

**„Gerichtete Erstarrung polykristalliner Al–Al<sub>2</sub>Cu Eutektika  
in ternären Al-Cu-Ag Legierungen“**

Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik  
der Rheinisch -Westfälischen Technischen Hochschule Aachen

zur Erlangung des akademischen Grades eines  
Doktors der Ingenieurwissenschaften

genehmigte Dissertation

vorgelegt von **Inginer de Diploma**

**Ulrike Hecht**

aus Hermannstadt, Rumänien

**Berichter:** Univ.-Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek  
apl. Prof. Dr.rer.nat.habil. Lorenz Ratke

Tag der mündlichen Prüfung: 14. November 2011



Gießerei-Institut: Forschung, Entwicklung, Ergebnisse

Band 64

**Ulrike Hecht**

**Gerichtete Erstarrung polykristalliner Al-Al<sub>2</sub>Cu  
Eutektika in ternären Al-Cu-Ag Legierungen**

Shaker Verlag  
Aachen 2012

**Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek**

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

Zugl.: D 82 (Diss. RWTH Aachen University, 2011)

Copyright Shaker Verlag 2012

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-0751-0

ISSN 1435-6198

Shaker Verlag GmbH • Postfach 101818 • 52018 Aachen

Telefon: 02407 / 95 96 - 0 • Telefax: 02407 / 95 96 - 9

Internet: [www.shaker.de](http://www.shaker.de) • E-Mail: [info@shaker.de](mailto:info@shaker.de)

## Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter bei Access e.V. und wurde als Teil des europäischen Verbundprojekts „Solidification along a eutectic path in ternary alloys“ von der Raumfahrtagentur des DLR gefördert. Allen Kollegen, Projektpartnern, Freunden und Förderern, die meine Arbeit unterstützt und begleitet haben, möchte ich herzlich danken. Besonders dankbar bin ich Victor Witusiewicz und Anne Drevermann, die mir mit Rat und Tat zur Seite standen und Robert Guntlin für jeden guten Zuspruch.

Für wertvolle Anregungen, sachdienliche Hinweise und gute Zusammenarbeit danke ich Elke Schaberger-Zimmermann, Michael Mathes, Stephan Rex, Georg J. Schmitz, Janin Eiken, Bernd Böttger, Markus Apel, Gerhard Zimmermann und vielen mehr.

Herrn Prof. Dr. Andreas Bührig-Polaczek danke ich für die freundliche Unterstützung und Herrn Prof. Dr. Lorenz Ratke für die Übernahme des Koreferats und viele anregende Diskussionen.

Von Silvère Akamatsu und Gabriel Faivre, die am INSP der Universität Paris 6 forschen, habe ich viel über eutektische Wachstumsmoden und Musterbildung gelernt und dabei wurde mein Interesse an Eutektika zusehends größer. Auch wenn diese meine Arbeit nun beendet ist, freue ich mich auf weiterführende Forschungsprojekte zum Thema „Eutektika“.

Schließlich denke ich an meine Familie und meine engsten Freunde, die mich stets und gerade auch während der arbeitsintensivsten Wochen ermuntert und bestärkt haben. Ihnen gilt mein ganz besonderer Dank.



# Inhaltsverzeichnis

<b>0. Kurzfassung</b>	<b>I</b>
<b>1. Einleitung und Zielsetzung</b>	<b>1</b>
<b>2. Stand der Wissenschaft</b>	<b>3</b>
2.1. Grundlagen der eutektischen Erstarrung	4
2.2. Morphologische Stabilität monovarianter Eutektika	11
2.3. Orientierungsbeziehungen in eutektischen Systemen	15
2.4. Defekte in lamellaren Eutektika	17
<b>3. Das ternäre Legierungssystem Al-Cu-Ag</b>	<b>19</b>
3.1. Thermodynamische Daten und Phasendiagramme	19
3.2. Thermodynamische Berechnungen	24
<b>4. Erstarrungsexperimente im Bridgman-Stockbarger Verfahren</b>	<b>27</b>
4.1. Auswahl und Herstellung ternärer Al-Cu-Ag Legierungen	27
4.2. Experimenteller Aufbau und Erstarrungsparameter	30
4.3. Charakteristische Merkmale gerichtet erstarrter Proben	36
4.4. Analytische Verfahren der Gefügeuntersuchung	38
<b>5. Planare Erstarrung monovarianter Al-Al<sub>2</sub>Cu Eutektika</b>	<b>40</b>
5.1. Kristallorientierung in lamellaren Al-Al <sub>2</sub> Cu Eutektika	40
5.1.1. Orientierungsbeziehungen zwischen $\alpha(\text{Al})$ und Al <sub>2</sub> Cu	40
5.1.2. Kornorientierung relativ zur Erstarrungsrichtung	44
5.2. Gekoppeltes Wachstum mit planarer Erstarrungsfront	46
5.2.1. Lamellenabstände in Al-17,5Cu-1,0Ag	47
5.2.2. Selektion dynamisch stabiler Lamellenabstände	53
5.3. Diskussion der Ergebnisse	56

