abs,h,äqx}}$) zeigt sich, dass ein Übergangsverhalten auftritt, wie dies nach Gl. (4.8) vorhergesagt wurde. Weitere gerichtete Kornstrukturen traten für die Versuche geschweißt mit $v \leq 1$ m/min und $P_{\text{abs,h}} \approx P_{\text{abs,h,äqx}}$ auf. Wenn die Werte von $P_{\text{abs,h}} > P_{\text{abs,h,äqx}}$ bei $v = 1$ m/min gewählt werden, dann tritt ein äquiauxiales Kornwachstum auf. Ein gleiches Verhalten wurde bei den Versuchen mit $v = 3$ m/min festgestellt.

Das untere Diagramm in Bild 5.6 ist ein Ausschnitt für Schweißgeschwindigkeiten ab 15 m/min bis 32,5 m/min. Im Schliff (C) ($v = 30$ m/min, $P_{\text{abs,h}} > P_{\text{abs,h,äqx}}$) tritt die erwartete, äquiauxiale Kornstruktur auf. Im Schliff (D) ($v = 26$ m/min, $P_{\text{abs,h}} > P_{\text{abs,h,äqx}}$) zeigt sich, dass ein Übergangsverhalten auftritt, obwohl die absorbierte, tiefenspezifische Leistung oberhalb von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ liegt.

Die experimentellen Ergebnisse der Art der Kornstruktur der geschweißten EN AW-6016 Legierung stimmen überwiegend mit der Vorhersage nach Gl. (4.8) überein. Eine Abweichung ergab sich für die Proben (D) (geschweißt mit $v = 26$ m/min, $P_L = 1980$ W, $d_f = 25$ μm , $h = 1,2$ mm). Vorhergesagt wurde eine äquiauxiale Kornstruktur und experimentell traten nur vereinzelt äquiauxiale Körner in der Nahtmitte auf

Bild 5.6 (C). Eine mögliche Erklärung für die Abweichung ist, dass die Berechnung des Einkoppelgrades $\eta_{\text{abs}}(s = 1,2 \text{ mm}, d_f = 25 \mu\text{m}) \approx 100 \%$ den tatsächlich auftretenden Einkoppelgrad bei hohen Schweißgeschwindigkeiten überschätzt.

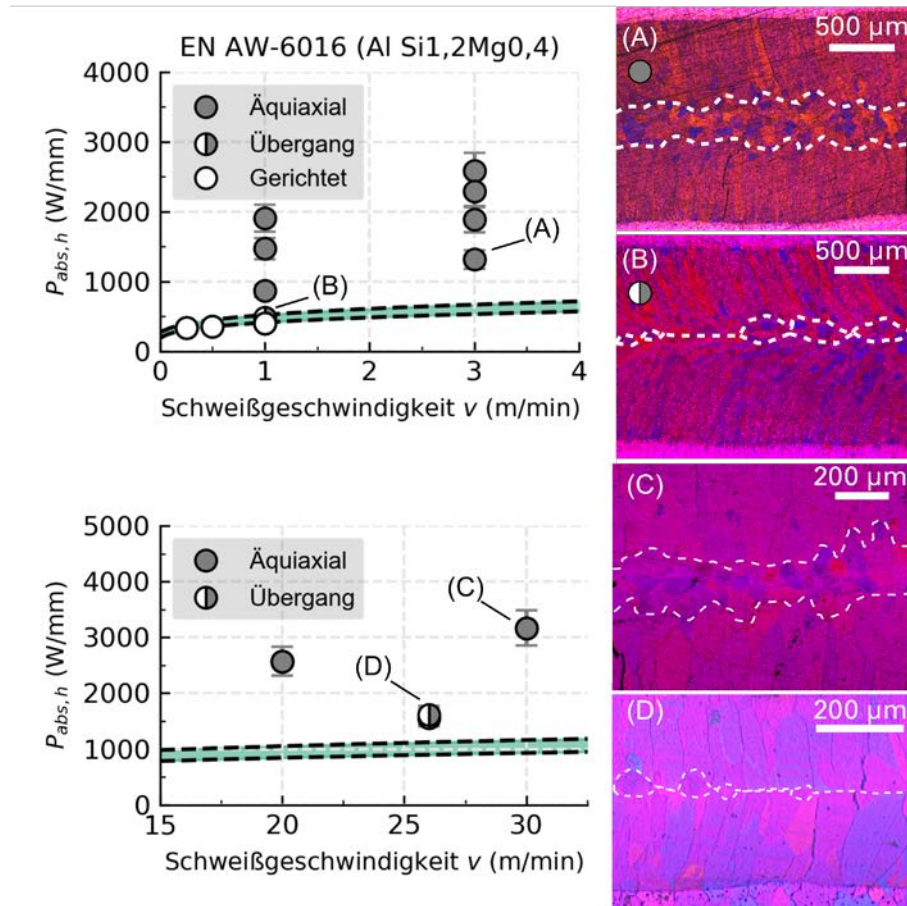


Bild 5.6: Beide Diagramme vergleichen die Vorhersage der Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur.

Dadurch würden sich alle Datenpunkte des unteren Diagramms in Bild 5.6 nach unten verschieben und der Punkt (D) unterhalb von $P_{\text{abs},h,\text{äq}}$ liegen. Fetzer et al. [51] untersuchten den Einkoppelgrad im Tiefschweißen einer EN AW-6082 Legierung bei Schweißgeschwindigkeiten bis zu 50 m/min. Die Dampfkapillare wurde durch Hochgeschwindigkeits-Röntgenaufnahmen während des Prozesses gefilmt und deren Geometrie rekonstruiert.

Im Anschluss wurde der Einkoppelgrad der rekonstruierten Dampfkapillargeometrien über einen Raytrace-Algorithmus bestimmt. Fetzer et al. kamen zum Schluss, dass die Geometrie der Dampfkapillare mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit von der idealisierten zylindrischen Kapillare abweicht und dadurch sich der berechnete Einkoppelgrad reduziert. Dies liefert einen Erklärungsansatz für die Abweichungen im unteren Diagramm (Bild 5.6).

5.2.6 EN AW-7075 (Al Zn5,5MgCu)

Bild 5.7 vergleicht die erwartete Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur der verwendeten EN AW-7075 (Al Zn5,5MgCu) Legierung. Für $P_{\text{abs,h,äqx}}$ ergibt sich ein minimaler und maximaler Wert, der nach Gl. (4.8) mit den Werten aus Tabelle 5.4 berechnet wurde. Der minimale und maximale Bereich ist in Bild 5.4 hellgrün eingefärbt und durch die gestrichelten schwarzen Linien umrandet. Liegen die experimentellen Datenpunkte oberhalb der Werte von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ wird ein äquiaxiales Kornwachstum erwartet; unterhalb ein gerichtetes Kornwachstum. Je näher die Datenpunkte an $P_{\text{abs,h,äqx}}$ liegen, desto größer wird die Abweichung der vorhergesagten Kornstruktur erwartet. Der Wert von $P_{\text{abs,h,äqx}}$ ist als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für eine Legierung angegeben und bildet daher ein 2-dimensionalen Schnitt der späteren 3-dimensionalen Gefügekarte.

Die Datenpunkte in Bild 5.7 die vollständig grau gefüllt sind, repräsentieren eine experimentell auftretende, äquiaxiale Kornstruktur. Die Datenpunkte die zur Hälfte grau und zur Hälfte weiß gefüllt sind, repräsentieren eine experimentell auftretende Kornstruktur, die teilweise gerichtet und teilweise äquiaxial ist. Die Fehlerbalken geben eine angenommene, absolute Abweichung der tiefenspezifischen Leistung von $\pm 10\%$ an. In Bild 5.7 werden ausgewählte Schlibfbilder der Laserschweißnähte (A)-(B) gezeigt.

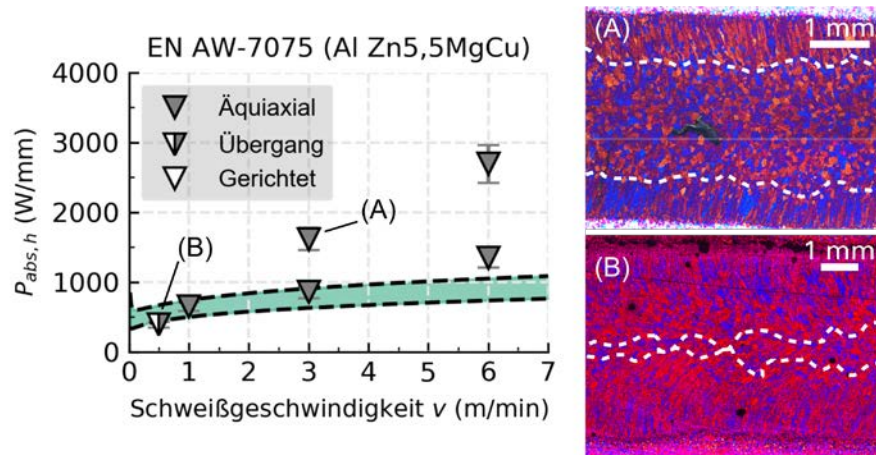


Bild 5.7: Das Diagramm vergleicht die Vorhersage der Art der Kornstruktur mit der experimentell auftretenden Kornstruktur.

Die berechneten Werte von $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$ steigen mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit an. In den ausgewerteten Versuchen zeigt sich, (A) dass bei $v = 3$ m/min und ein Wert von $P_{abs,h} > P_{abs,h,\ddot{a}qx}$ ein äquiaxiales Kornwachstum in der Nahtmitte auftritt. In Bild 5.7 (B) ($v = 0,5$ m/min; $P_{abs,h} \approx P_{abs,h,\ddot{a}qx}$) zeigt sich, dass eine Übergangsverhalten in der Kornstruktur auftritt. Für alle weiteren durchgeführten Versuche zeigt sich eine äquiaxiale Kornstruktur. Auffällig ist, dass die Kornstruktur der Datenpunkte mit $v > 0,5$ m/min und $P_{abs,h} \approx P_{abs,h,\ddot{a}qx}$ alle eine äquiaxiale Kornstruktur aufweisen. Die absorbierte, tiefenspezifische Laserleistung konnte experimentell nicht so niedrig eingestellt werden, dass das Blech durchgeschweißt wurde und der Prozess im Tiefschweißmodus stattfand. Wenn die Laserleistung niedriger gewählt wurde, wurde das Blech nicht komplett durchgeschweißt und dadurch ist die Annahme der 2-dimensionalen Wärmeleitung nicht mehr gültig. Folglich wird empfohlen, um in der Art zu schweißen, dass $P_{abs,h} < P_{abs,h,\ddot{a}qx}$, Blechdicken kleiner 2 mm zu wählen.

Die Art des Kornwachstums wurde nach Gl. (4.8) in guter Übereinstimmung mit dem Experiment für die EN AW-7075 Legierung vorhergesagt. Die Ergebnisse der experimentellen Datenpunkte bei $v = 1$ m/min und $v = 3$ m/min in der Nähe der Grenzfläche deuten darauf hin, dass $P_{abs,h,\ddot{a}qx}$ kleiner sein müsste als nach Gl. (4.8) berechnet. Eine

mögliche Ursache dafür ist, dass das verwendete Modell zur Abschätzung der Keimdichte für EN AW-7075 nicht sensitiv genug für die Schweißgeschwindigkeit ist bzw. die modellierte Unterkühlung überschätzt wird. Nach Bild 5.1 sättigt die Keimdichte für EN AW-7075 bei $v \approx 1$ m/min und sättigt bei weiterer Steigerung der Schweißgeschwindigkeit.

5.2.7 Vergleich der metallurgischen Kenngrößen

In den Untersuchungen der Laserschweißnähte sowohl der Sonderlegierungen aus Al-Cu als auch bei den technischen Legierungen konnte der Legierungseinfluss auf die Art des Kornwachstums nach Gl. (4.8) gezeigt werden. Der Einfluss von c_L nach (4.9) auf die Art des Kornwachstums ist bestätigt.

Ziel dieses Abschnittes ist es zu untersuchen, inwiefern c_L durch eine einfach berechenbare, metallurgische Kenngröße wie ΔT_{sol} oder ψ nach Gl. (5.1) beschrieben werden kann. Zuerst wird dies bei den binären Sonderlegierungen aus Al-Cu untersucht und dann bei den technischen Legierungen.

Sonderlegierungen aus Al-Cu - Bild 5.8 vergleicht die Verläufe der berechneten, metallurgischen Kennwerte (a) c_L nach Gl. (4.8), (b) A_i , (c) ψ nach Gl. (5.1) und (d) ΔT_{sol} für einen Massengehalt an Kupfer zwischen $c_{\text{Cu},0} = 0,5 - 5$ Gew.%. Je größer der Wert von c_L , desto mehr absorbierte tiefenspezifische Leistung ist notwendig, um ein äquiaxiales Wachstum zu erhalten. Mit steigendem Wert von $c_{\text{Cu},0}$ sinkt der Wert von c_L invers in Bild 5.8a. Der Wert von A_i in Bild 5.8b steigt mit $(c_{\text{Cu},0})^{0,5}$. Die Werte von ψ in Bild 5.8c und ΔT_{sol} in Bild 5.8d steigen linear mit einem steigenden Wert von $c_{\text{Cu},0}$ an. In Bild 5.8c-d sind zusätzlich die Inversen von $1/\psi$ und $1/\Delta T_{\text{sol}}$ an der rechten Ordinate aufgetragen.

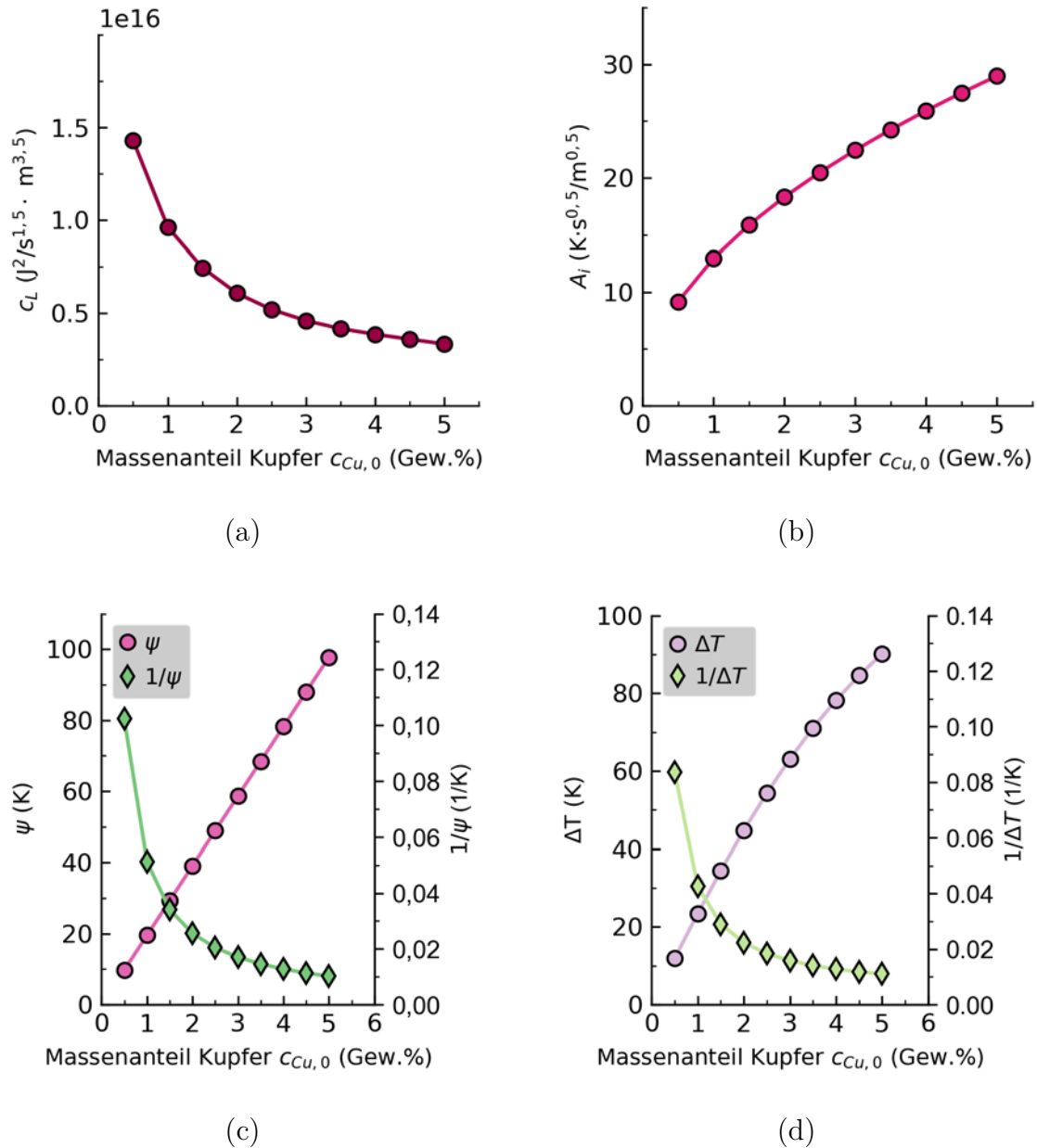


Bild 5.8: Vergleich der Verläufe der unterschiedlichen Kennwerte zur Beschreibung des äquiauxialen Kornwachstums.

Es zeigt sich, dass sowohl $1/\psi$ und $1/\Delta T_{sol}$ einen vergleichbaren Verlauf wie c_L besitzt. Das deutet daraufhin, dass der Kennwert c_L möglicherweise durch $1/\psi$ oder $1/\Delta T_{sol}$ berechnet werden kann, was eine Berechnung für die Anwendung vereinfachen würde.

Um zu überprüfen, inwiefern c_L als Funktion von $1/\psi$ oder $1/\Delta T_{sol}$ ausgedrückt werden kann, wird der Verlauf der Größen in Bild 5.9 verglichen. Bild 5.9 vergleicht die jeweils

auf den maximalen Wert aus Bild 5.8 normierten Verläufe der Werte von c_L , $1/\psi$ und $1/\Delta T_{\text{sol}}$ in Abhängigkeit des Kupfergehaltes.

Es zeigt sich, dass sowohl der Verlauf von $1/\psi$ als auch der von $1/\Delta T_{\text{sol}}$ den Trend in c_L abbilden. Der normierte Werte von c_L unterscheidet sich von dem normierten Wert von $1/\psi$ sowie von $1/\Delta T_{\text{sol}}$ mit circa 20 % bzw. 0,2 ab $c_{\text{Cu},0} = 1$ Gew.%. Im Fall für die binären Legierungen gilt

$$\|c_L\|_{\text{max}} \approx \begin{cases} 1,2 \cdot \left\| \frac{1}{\psi} \right\|_{\text{max}} \\ 1,2 \cdot \left\| \frac{1}{\Delta T_{\text{sol}}} \right\|_{\text{max}} \end{cases} \quad \forall 0,5 \text{ Gew.}\% < c_{\text{Cu},0} \leq 5 \text{ Gew.}\% \quad (5.2)$$

Folglich kann dadurch c_L mit einem passenden Umrechnungsfaktor für die binären Sonderlegierungen aus Al-Cu durch $1/\psi$ oder $1/\Delta T_{\text{sol}}$ beschrieben werden. Das ist vorteilhaft für die technische Anwendung, da das Erstarrungsintervall ΔT_{sol} eine weitverbreitete Kenngröße ist, die in Handbüchern zusammengefasst ist [1].

Legierungen nach DIN EN 573-3 – Im Folgenden wird überprüft, ob sich ein ähnliches Verhalten wie in Bild 5.9 in den technischen Legierungen wiederfindet, sodass eine Reduktion auf eine weitverbreitete Kenngröße möglich ist.

Bild 5.10 vergleicht die Verläufe der berechneten, metallurgischen Kennwerte (a) c_L nach Gl. (4.8), (b) A_i nach Kapitel 3, (c) ψ nach Gl. (5.1) und (d) ΔT_{sol} für die Legierungen EN AW-2024, 5083, 5754, 6016, 6082 und 7075. In Bild 5.10 sind die Mittelwerte aus der minimalen und maximalen Zusammensetzung der Legierung nach DIN EN 573-3 dargestellt. Je größer der Wert von c_L , desto mehr absorbierte tiefenspezifische Leistung ist notwendig, um ein äquaxiales Wachstum zu erhalten. Für EN AW-2024 in Bild 5.10a ist der Wert von c_L am kleinsten aus der Reihe der untersuchten Legierungen; für EN AW-7075 ist der Wert von c_L am größten. Die Werte von c_L für die untersuchten Legierungen der 5000er und 6000er Serie sind auf einem ähnlichen Niveau.

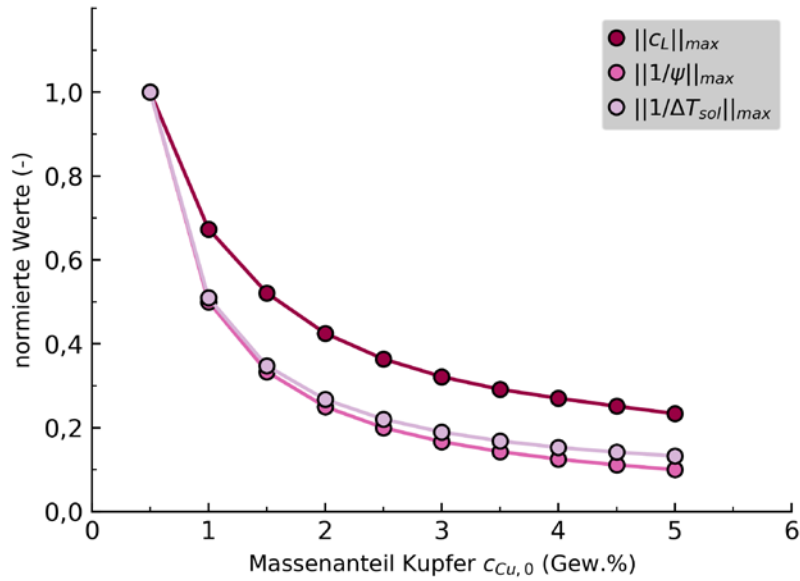


Bild 5.9: Vergleich der Verläufe der Werte von c_L , $1/\psi$ und $1/\Delta T_{sol}$ normiert auf den jeweiligen maximalen Wert aus Bild 5.8 dargestellt in Abhängigkeit des Kupfergehaltes von Al-Cu Legierungen.

Für die Werte von A_i in Bild 5.10b ist das Maximum bei EN AW-2024 und das Minimum bei EN AW-7075 erreicht. Das Maximum der Werte von ψ in Bild 5.10c liegt bei $\psi \approx 150$ K für EN AW-2024; das Minimum liegt bei $\psi \approx 75$ K für EN AW-5754. Die Werte von ψ für EN AW-5083, 5754, 6016 und 6082 und 7075 liegen ungefähr auf einem ähnlichen Niveau zwischen $\psi \approx 90 - 100$ K. Das Maximum von ΔT_{sol} in Bild 5.10d liegt bei $\Delta T_{sol} = 140$ K für EN AW-7075; das Minimum bei $\Delta T_{sol} = 50$ K für EN AW-5754. Der Trend von ΔT_{sol} bildet einen parabolischen Verlauf ab mit einem Ursprung im Minimum für EN AW-5754. Der Trend im Verlauf von c_L oder A_i wird nicht wie bei der binären Legierung durch $1/\psi$ oder $1/\Delta T_{sol}$ in Bild 5.9 wiedergegeben. Der erweiterte Legierungsparameter c_L nach Gl. (4.9) kann für Legierungen nicht durch $1/\psi$ oder $1/\Delta T_{sol}$ reduziert werden, wie das durch Bild 5.10 gezeigt wurde. Der erweiterte Legierungsparameter c_L nach Gl. (4.9) kann daher als eine neue Kenngröße zur Beschreibung des Legierungseinfluss auf die Art der Kornstruktur verwendet werden.

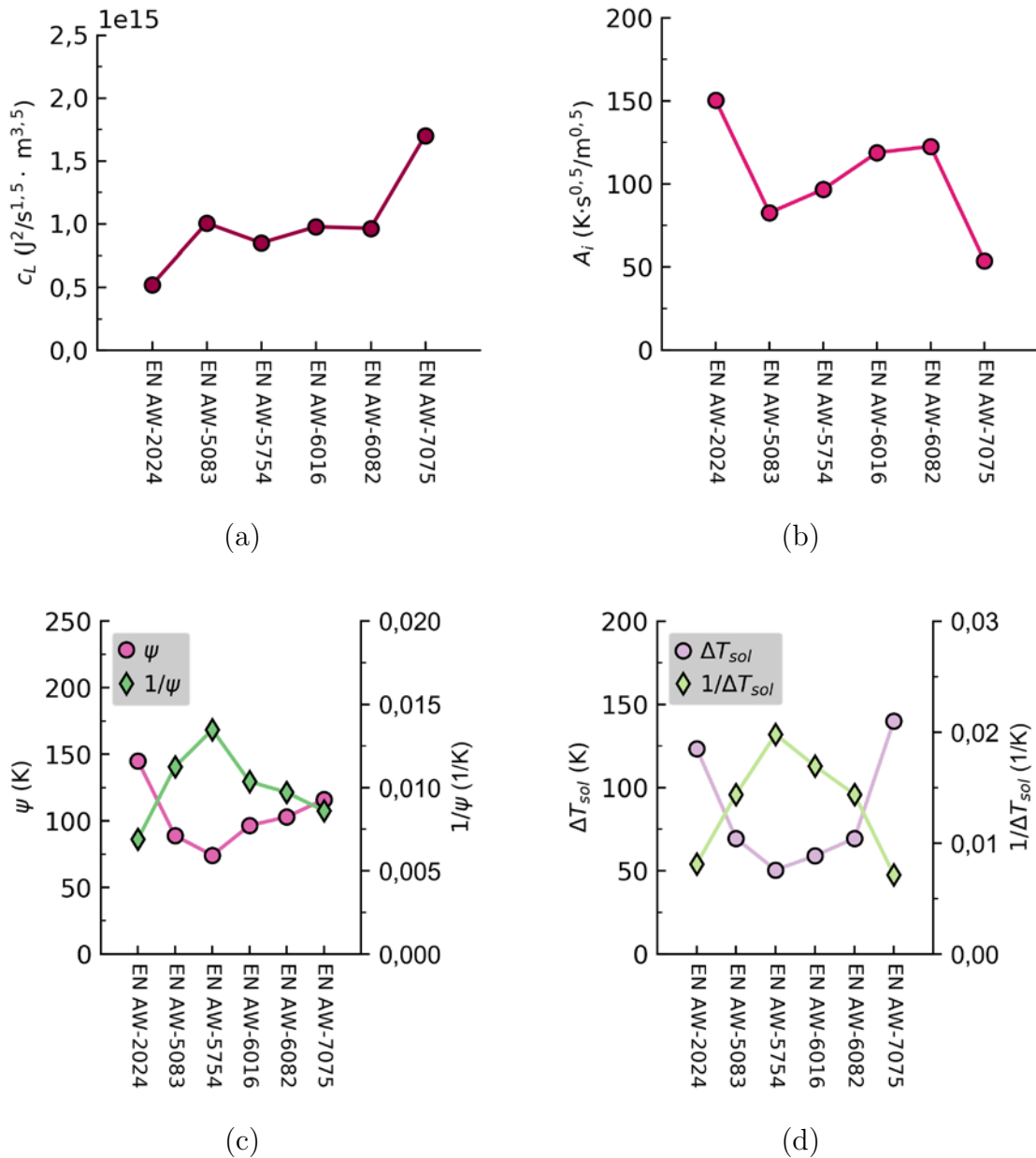


Bild 5.10: Vergleich der Verläufe der unterschiedlichen metallurgischen Kennwerte zur Beschreibung des äquiaxialen Kornwachstums.

5.3 Fazit

In diesem Kapitel wurde der Einfluss des erweiterten Legierungsparameters c_L nach Gl. (4.9) auf die Art der Kornstruktur gezeigt, indem dieser für Sonderlegierungen aus Al-Cu und für Legierungen nach DIN EN 573-3 berechnet wurde und Schweißexperimente durchgeführt wurden. Der erweiterte Legierungsparameter kann für die binären Sonderlegierungen durch ΔT_{sol} ausgedrückt werden; für die technischen Legierungen ist

eine solche Reduktion nicht möglich. Der erweiterte Legierungsparameter c_L ist daher eine neue legierungsspezifische Größe, die die Art des auftretenden Kornwachstums im Laserstrahlschweißen beschreiben kann.

Die 3-dimensionale Gefügekarte kann durch die unabhängigen Größen c_L , v und $P_{\text{abs,h}}$ für eine konstante aktive Keimdichte dargestellt werden. Mit Hilfe der 3-dimensionalen Gefügekarte kann sowohl der Laserschweißprozess als auch die Legierung ausgelegt und angepasst werden, um das gewünschte Gefüge zu erhalten. Die Größe c_L kann nach Gl. (4.9) berechnet werden.

Die Ergebnisse ausgewählter Schweißversuche sind für Schweißgeschwindigkeiten $v < 1,5$ m/min in der 3-dimensionalen Gefügekarte oben in Bild 5.11 und für Schweißgeschwindigkeiten $v > 1,5$ m/min unten in Bild 5.11 zusammenfasst. Oberhalb der grün dargestellten Fläche entsteht ein äquiaxiales Kornwachstum, unterhalb ein gerichtetes Kornwachstum.

Inwiefern mit Hilfe der 3-dimensionalen Gefügekarte, das Gefüge der Laserschweißnaht weiter angepasst werden kann, wird im folgenden Kapitel gezeigt.

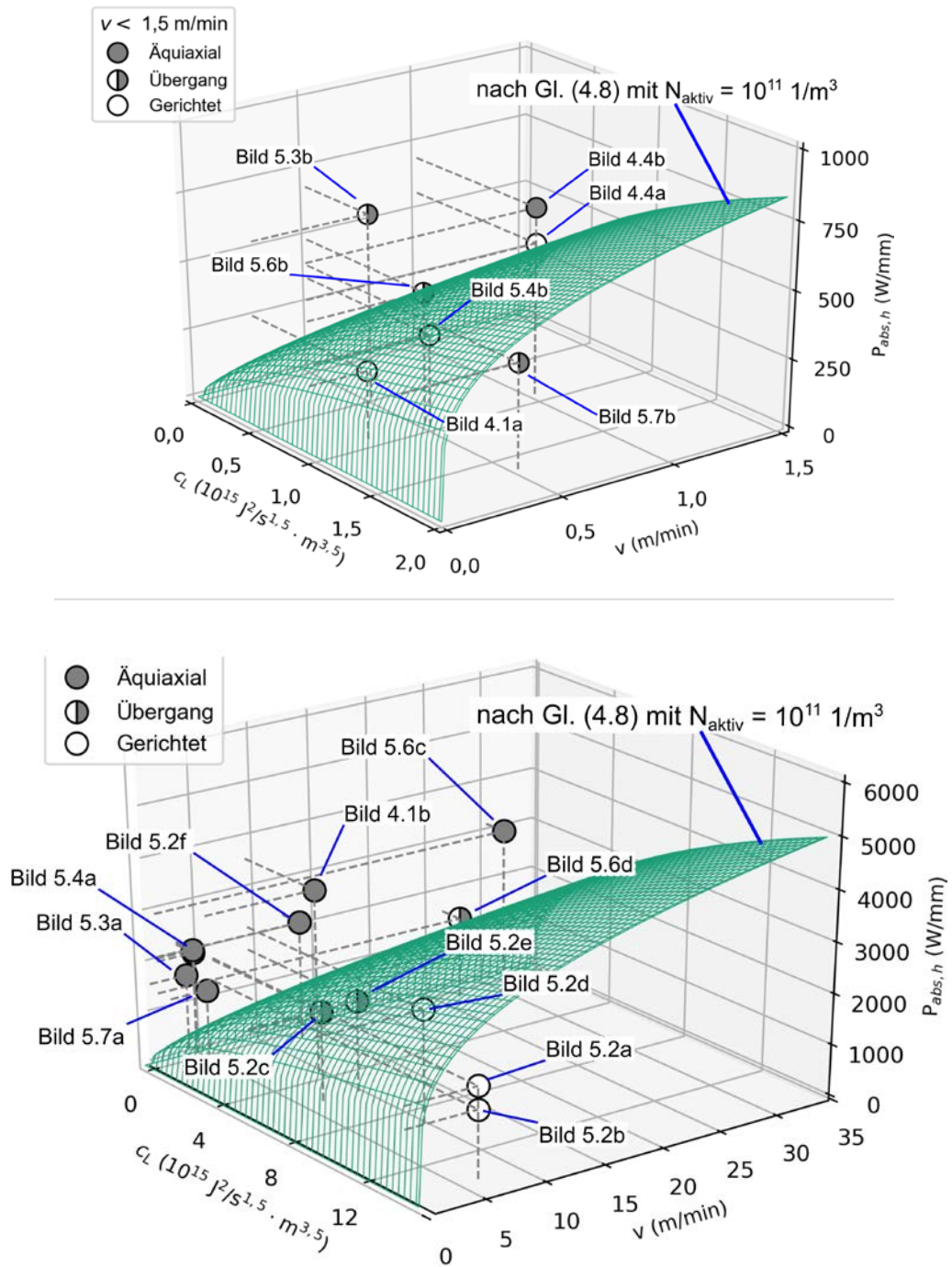


Bild 5.11: 3-dimensionale Gefügekarte zur Bestimmung der Art des Kornwachstums in Abhängigkeit von v , c_L nach Gl. (4.9) und $P_{abs,h}$.

6 Erweiterung der Gefügekarte

Das vorangegangene Kapitel zeigte die Darstellung der 3-dimensionalen Gefügekarte zur Beschreibung der Art des Kornwachstums für Laserschweißnähte aus Aluminiumlegierungen. Um den Heißrisswiderstand und die Korngrenzenverfestigung zu erhöhen, müssen die erstarrten äquiaxialen Körner weiter verfeinert werden [15,16,23,67]. Neben der Kornverfeinerung bestimmt das Breitenverhältnis von äquiaxialer Zone zur Schweißnaht den Heißrisswiderstand [16,67] und den Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Die Kornverfeinerung und das Breitenverhältnis sind bisher nicht in der Gefügekarte enthalten.

Dieses Kapitel erweitert die bisherige Gefügekarte in Bild 5.11, um eine Beschreibung der Kornverfeinerung und des Breitenverhältnisses. Dafür werden die Korngröße des äquiaxialen Bereiches sowie das Breitenverhältnis experimentell gemessen und mit den theoretisch abgeleiteten Prozess- und Legierungseinflüssen verglichen.

6.1 Theorie

6.1.1 Kornverfeinerung

Um die Gefügekarte erweitern zu können, wird im Folgenden die Abhängigkeit der äquiaxialen Korngröße von den Größen der Gefügekarte c_L , $P_{\text{abs,h}}$ und v in Bild 5.11 untersucht. Wenn das äquiaxiale Korn verfeinert wird, dann steigt die Festigkeit über den bekannten Hall-Petch Effekt [1,19] sowie der Heißrisswiderstand der Legierung [67].

Über mehrere Jahrzehnte wurde der Materialeinfluss auf die Kornverfeinerung im Gießen beschrieben [33–36]. Die neuste Forschung konzentriert sich darauf Modelle zu konsolidieren [36], die Nukleationsmechanismen, die zur Kornverfeinerung führen, experimentell besser zu verstehen [36,39] und neue Ansätze für die Kornverfeinerung zu erforschen [40]. Erst vor kurzem wurde der Mechanismus der Kornverfeinerung durch $\text{TiB}_2/\text{Al}_3\text{Ti}$ besser verstanden [50].

Die Korngröße

$$d = a + \frac{b}{Q} \quad (6.1)$$

kann durch den etablierten und einfachen Ansatz als Summe von zwei Faktoren a und b geteilt durch den Wachstumsbeschränkungsfaktor (auf Englisch growth restriction factor)

$$Q = \sum_{i=1}^n \psi_i \cdot k_{0,i} = \sum_{i=1}^n m_{\text{liq},i} \cdot (k_{0,i} - 1) \cdot c_{0,i} \quad (6.2)$$

Beschrieben werden. Der Wachstumsbeschränkungsfaktor Q wird als Kennwert für die Kornverfeinerung verwendet und findet in der Entwicklung und Bewertung von Legierungen Anwendung [72,74,76]. Dabei repräsentiert a ein Faktor, der abhängig von dem gewählten Keimbildner ist, und b beschreibt die zur Aktivierung notwendige Unterkühlung der Keimbildner [77].

Schempp und Rethmeier [23] (WIG-Schweißen) als auch Tang und Vollertsen (Laserstrahlschweißen) [16] untersuchten den Einfluss von Al-Ti5-B1 Keimbildner auf die resultierende Korngröße der Schweißnaht bei unterschiedlichen Ausgangslegierungen. Beide Forschergruppen untersuchten den Einfluss des ersten Summanden sowie eine Änderung von Q auf die resultierende Korngröße. Der Einfluss der Prozessparameter auf die Korngröße wurde in [16,23] nicht berücksichtigt.

Easton und St. John [77] erweiterten den Ansatz nach Gl. (6.1) um den Einfluss der Abkühlrate zu

$$d = \frac{a}{f(\text{TiB}_2)} + \frac{b}{Q \cdot \dot{T}^{1/2}} \quad (6.3)$$

Die Abkühlrate im Laserstrahlschweißen in der Nahtmitte

$$\dot{T} = G \cdot R = \frac{2\pi \cdot (T_{\text{liq}} - T_{\text{amb}})^3 \cdot \lambda_{\text{th}} \cdot \rho_{\text{sol}} \cdot c_p \cdot v^2}{P_{\text{abs,h}}^2} \quad (6.4)$$

lässt sich nach [24] berechnen. In [24] wurde experimentell im Laserstrahlschweißen von EN AW-6016 gezeigt, dass sich die äquiauxiale Korngröße linear zur Abkühlrate verhält. Durch die Variation der Prozessparameter in [24] wurde der zweite Summand nach Gl. (6.3) verringert und dadurch die resultierende äquiauxiale Korngröße verfeinert.

Die Abkühlrate ist eine Funktion von $P_{\text{abs,h}}$ sowie v und lässt sich daher in die bisherige Darstellung der Gefügekarte implementieren. Weiterhin ist der Legierungseinfluss der Abkühlrate

$$\beta = c_L \cdot A_i = 2\pi \cdot (T_{\text{liq}} - T_{\text{amb}})^3 \cdot \lambda_{\text{th}} \cdot \rho_{\text{sol}} \cdot c_p \quad (6.5)$$

ähnlich zum erweiterten Legierungsparameter nach Gl. (4.9), aber in der bisherigen Darstellung der Gefügekarte in Bild 5.11 nicht übertragbar. Es wird im Folgenden experimentell überprüft, ob Gl. (6.3) für unterschiedliche Legierungen anwendbar ist, um ein genaueres Modell zur Beschreibung der resultierenden äquiauxialen Korngröße zu erhalten.

6.1.2 Verhältnis der Breite der äquiauxialen Zone zur Schweißnahtbreite

Um die Gefügekarte erweitern zu können, wird im Folgenden die Abhängigkeit des Verhältnis der Breite der äquiauxialen Zone zur Schweißnahtbreite $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ von den Größen der Gefügekarte c_L , $P_{\text{abs,h}}$ und v in Bild 5.11 untersucht. Wenn $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ vergrößert wird, dann steigt der Heißrisswiderstand der Schweißnaht [16]. Bild 6.1 zeigt einen oberflächenparallelen Schliff, für den die Breite der äquiauxialen Zone $b_{\text{äqx}}$ und die Breite der Schweißnaht b_{sn} eingezeichnet ist.

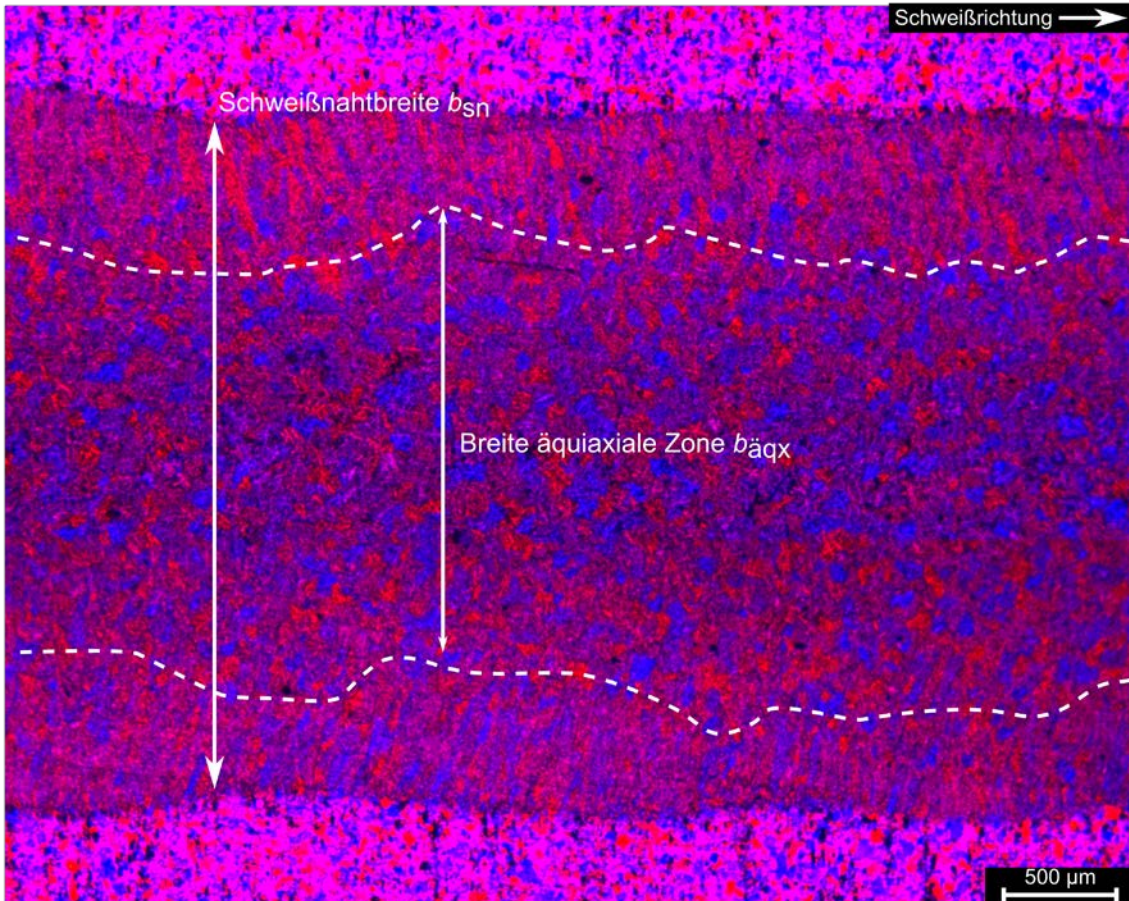


Bild 6.1: Oberflächenparalleler Schliff einer Laserschweißnaht aus EN AW-5083 (Al Mg_{4,5}Mn_{0,7}) mit eingezeichneter Breite der äquiaxialen Zone $b_{\text{äqx}}$ und Breite der Schweißnaht b_{sn} . Laserschweißnaht gefertigt mit $P_L = 5000 \text{ W}$, $v = 3 \text{ m/min}$, $d_f = 600 \text{ μm}$, $h = 2 \text{ mm}$.

Die Breite der Schweißnaht

$$b_{\text{sn}} \propto \frac{P_{\text{abs,h}}}{v} \quad (6.6)$$

ist proportional zur absorbierten tiefenspezifischen Streckenenergie für eine schnell bewegte Linienquelle in einer Platte mit der Dicke h nach Karkhin (S. 219, Gl. (5.1.154)) [9]. Für die Beschreibung der Breite der äquiaxiale Zone $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ wird angenommen, dass

$$b_{\text{äqx}} \propto \left(\frac{G^3}{R^{1,5}} \right)_{\text{äqx}}^{-1} \propto \frac{P_{\text{abs,h}}^6}{v^{1,5}} \quad (6.7)$$

gilt, dadurch ergibt sich für das Verhältnis von $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ (Gl. (6.7) dividiert durch Gl. (6.6))

$$\frac{b_{\text{äqx}}}{b_{\text{sn}}} \propto \frac{P_{\text{abs,h}}^5}{v^{0,5}}. \quad (6.8)$$

In [24] wurde $P_{\text{abs,h}}$ als Haupteinflussfaktor für das Verhältnis von $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ ermittelt, was mit der hier abgeleiteten Beschreibung nach Gl. (6.8) übereinstimmt. Gl. (6.8) erweitert die bisherige Beschreibung, um die Schweißgeschwindigkeit. Das Breitenverhältnis $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ kann durch die Größen der Gefügekarte $P_{\text{abs,h}}$ und v ausgedrückt werden.

6.2 Methodik

Ziel der experimentellen Untersuchung ist es, die Abhängigkeiten nach Gl. (6.3) auf $d_{\text{äqx}}$ und Gl. (6.8) auf $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ zu zeigen. Dafür wurde die äquiaxiale Korngröße $d_{\text{äqx}}$ in der Nahtmitte durch ein Linienschnittverfahren gemessen. Die Methode ist ausführlicher in Abschnitt 0 beschrieben. Die für die Berechnung der Abkühlrate notwendigen thermophysikalischen Eigenschaften nach Gl. (6.4) sind in Tabelle A1 bis Tabelle A5 zu finden. Der Wachstumsbeschränkungsfaktor wurde nach Gl. (6.2) und den Werten aus Tabelle 5.5 für die minimale und maximale Legierungszusammensetzung in Tabelle 5.2 berechnet.

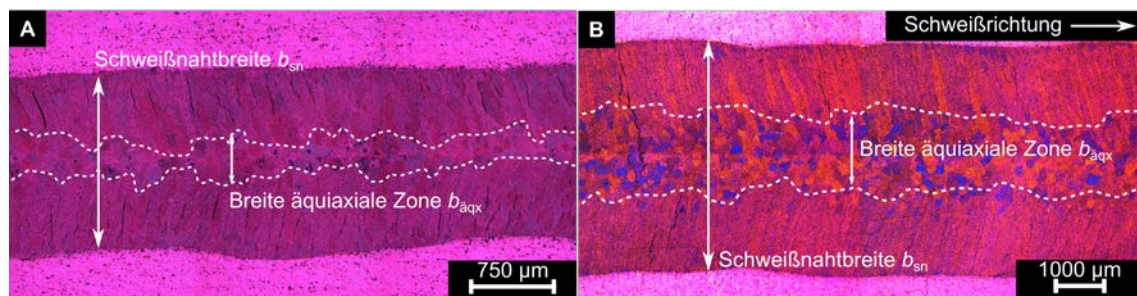


Bild 6.2: Für die Schlibbilder der Laserstrahlschweißnähte aus EN AW-6016 sind die Breite der Schweißnaht und der äquiaxialen Zone eingezeichnet. (A) $P_L = 3100 \text{ W}$, $v = 6 \text{ m/min}$, $d_f = 560 \text{ }\mu\text{m}$, $h = 2 \text{ mm}$ und (B) $P_L = 6650 \text{ W}$, $v = 3 \text{ m/min}$, $d_f = 1000 \text{ }\mu\text{m}$, $h = 4 \text{ mm}$.

In Bild 6.2 ist die Breite der äquiauxialen Zone $b_{\text{äqx}}$ und die Breite der Schweißnaht b_{sn} eingezeichnet. Beide Werte wurden mindestens fünfmal über den gesamten Ausschnitt des Schlibbildes gemessen und daraus ein Minimum, Mittelwert und Maximum berechnet.

Tabelle 6.1: Werte des Wachstumsbeschränkungsfaktors Q berechnet nach Gl. (6.2) und den Werten aus Tabelle 5.5 für die verwendeten Legierungen spezifiziert nach DIN EN 573-3 [2].

	Q_{min} (K)	Q_{mean} (K)	Q_{max} (K)
EN AW-2024	12,8	18,2	23,6
EN AW-5083	14,2	19,7	25,1
EN AW-5754	9,1	15,0	21
EN AW-6016	6,3	9,3	12,3
EN AW-6082	6,1	11,7	17,3
EN AW-7075	17,6	23,0	28,4

6.3 Ergebnisse und Diskussion

6.3.1 Einfluss auf die äquiauxiale Korngröße

Nach Gl. (6.3) ist die äquiauxiale Korngröße abhängig von $1/Q \cdot \dot{T}^{0,5}$. In diesem Abschnitt wird der Einfluss nach Gl. (6.3) experimentell validiert, um anschließend die Gefügekarte erweitern zu können.

Bild 6.3 zeigt den Einfluss von $1/Q \cdot \dot{T}^{0,5}$ auf die äquiauxiale Korngröße. Die Werte auf der Abszisse wurden für die jeweilige Legierung nach Gl. (6.4) mit den Mittelwerten der thermophysikalischen Größen aus Tabelle A1 bis Tabelle A5 berechnet. Der Mittelwert des Wachstumsbeschränkungsfaktor Q_{mean} der Legierungen ist in Tabelle 6.1 zusammen-

gefasst. Der Fehlerbalken der Datenpunkte der Abszisse repräsentiert eine absolute Abweichung von $\pm 20\%$, dadurch werden die Abweichungen in der Berechnung von Q und T berücksichtigt. Die Fehlerbalken der Ordinate repräsentieren den minimal und maximal gemessenen Wert der äquiaxialen Korngröße in der Nahtmitte. Die schwarze durchgezogene Linie in Bild 6.3 repräsentiert eine lineare Regression der Gl. (6.3) für einen konstanten Wert des ersten Summanden $a' = \frac{a}{f(\text{TiB}_2)}$ durchgeführt für die Mittelwerte der Datenpunkte. Das Ergebnis der linearen Regression ist in Tabelle 6.2 zusammengefasst.

Tabelle 6.2: Ergebnis der linearen Regression der Gl. (6.3) zur Beschreibung der Korngröße für die experimentellen Daten in Bild 6.3.

a' (μm)	b ($\mu\text{m s}^{0,5}/\text{K}^{1,5}$)	R^2
53,4	22272	0,68

Durch die Wahl der Prozessparameter und der Legierung konnte die äquiaxiale Korngröße im Bereich von $50\ \mu\text{m}$ bis $300\ \mu\text{m}$ verändert werden. Mit steigendem Wert von $1/Q \cdot \dot{T}^{0,5}$ vergrößert sich die Korngröße; mit sinkendem Wert von $1/Q \cdot \dot{T}^{0,5}$ verkleinert sie sich. Diese Beobachtung stimmt mit der Beschreibung nach Gl. (6.3) überein.

Der minimale gemessene Wert der äquiaxialen Korngröße beträgt $50\ \mu\text{m}$. Im Vergleich dazu konnte Tang und Vollertsen [16] durch die Zugabe von Al-Ti5-B1 als Keimbildner eine minimale Korngröße in der Laserstrahlschweißnaht von EN AW-6082 von circa $20\ \mu\text{m}$ erhalten. Nach Gl. (6.3) wurde dadurch der erste Summand verringert, der eine Funktion der Keimdichte ist. Der Titangehalt in der Schweißnaht betrug dabei $c_{\text{Ti}} \approx 0,9$ Gew.%. Im Vergleich zum Titangehalt der verwendeten Legierungen in Bild 6.3 (Tabelle 5.2) ist dieser ein Faktor von circa 20 bis 40 mal größer. Es zeigt sich, dass allein durch

die Variation der Prozessparameter ein großes Potenzial zur Kornverfeinerung vorhanden ist, dadurch kann in der Anwendung auf eine aufwendige Nahtvorbereitung für die Verwendung des Zusatzwerkstoffes verzichtet werden.

Es wurde gezeigt, dass Gl. (6.3) zur Beschreibung der Korngröße der Laserstrahlschweißnaht verwendet werden kann. Je geringer das Verhältnis von $1/Q \cdot \dot{T}^{0,5}$, desto geringer die äquiaxiale Korngröße. Die Abkühlrate kann über die Größen der Gefügekarte $P_{\text{abs,h}}$ und v ausgedrückt werden. Die Gefügekarte kann daher um eine Beschreibung der Kornverfeinerung erweitert werden.

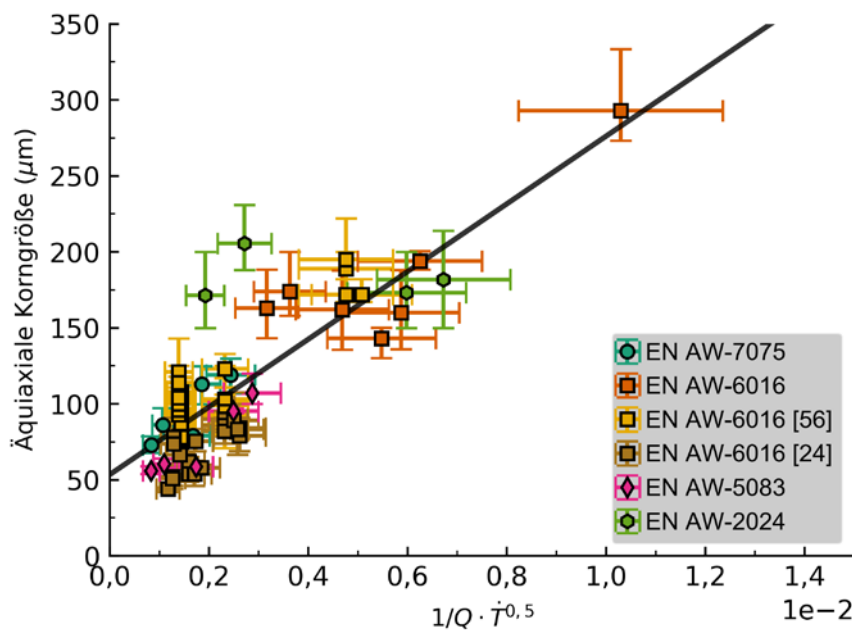


Bild 6.3: Einfluss des Wachstumsbeschränkungsfaktor und berechneten Abkühlrate auf die experimentell gemessene äquiaxiale Korngröße.

6.3.2 Einfluss auf die Breite der äquiaxialen Zone

Nach Gl. (6.3) ist das Breitenverhältnis $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ abhängig von $P_{\text{abs,h}}^5/v^{0,5}$. In diesem Abschnitt wird dieser Einfluss gezeigt, um anschließend die Gefügekarte erweitern zu können.

Bild 6.4 zeigt den Einfluss von $P_{h,abs}$ und v nach Gl. (6.8) auf das Verhältnis von $b_{äqx}/b_{sn}$ für die experimentellen Daten A) von EN AW-6016 aus Kapitel 5 und [56], B) von EN AW-6016 aus [24] und C) von EN AW-5083 aus Kapitel 5. Bild 6.4D zeigt den Einfluss von c_{Ti} auf $b_{äqx}/b_{sn}$ für die experimentellen Daten von EN AW-6082 aus [16]. Die Fehlerbalken repräsentieren das Minimum und Maximum der experimentell gemessenen Werte von $b_{äqx}/b_{sn}$. Die eingezeichneten gestrichelten Linien in Bild 6.4A-C verdeutlichen qualitativ den Verlauf von $b_{äqx}/b_{sn}$. Die Breite der äquiauxialen Zone unterliegt einer Schwankung von $\pm 10\%$.

In Bild 6.4A-C zeigt sich, dass mit steigendem Verhältnis von $P_{h,abs}^5/v^{0,5}$ das Verhältnis von $b_{äqx}/b_{sn}$ ansteigt. Die experimentellen Datenpunkte mit einem gleichen Verhältnis von $P_{abs,h}^5/v^{0,5}$ weisen eine absolute Abweichung von ungefähr 20 % auf. Das zeigen die experimentellen Ergebnisse sowohl in Bild 6.4A als auch in Bild 6.4B. In Bild 6.4B ist deutlich zu erkennen, dass der Wert $b_{äqx}/b_{sn}$ in der Nähe des Grenzwertes von $(P_{abs,h}^5/v^{0,5})_{äqx} \approx 10^{13} \text{ W}^5 \text{ s}^{0,5} \text{ mm}^{-5,5}$ sprunghaft ansteigt. Durch die Variation der Prozessparameter konnte Bild 6.4A-C ein maximaler Wert von $(b_{äqx}/b_{sn})_{max} \approx 70\%$ bei EN AW-5083 erreicht werden. Dieser Wert wird bei EN AW-6082 [16] bei einem Titan Gehalt von $c_{Ti} \approx 0,1 \text{ Gew.}\%$ bereits erreicht. Das entspricht ungefähr fünfmal dem Ti Gehalt in den verwendeten Legierungen. Bei $c_{Ti} \approx 0,4 \text{ Gew.}\%$ wird $b_{äqx}/b_{sn} \approx 100\%$ erreicht. Die Ergebnisse von Tang und Vollertsen [16] zeigen, wie mit einem Zusatz von Al-Ti5-B1 $b_{äqx}/b_{sn} \approx 100\%$ erreicht werden kann.

Durch Gl. (6.8) kann der Verlauf von $b_{äqx}/b_{sn}$ qualitativ beschrieben werden. Die großen Schwankungen in der Breite der äquiauxialen Zone könnten an Schwankungen in der absorbierten Leistung liegen oder in einer inhomogenen Verteilung der Keimbildner in der Schweißnaht. Die genaue Ursache für die Schwankungen bleibt ungeklärt.

Gl. (6.8) bietet daher den besten Erklärungsansatz zur qualitativen Beschreibung von $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$. Gl. (6.8) basiert auf den Größen der Gefügekarte $P_{\text{abs,h}}$ und v , dadurch kann die Gefügekarte um eine Beschreibung für $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ erweitert werden.

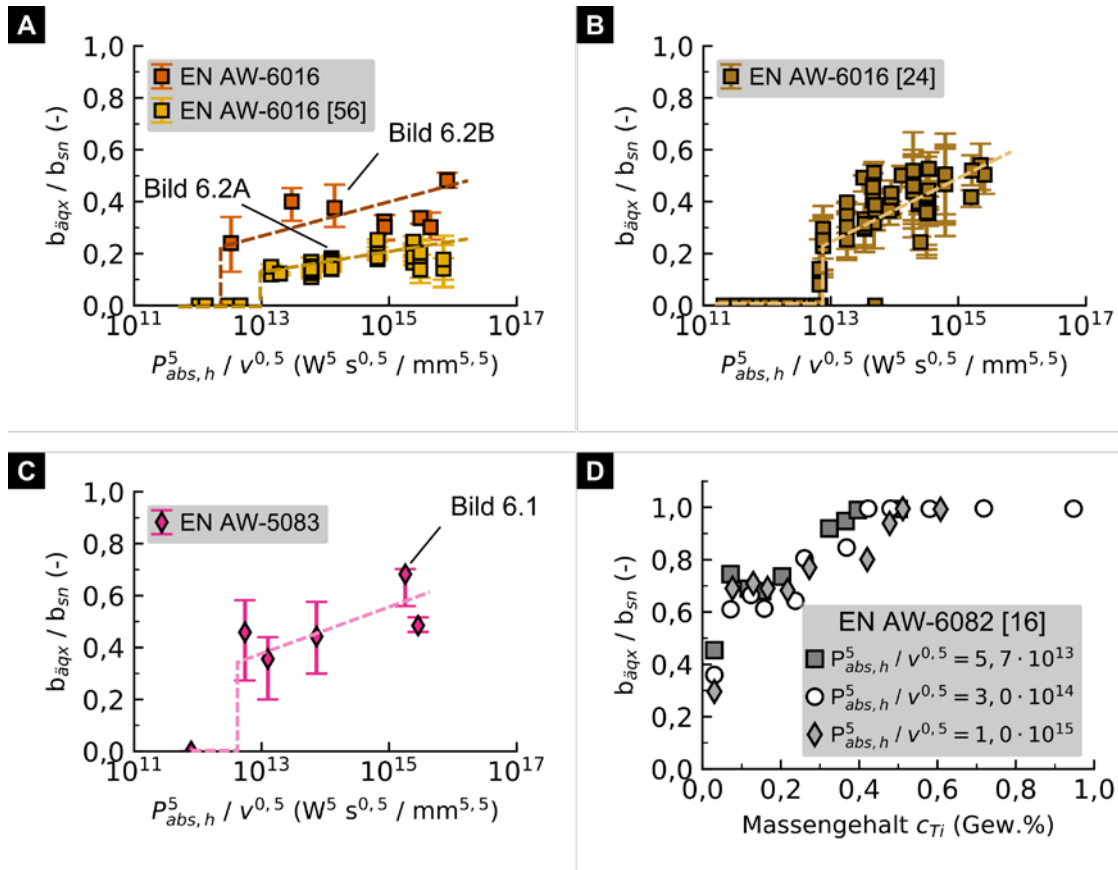


Bild 6.4: Der Einfluss der absorbierten tiefenspezifischen Leistung und der Schweißgeschwindigkeit auf das Verhältnis der Breite der äquiaxialen Zone $b_{\text{äqx}}$ zur Breite der Schweißnaht b_{sn} .

6.4 Fazit

Die Kornverfeinerung kann über die zwei Summanden in Gl. (6.3) ähnlich wie im Gießen für das Laserstrahlschweißen beschrieben werden. Der zweite Summand ist proportional zu $1/Q \cdot \dot{T}^{0,5}$ und wurde mit den experimentellen Ergebnissen in Bild 6.3 verglichen. Die Abkühlrate kann nach Gl. (6.4) berechnet werden und der Wachstumsbeschränkungsfaktor Q nach Gl. (6.2). Die äquiaxiale Korngröße

$$d_{\text{äqx}}(\mu\text{m}) = 53,4 + 22272 \cdot \frac{1}{Q \cdot \dot{T}^{0,5}} \quad (6.9)$$

kann über das empirische Modell mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,68$ im Remote-Laserstrahlschweißen approximiert werden.

Bild 6.5 zeigt eine schematische Darstellung der Gefügekarte für einen konstanten Wert von c_L , die über den Einfluss der Abkühlrate auf die äquiaxiale Korngröße erweitert ist. Entlang der gestrichelten schwarzen Linien ist der Wert von $\dot{T}^{0,5}$ konstant. Von links nach rechts nehmen die Werte von $\dot{T}^{0,5}$ zu. Folglich verfeinert sich die Korngröße entlang dieser Richtung. Beispielhaft sind dafür in Bild 6.5 die Punkte (A) und (B) eingezeichnet. Die Punkte (A) und (B) besitzen einen gleich Wert von $\dot{T}^{0,5}$, folglich bleibt die Korngröße konstant. Wenn der Wert von $\dot{T}^{0,5}$ zunimmt, wie das für Punkt (C) der Fall ist, dann verfeinert sich die Korngröße. Neben der Korngröße nimmt auch der Dendritenarmabstand mit zunehmender Abkühlrate ab [6], der vor allem für die Berechnung der Heißbrissanfälligkeit [28] und die mechanischen Festigkeit bei hohen Abkühlraten, wie diese beim LPBF erreicht werden, von Interesse ist [78].

In Bild 6.4 ist gezeigt, dass das Breitenverhältnis der äquiaxialen Zone zur Schweißnaht $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ proportional zu $(P_{\text{abs,h}}^5 / v^{0,5})$ nach Gl. (6.7) ist. Neben der Anpassung des Wertes von $(P_{\text{abs,h}}^5 / v^{0,5})$ kann das Verhältnis von $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ durch einen Zusatz

von Al-Ti5-B1 auf 100 % gesteigert werden. Ohne Zusatz von Al-Ti5-B1 sind Werte von $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ von bis zu 70 % möglich. Bild 6.5 zeigt eine schematische Darstellung der Gefügekarte, die um den Einfluss von $(P_{\text{abs,h}}^5 / v^{0,5})$ auf $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ erweitert ist. Entlang der durchgezogenen schwarzen Linien ist der Wert von $(P_{\text{abs,h}}^5 / v^{0,5})$ konstant. Von links unten bis rechts oben steigen die Werte von $(P_{\text{abs,h}}^5 / v^{0,5})$ an. Die Punkte (B) und (C) liegen auf einer Linie mit einem konstanten Wert von $(P_{\text{abs,h}}^5 / v^{0,5})$, das Verhältnis von $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ bleibt daher im Punkt (B) und (C) ebenfalls konstant.

Die Punkte (A) und (C) unterscheiden sich im Wert von $(P_{\text{abs,h}}^5 / v^{0,5})$, das Verhältnis von $b_{\text{äqx}}/b_{\text{sn}}$ vergrößert sich. Die Gefügekarte wurde in diesem Kapitel erweitert, sodass

für das Remote-Laserstrahlschweißen neben dem äquialen Kornwachstum, das äquiale Korn verfeinert und das Breitenverhältnis $b_{\text{äq}}/b_{\text{sn}}$ eingestellt werden kann, dadurch können die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht sowie der Heißrisswiderstand über eine Prozessanpassung verbessert werden [16,23,67].

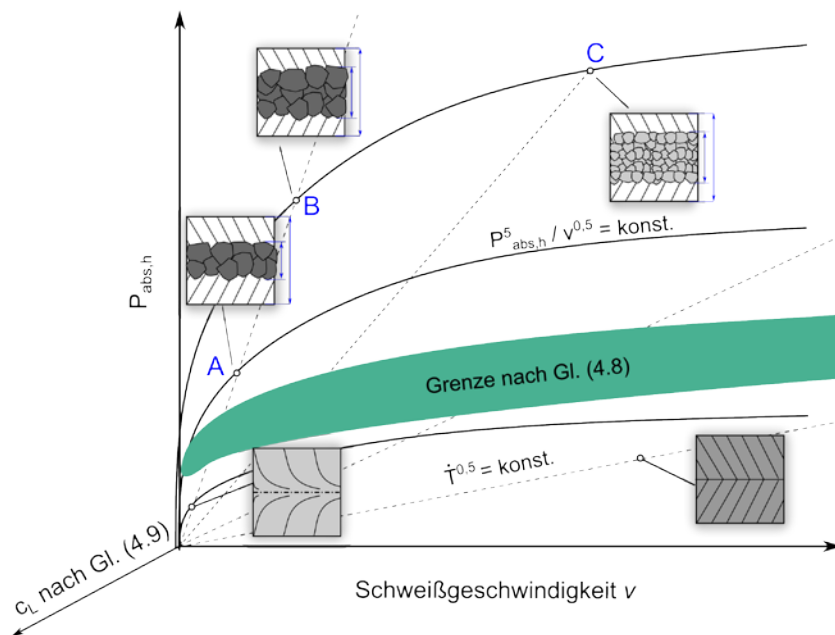


Bild 6.5: Schematisch dargestellt ist ein 2-dimensionaler Schnitt der Gefügekarte für Laserstrahlschweißnähte aus Aluminiumlegierungen in der Prozessparameter-Ebene (absorbierte tiefenspezifische Leistung über der Schweißgeschwindigkeit).

7 Zusammenfassung und Ausblick

Das Gefüge einer Laserstrahlschweißnaht bestimmt deren Heißrisswiderstand und mechanische Eigenschaften. Während der Erstarrung bildet sich abhängig von den Erstarrungsgrößen (Temperaturgradient G , Erstarrungsrate R , Unterkühlungsparameter A_i und aktivierte Keimdichte N_{aktiv}) entweder eine gerichtete oder äquiaxiale dendritische Kornstruktur aus.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine 3-dimensionale Gefügekarte für Laserstrahlschweißnähte aus Aluminiumlegierungen entwickelt, mit deren Hilfe die Art und Größe der Gefügestruktur bestimmt werden kann, ohne einen Zusatzwerkstoff im Schweißprozess zu verwenden.

Hierzu wurden die Nukleationsmechanismen im Remote-Laserstrahlschweißen untersucht, die beeinflussen, ob eine gerichtete oder äquiaxiale dendritische Kornstruktur vorliegt. Zu den experimentellen Untersuchungen wurden dafür binäre Sonderlegierungen mit hoher Reinheit (Al-Cu, Al-Mn, Al-Si und Al-Mg) ohne Titanzusatz hergestellt und die entstehende Gefügestruktur metallographisch untersucht. Es zeigte sich, dass die Körner nur auf das bestehende Korn aufwächst und keine zusätzlichen Nukleationsmechanismen aktiv waren. Zum Vergleich wurden die Ergebnisse der EN AW-6016 Legierung mit Titanzusatz verglichen. Bei EN AW-6016 konnte ein äquiaxiales Wachstum festgestellt werden, daraus wurde geschlossen, dass allein heterogene Nukleationspartikel zu einer äquiaxialen Kornstruktur in der Schweißnahtmitte führen können. Dies bestätigt die Ergebnisse aus der Literatur.

Im nächsten Schritt wurden die Einflussfaktoren auf die aktivierte Keimdichte experimentell untersucht. Hierfür wurden zwei unterschiedliche Chargen von EN AW-6016 in einem weiten Prozessparameterfenster geschweißt. Die aktivierte Keimdichte wurde über die gemessene äquiaxiale Korngröße approximiert. Zur Beschreibung des Einflusses

wurde ein Modell basierend auf der Schweißmetallurgie und der klassischen Nukleationstheorie entwickelt. Es zeigte sich, dass mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit die Unterkühlung der Schmelze zunimmt und dadurch die aktivierte Keimdichte erhöht werden kann. Das deckt sich mit den experimentellen Beobachtungen. Vor allem bei Schweißgeschwindigkeiten $v < 3$ m/min ist die aktivierte Keimdichte abhängig von der Schweißgeschwindigkeit, ab $v > 3$ m/min geht diese in eine Sättigung über. Weiterhin wurde in diesem Kapitel ein Modell vorgestellt, mit dem auf Basis des Titangehaltes der Legierung die vorhandene Keimdichte abgeschätzt werden kann.

Basierend auf dem empirischen Modell der aktivierten Keimdichte für die zwei Chargen der EN AW-6016 Legierung konnte im folgenden Kapitel die Art des Kornwachstums in der Schweißnahtmitte erklärt werden. Dafür wurde das Modell von Hunt und eine spezielle Lösung der 2-dimensionalen Wärmeleitgleichung kombiniert, um die Art des Kornwachstums in der Schweißnahtmitte zu beschreiben. Es zeigte sich, dass mit steigender absorbiertes tiefenspezifischer Leistung, die für das Wachstum notwendige aktivierte Keimdichte abnimmt. Das Ergebnis des Kapitels ist ein 2-dimensionaler Schnitt der Gefügekarte in der Prozessparameterebene ($P_{\text{abs,h}}$ und v). Mit Hilfe des entwickelten Modells kann ein äquiaxiales Kornwachstum in der Schweißnahtmitte eingestellt werden, ohne einer Verwendung von kornverfeinernden Schweißzusatzwerkstoff. Außerdem wurde eine Hypothese des Legierungseinflusses auf das äquiaxiale Wachstum in diesem Kapitel aufgestellt.

Der im vorangegangenen Kapitel abgeleitete Legierungseinfluss wurde durch Laserstrahlschweißungen und einer anschließenden Charakterisierung des Gefüges der Laserstrahlschweißnaht validiert. Hierfür wurden Bleche aus einer binären Sonderlegierung aus Al-Cu mit einem konstanten Zusatz von TiB_2 sowie EN AW-2024, EN AW-5083, EN AW-5754, EN AW-6016 und EN AW-7075 geschweißt, um möglichst unterschiedliche Legierungen zu untersuchen. Der aufgestellte Legierungseinfluss konnte bewiesen

werden und dadurch die 3-dimensionale Gefügekarte zur Bestimmung der Art des Kornwachstums aufgestellt werden. Es zeigte sich, dass der abgeleitete erweiterte Legierungsparameter nicht durch eine Kombination von bekannten metallurgischen Kennwerten, wie das Erstarrungsintervall ΔT_{sol} oder der Unterkühlungsparameter ψ , ausgedrückt werden kann. Der hier abgeleitete erweiterte Legierungsparameter ist ein neuer Indikator für die Art des Kornwachstums im Remote-Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierung.

Neben der Art des Gefüges ist die Korngröße und das Breitenverhältnis der äquiauxialen Zone zur Schweißnahtbreite entscheidend für den Heißrisswiderstand und die mechanischen Eigenschaften der Laserstrahlschweißnaht. In diesem Kapitel wurde die Gefügekarte um die Prozessparametereinflüsse auf die äquiauxiale Korngröße und das Breitenverhältnis erweitert. Dafür wurden die Breite der äquiauxialen Zone, die Schweißnahtbreite und die äquiauxiale Korngröße experimentell bestimmt. Diese wurden mit Ergebnissen aus der Literatur verglichen. Es zeigte sich, dass mit steigender absorbiertes tiefspezifischer Leistung das Breitenverhältnis auf bis zu 70 % ohne Verwendung eines Schweißzusatzes gesteigert werden kann. Um ein zuverlässiges Breitenverhältnisse zu erhalten, kann, wie in der Literatur gezeigt wurde, ein Al-Ti5-B1 Schweißzusatz verwendet werden, um ein Breitenverhältnis von 100 % zu erhalten. Weiterhin zeigte sich, dass die äquiauxiale Korngröße über die Abkühlrate und den Wachstumsbeschränkungsfaktor beschrieben werden kann.

Die entwickelte und erweiterte spezielle 3-dimensionale Gefügekarte für Laserstrahlschweißnähte hergestellt mit dem Remote-Laserstrahlschweißen kann zur Prozess- und Legierungsauslegung verwendet werden. Dadurch kann eine vorteilhafte äquiauxiale Kornstruktur eingestellt werden, ohne die Verwendung eines Schweißzusatzwerkstoffes. Ein weiterer Vorteil der Gefügekarte ist, dass das Potenzial zur Kornverfeinerung be-

stehender Werkstoffe besser ausgeschöpft und neue Werkstoffe hergestellt werden können. Mit Hilfe der entwickelten und erweiterten 3-dimensionale Gefügekarte kann die Qualität der Schweißnaht für eine Aluminiumlegierung gesteigert werden.

Darüber hinaus kann die entwickelte Gefügekarte mit weiteren Modellen zur Auslegung der Legierung und des Prozesses kombiniert werden, um so ein Meta-Modell zu entwickeln, das insbesondere für Industrie 4.0 Anwendungen von Interesse ist. Beispielsweise kann die Gefügekarte mit einem Heißrisssmodell verknüpft [15,16,28], Modellen zur Beschreibung des Verlustes von Legierungselementen durch eine ungleiche Verdampfung oder mit einem Modell zur Beschreibung der Tiefschweißschwelle [7] werden.

Die hier vorgestellte Gefügekarte nimmt an, dass ein 2-dimensionaler Wärmeleitungsfall vorliegt und im Tiefschweißen geschweißt wird. Folglich bildet die entwickelte Gefügekarte ein Spezialfall ab. Prinzipiell lässt sich das hier vorgestellte Vorgehen auf andere Schweißprozesse übertragen, wie beispielsweise das Widerstandspunktschweißen. Für den Fall des Widerstandspunktschweißen wird ein numerisches Modell benötigt, um das 3-dimensionale Temperaturfeld zu lösen und daraus den Temperaturgradient G und die Erstarrungsrate R abzuleiten.

Ein dem Laserstrahlschweißen ähnliches Verfahren ist das LPBF-Verfahren, ein additives Fertigungsverfahren. Durch das LPBF-hergestellte Bauteile besitzen eine gerichtete Kornstruktur und besitzen somit richtungsabhängige mechanische Eigenschaften [44]. Die hier entwickelte Gefügekarte kann als Grundlage für eine Gefügekarte für das LPBF-Verfahren verwendet werden. Das dort von besonderem Interesse ist, da das gesamte Bauteil aus Schweißnähten besteht und so der Einfluss der Kornstruktur auf die mechanischen Eigenschaften des gesamten Bauteils wirkt.

8 Literaturverzeichnis

- [1] F. Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium, 3rd ed., Springer Vieweg, 2014.
- [2] DIN EN 573-3:2013-12: Aluminium and aluminium alloys - Chemical Composition and form of wrought products - Part 3: Chemical composition and form of products; German version EN 573-3:2013.
- [3] T. Sun, P. Franciosa, M. Sokolov, D. Ceglarek, Challenges and opportunities in laser welding of 6xxx high strength aluminium extrusions in automotive battery tray construction, *Procedia CIRP* 94 (2020) 565–570.
- [4] J. Hirsch, Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design, *Mater. Trans.* 52 (2011) 818–824.
- [5] Comm/dg/unit, Europäischer Grüner Deal. ec.europa.eu/info/strategy/priorities-2019-2024/european-green-deal_de.
- [6] S. Kou, *Welding metallurgy*, 2nd ed., Wiley-Interscience, Hoboken N.J., 2003.
- [7] H. Hügel, T. Graf, *Laser in der Fertigung*, 3rd ed., Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2014.
- [8] A. Gouffé, Corrections d’ouverture des corps-noirs artificiels compte tenu des diffusions multiples internes, *Rev. opt.* 24 (1945) 1–7.
- [9] V.A. Karkhin, *Thermal Processes in Welding*, Springer Singapore, Singapore, 2019.
- [10] T. Graf, P. Berger, R. Weber, H. Hügel, A. Heider, P. Stritt, Analytical expressions for the threshold of deep-penetration laser welding, *Laser Phys. Lett.* 12 (2015) 56002.
- [11] M. Beck, *Modellierung des Lasertiefschweißens*. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., 1996 (Nicht für den Austausch), Teubner, Stuttgart, 1996.
- [12] F. Fetzer, *Analyse der Geometrie und Stabilität der Kapillare beim Laserstrahl-tiefschweißen mittels reduzierter Modelle*. Dissertation.

-
- [13] P. Schempp, Grain refinement in aluminium GTA welds. Zugl.: Berlin, Techn. Univ., Diss., 2013, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin, 2013.
- [14] P. Stritt, Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Remote-Laserstrahlschweißen von AlMgSi 6016. Dissertation.
- [15] C. Hagenlocher, Die Kornstruktur und der Heißrisswiderstand von Laserstrahlschweißnähten in Aluminiumlegierungen, München: utzverlag, 2020.
- [16] Z. Tang, F. Vollertsen, Influence of grain refinement on hot cracking in laser welding of aluminum, *Welding in the World* 58 (2014) 355–366.
- [17] J. Grasserbauer, I. Weißensteiner, G. Falkinger, P.J. Uggowitzer, S. Pogatscher, Influence of Fe and Mn on the Microstructure Formation in 5xxx Alloys-Part II: Evolution of Grain Size and Texture, *Materials (Basel, Switzerland)* 14 (2021) 3312.
- [18] S.K. Das, Designing Aluminium Alloys for a Recycling Friendly World, *Aluminium Alloys 2006 - ICAA10* 519-521 (2006) 1239–1244.
- [19] E. Roos, K. Maile, M. Seidenfuß, *Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung*, 6th ed., Springer Vieweg, Berlin, 2017.
- [20] L. Katgerman, D.G. Eskin, In Search of the Prediction of Hot Cracking in Aluminium Alloys, in: *Hot Cracking Phenomena in Welds II*, Springer, Berlin, Heidelberg, 2008, pp. 11–26.
- [21] D.G. Eskin, L. Katgerman, Effect of Structure on Hot Tearing Properties of Aluminium Alloys, *Aluminium Alloys 2006 - ICAA10* 561-565 (2007) 995–998.
- [22] D.G. Eskin, Suyitno, L. Katgerman, Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys, *Progress in Materials Science* 49 (2004) 629–711.
- [23] P. Schempp, M. Rethmeier, Understanding grain refinement in aluminium welding, *Welding in the World* 59 (2015) 767–784.

- [24] C. Hagenlocher, F. Fetzer, D. Weller, R. Weber, T. Graf, Explicit analytical expressions for the influence of welding parameters on the grain structure of laser beam welds in aluminium alloys, *Materials and Design* 174 (2019) 107791.
- [25] M. Braccini, C. Martin, M. Suery, Relation Between mushy zone rheology and hot tearing phenomena in Al-Cu alloys, *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes IX* (2000) 18–24.
- [26] W. Kurz, D.J. Fisher, *Fundamentals of solidification*, 4th ed., Trans Tech Publ, Uetikon-Zuerich, 2005.
- [27] J.A. Dantzig, M. Rappaz, *Solidification*, 1st ed., EPFL Press; CRC Press, Lausanne, Boca Raton, Fla., 2009.
- [28] M. Rappaz, J.-M. Drezet, M. Gremaud, A new hot-tearing criterion, *Metall and Mat Trans A* 30 (1999) 449–455.
- [29] G. Schulze, *Die Metallurgie des Schweissens: Eisenwerkstoffe - nichteisenmetallische Werkstoffe*, 4th ed., Springer, Heidelberg, New York, 2010.
- [30] L. Sweet, M.A. Easton, J.A. Taylor, J.F. Grandfield, C.J. Davidson, L. Lu, M.J. Couper et al., Hot Tear Susceptibility of Al-Mg-Si-Fe Alloys with Varying Iron Contents, *Metall and Mat Trans A* 44 (2013) 5396–5407.
- [31] D. Ma, Novel casting processes for single-crystal turbine blades of superalloys, *Front. Mech. Eng.* 13 (2018) 3–16.
- [32] L.J. Barker, Revealing the grain structure of common aluminum alloy metallographic specimens, *Trans. ASM* 42 (1950) 347.
- [33] I. Maxwell, A. Hellawell, A simple model for grain refinement during solidification, *Acta Metallurgica* 23 (1975) 229–237.
- [34] M. Johnsson, L. Backerud, G.K. Sigworth, Study of the mechanism of grain refinement of aluminum after additions of Ti- and B-containing master alloys, *Metall and Mat Trans A* 24 (1993) 481–491.
- [35] D.H. St. John, M.A. Easton, P. Cao, M. Bermingham, M. Qian, A Brief History of the Grain Refinement of Cast Light Alloys, *MSF* 765 (2013) 123–129.

-
- [36] D.H. StJohn, M. Qian, M.A. Easton, P. Cao, The Interdependence Theory, *Acta Materialia* 59 (2011) 4907–4921.
- [37] A. Greer, A. Bunn, A. Tronche, P. Evans, D. Bristow, Modelling of inoculation of metallic melts: application to grain refinement of aluminium by Al–Ti–B, *Acta Materialia* 48 (2000) 2823–2835.
- [38] E. Liotti, C. Arteta, A. Zisserman, A. Lui, V. Lempitsky, P.S. Grant, Crystal nucleation in metallic alloys using x-ray radiography and machine learning, *Science Advances* 4 (2018) eaar4004.
- [39] Y. Wang, Z. Que, T. Hashimoto, X. Zhou, Z. Fan, Mechanism for Si Poisoning of Al-Ti-B Grain Refiners in Al Alloys, *Metall Mater Trans A* 51 (2020) 5743–5757.
- [40] Z. Fan, F. Gao, B. Jiang, Z. Que, Impeding Nucleation for More Significant Grain Refinement, *Scientific reports* 10 (2020) 9448.
- [41] M. Gäumann, C. Bezençon, P. Canalis, W. Kurz, Single-crystal laser deposition of superalloys, *Acta Materialia* 49 (2001) 1051–1062.
- [42] W. Kurz, C. Bezençon, M. Gäumann, Columnar to equiaxed transition in solidification processing, *Science and Technology of Advanced Materials* 2 (2001) 185–191.
- [43] D. Zhang, A. Prasad, M.J. Bermingham, C.J. Todaro, M.J. Benoit, M.N. Patel, D. Qiu et al., Grain Refinement of Alloys in Fusion-Based Additive Manufacturing Processes, *Metall Mater Trans A* 51 (2020) 4341–4359.
- [44] J.H. Martin, B.D. Yahata, J.M. Hundley, J.A. Mayer, T.A. Schaedler, T.M. Pollock, 3D printing of high-strength aluminium alloys, *Nature* 549 (2017) 365–369.
- [45] T.M. Pollock, A.J. Clarke, S.S. Babu, Design and Tailoring of Alloys for Additive Manufacturing, *Metall Mater Trans A* 51 (2020) 6000–6019.
- [46] E. Fraś, K. Wiencek, M. Górny, H.F. López, E. Olejnik, Equiaxed grain count in aluminum alloy castings, *Metall and Mat Trans A* 44 (2013) 5788–5795.
- [47] J.D. Hunt, Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic, *Materials Science and Engineering* 65 (1984) 75–83.
- [48] M.H. Burden, J.D. Hunt, Cellular and dendritic growth II 22 (1974) 109–116.

- [49] S. Kou, Y. Le, Nucleation mechanism and grain refining of weld metal, *Weld J* 65 (1986) 65–70.
- [50] Z. Fan, Y. Wang, Y. Zhang, T. Qin, X.R. Zhou, G.E. Thompson, T. Pennycook et al., Grain refining mechanism in the Al/Al–Ti–B system, *Acta Materialia* 84 (2015) 292–304.
- [51] F. Fetzner, C. Hagenlocher, R. Weber, T. Graf, Geometry and stability of the capillary during deep-penetration laser welding of AlMgSi at high feed rates, *Optics & Laser Technology* 133 (2021) 106562.
- [52] S. Geng, P. Jiang, X. Shao, L. Guo, G. Mi, H. Wu, C. Wang et al., Identification of nucleation mechanism in laser welds of aluminum alloy, *Appl. Phys. A* 125 (2019).
- [53] C. Han, P. Jiang, S. Geng, G. Mi, C. Wang, Y. Li, Nucleation mechanisms of equiaxed grains in the fusion zone of aluminum-lithium alloys by laser welding, *Journal of Materials Research and Technology* 14 (2021) 2219–2232.
- [54] L. Wang, M. Gao, C. Zhang, X. Zeng, Effect of beam oscillating pattern on weld characterization of laser welding of AA6061-T6 aluminum alloy, *Materials & Design* 108 (2016) 707–717.
- [55] S. Geng, P. Jiang, X. Shao, L. Guo, G. Mi, H. Wu, C. Wang et al., Identification of nucleation mechanism in laser welds of aluminum alloy, *Applied Physics A: Materials Science and Processing* 125 (2019) 1–7.
- [56] C. Böhm, C. Hagenlocher, J. Wagner, T. Graf, S. Weihe, Analytical Description of the Criterion for the Columnar-To-Equiaxed Transition During Laser Beam Welding of Aluminum Alloys, *Metall Mater Trans A* 52 (2021) 2720–2731.
- [57] A.L. Greer, Overview, *Journal of Chemical Physics* 145 (2016).
- [58] Da Shu, B. de Sun, J.W. Mi, P.S. Grant, Refinement of TiB₂ in Al-Ti-B Grain Refiner Alloys by Ultrasound and the Effect on Al Grain Size, *MSF* 654-656 (2010) 958–961.
- [59] A. Kozlov, R. Schmid-Fetzner, Growth restriction factor in Al-Si-Mg-Cu alloys, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 27 (2012) 12001.

-
- [60] DIN EN ISO 643: Stahl – Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße.
- [61] J.O. Andersson, T. Helander, L. Höglund, P. Shi, B. Sundman, Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science, *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry* 26 (2002) 273–312.
- [62] C. Kammerer, *Aluminium-Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*, 15th ed., Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1995.
- [63] Y. Du, Y.A. Chang, B. Huang, W. Gong, Z. Jin, H. Xu, Z. Yuan et al., Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al, *Materials Science and Engineering A* 363 (2003) 140–151.
- [64] *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Vorlegierungen, durch Erschmelzen hergestellt - Spezifikationen 77.120.10(575:1995-09)*, Berlin, Beuth Verlag GmbH, 1995-09-00.
- [65] Y. Birol, Design of potent grain refiners for wrought aluminium alloys, *International Journal of Cast Metals Research* 26 (2013) 273–278.
- [66] G.K. Sigworth, T.A. Kuhn, Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys, *Inter Metalcast* 1 (2007) 31–40.
- [67] C. Hagenlocher, D. Weller, R. Weber, T. Graf, Reduction of the hot cracking susceptibility of laser beam welds in AlMgSi alloys by increasing the number of grain boundaries, *Science and Technology of Welding and Joining* 24 (2019) 313–319.
- [68] P. Schempp, C.E. Cross, A. Pittner, G. Oder, R.S. Neumann, H. Rooch, I. Dörfel et al., Solidification of GTA aluminum weld metal, *Welding Journal* 93 (2014) 53–59.
- [69] P. Schempp, C.E. Cross, A. Pittner, M. Rethmeier, Influence of solute content and solidification parameters on grain refinement of aluminum weld metal, *Metall and Mat Trans A* 44 (2013) 3198–3210.
- [70] D. Rosenthal, Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting, *Welding Journal* 20 (1941) 220–234.

- [71] C. Böhm, Y. Nasr, J. Wagner, C. Hagenlocher, S. Weihe, Analytical approach for the transition to an equiaxed dendritic solidification during laser beam welding of aluminium alloys, in: WLT e.V. (Ed.), LiM 2021, 2021.
- [72] Q. Han, Revisiting the Role of Solutes in Grain Refinement of Hypoeutectic Alloys, *Metall and Mat Trans A* 52 (2021) 4234–4245.
- [73] D.H. StJohn, A. Prasad, M.A. Easton, M. Qian, The Contribution of Constitutional Supercooling to Nucleation and Grain Formation, *Metall and Mat Trans A* 46 (2015) 4868–4885.
- [74] M.J. Balart, F. Gao, J.B. Patel, F. Miani, On the Role of Dilute Solute Additions on Growth Restriction in Binary Copper Alloys, *Metallogr. Microstruct. Anal.* 9 (2020) 825–832.
- [75] J.K. Chen, H.Y. Hung, C.F. Wang, N.K. Tang, Thermal and electrical conductivity in Al-Si/Cu/Fe/Mg binary and ternary Al alloys, *J Mater Sci* 50 (2015) 5630–5639.
- [76] D. Schimbäck, P. Mair, M. Bärtl, F. Palm, G. Leichtfried, S. Mayer, P.J. Uggowitzer et al., Alloy design strategy for microstructural-tailored scandium-modified aluminium alloys for additive manufacturing, *Scripta Materialia* 207 (2022) 114277.
- [77] M.A. Easton, D.H. StJohn, Improved prediction of the grain size of aluminum alloys that includes the effect of cooling rate, *Materials Science and Engineering A* 486 (2008) 8–13.
- [78] A. Kempf, K. Hilgenberg, Influence of sub-cell structure on the mechanical properties of AlSi10Mg manufactured by laser powder bed fusion, *Materials Science and Engineering A* 776 (2020) 138976.

A Anhang

Neben den folgenden Tabellen sind weitere Daten der im Datenrepositorium der Universität Stuttgart (DaRUS) unter <https://doi.org/10.18419/darus-2825> abgespeichert.

Tabelle A1: Thermophysikalische Eigenschaften der Legierung berechnet mit Thermo-Calc.

EN AW-2024 (Al AlCu4Mg1)	Symbol (Einheit)	Min.	Max.
Liquidustemperatur	T_{liq} (K)	917	910
Solidustemperatur	T_{sol} (K)	801	780
Dichte der Schmelze ($T = T_{\text{liq}}$)	ρ_{liq} (kg/m ³)	2434,9	2474,7
Dichte des Feststoffes ($T = T_{\text{sol}}$)	ρ_{sol} (kg/m ³)	2760,2	2806,9
Wärmekapazität ($T = 300$ K)	c_p (J/kg K)	883,3	880,1
Schmelzenthalpie	H_f (kJ/kg)	372	351

Tabelle A2: Thermophysikalische Eigenschaften der Legierung berechnet mit Thermo-Calc.

EN AW-5083 (Al Mg4,5Mn0,7)	Symbol (Einheit)	Min.	Max.
Liquidustemperatur	T_{liq} (K)	912	930
Solidustemperatur	T_{sol} (K)	865	838
Dichte der Schmelze ($T = T_{\text{liq}}$)	ρ_{liq} (kg/m ³)	2337,8	2350
Dichte des Feststoffes ($T = T_{\text{sol}}$)	ρ_{sol} (kg/m ³)	2766,5	2773
Wärmekapazität ($T = 300$ K)	c_p (J/kg K)	938,7	931,8
Schmelzenthalpie	H_f (kJ/kg)	368	369

Tabelle A3: Thermophysikalische Eigenschaften der Legierung berechnet mit Thermo-Calc.

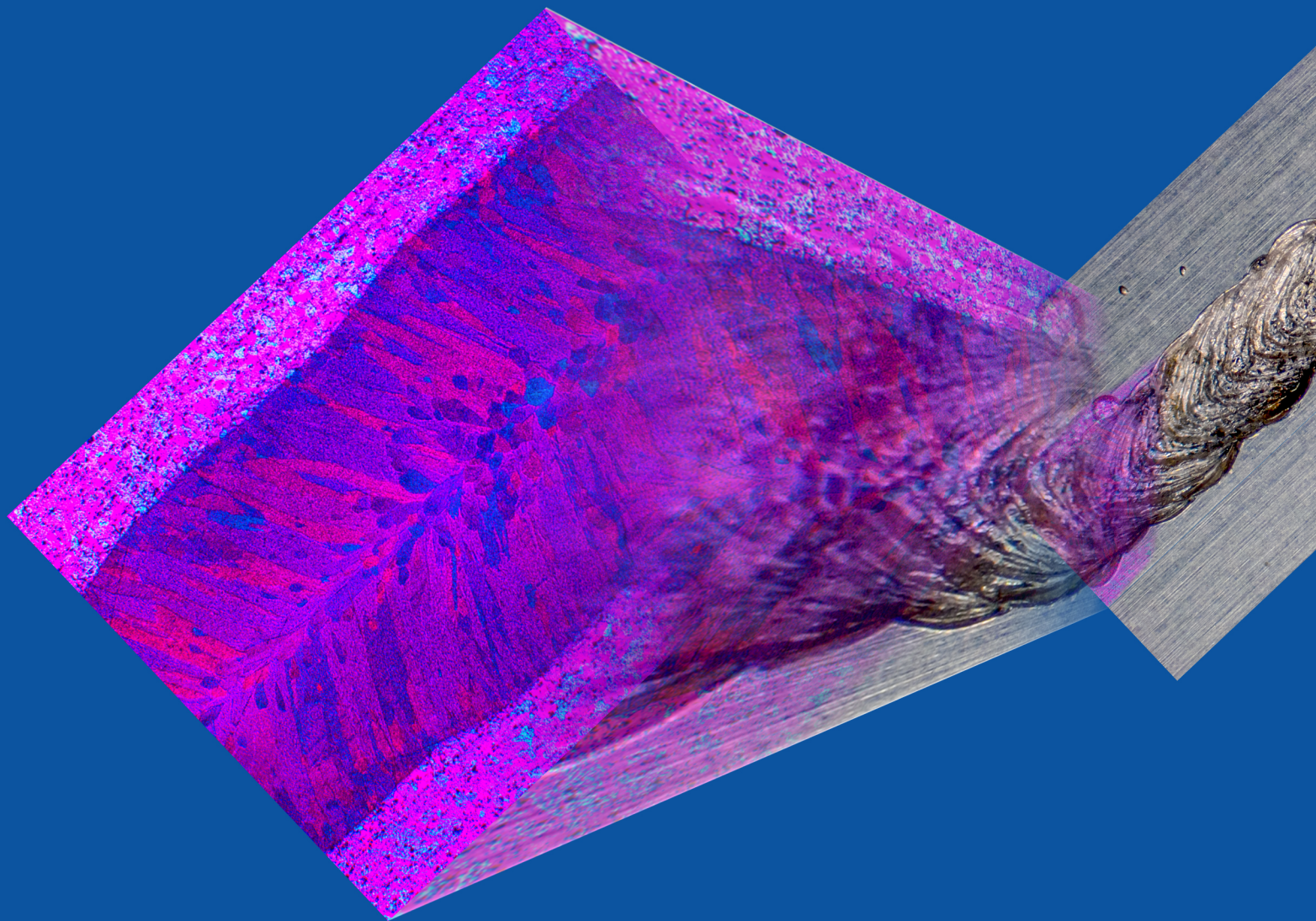
EN AW-5754 (Al Mg3)	Symbol	Min.	Max.
	(Einheit)		
Zusammensetzung			
Liquidustemperatur	T_{liq} (K)	920	920
Solidustemperatur	T_{sol} (K)	889	850
Dichte der Schmelze ($T = T_{\text{liq}}$)	ρ_{liq} (kg/m ³)	2348,3	2363,6
Dichte des Feststoffes ($T = T_{\text{sol}}$)	ρ_{sol} (kg/m ³)	2730,6	2736,7
Wärmekapazität ($T = 300$ K)	c_p (J/kg K)	941,3	934,5
Schmelzenthalpie	H_f (kJ/kg)	374	353

Tabelle A4: Thermophysikalische Eigenschaften der Legierung berechnet mit Thermo-Calc.

EN AW-6082 (Al Si1MgMn)	Symbol	Min.	Max.
	(Einheit)		
Zusammensetzung			
Liquidustemperatur	T_{liq} (K)	925	917
Solidustemperatur	T_{sol} (K)	879	845
Dichte der Schmelze ($T = T_{\text{liq}}$)	ρ_{liq} (kg/m ³)	2378,4	2402,7
Dichte des Feststoffes ($T = T_{\text{sol}}$)	ρ_{sol} (kg/m ³)	2679,8	2725,1
Wärmekapazität ($T = 300$ K)	c_p (J/kg K)	900,4	891,4
Schmelzenthalpie	H_f (kJ/kg)	387	372

Tabelle A5: Thermophysikalische Eigenschaften der Legierung berechnet mit Thermo-Calc.

EN AW-7075 (Al Zn5,5MgCu)	Symbol (Einheit)	Min.	Max.
Zusammensetzung			
Liquidustemperatur	T_{liq} (K)	932	930
Solidustemperatur	T_{sol} (K)	811	771
Dichte der Schmelze ($T = T_{\text{liq}}$)	ρ_{liq} (kg/m ³)	2452,8	249
Dichte des Feststoffes ($T = T_{\text{sol}}$)	ρ_{sol} (kg/m ³)	2797,5	2843,2
Wärmekapazität ($T = 300$ K)	c_p (J/kg K)	882,4	873,5
Schmelzenthalpie	H_f (kJ/kg)	367	358



Universität Stuttgart

ISBN: 978-3-946789-13-0