<b>6. Konstitutionelle Unterkühlung monovarianter Al–Al<sub>2</sub>Cu Eutektika</b>	<b>59</b>
6.1. Das Kriterium der konstitutionellen Unterkühlung	59
6.2. Experimentelle Überprüfung der kritischen Geschwindigkeit	61
6.3. Konstitution der Phasen und Diffusionsprofile	65
6.4. Diskussion der Ergebnisse	71
<b>7. Zellulare Erstarrung monovarianter Al–Al<sub>2</sub>Cu Eutektika</b>	<b>73</b>
7.1. Entwicklung eutektischer Zellen in Al-Cu-Ag Legierungen	73
7.2. Kristallorientierung in zellularen Al–Al <sub>2</sub> Cu Eutektika	78
7.2.1. Kristallorientierung in lang gestreckten und regulären Zellen	79
7.2.2. Übergang von lang gestreckten zu regulären Zellen	82
7.3. Diskussion der Ergebnisse	84
<b>8. Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>86</b>
<b>9. Literaturverzeichnis</b>	<b>90</b>
<b>10. Nomenklatur</b>	<b>100</b>
<b>Anhang 1: Thermophysikalische Daten</b>	<b>102</b>
<b>Anhang 2: Makroskopische Krümmung der Erstarrungsfront</b>	<b>105</b>
<b>Anhang 3: Verteilung lamellarer Abstände</b>	<b>106</b>
<b>Anhang 4: Orientierungsverteilung in lamellaren Körnern</b>	<b>109</b>
<b>Anhang 5: Kurzbeschreibung</b>	<b>111</b>
<b>Anhang 6: Short Abstract</b>	<b>113</b>

## Kapitel 0

### Kurzfassung

Im Mittelpunkt dieser Arbeit steht die monovariante eutektische Reaktion „Schmelze  $\rightarrow \alpha(\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu}$ “ im ternären Legierungssystem Al-Cu-Ag und das damit verbundene eutektische Wachstum während der gerichteten Erstarrung im Bridgman-Verfahren [Kurz 1975, Schievenbusch 1999]. Die Reaktion erstreckt sich vom invarianten Eutektikum des binären Randsystems Al-Cu zum invarianten Eutektikum des ternären Systems Al-Cu-Ag.

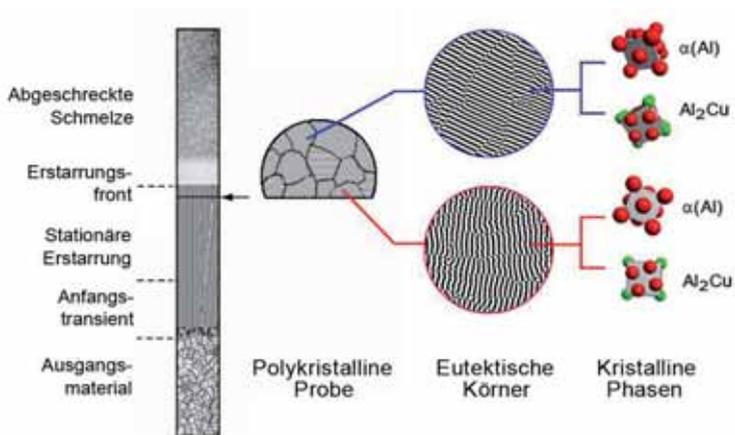
Eine monovariante eutektische Erstarrungsfront birgt, bedingt durch die Konstitution der Phasen, eine bemerkenswerte Möglichkeit: Sobald sie konstitutionell unterkühlt, entwickelt sie zellulare Strukturen, behält aber das gekoppelte eutektische Wachstum bei. In Eutektika mit geringer kapillarer Anisotropie [Akamatsu 2000, Plapp 1999, Plapp 2002] sind zellulare Strukturen instabil und werden deswegen eutektische Kolonien genannt. In vielen metallischen und keramischen Eutektika ist hingegen mit anisotropen Eigenschaften der fest-flüssig Grenzflächen zu rechnen. Eutektische Zellen sollten demnach, wie einphasige Zellen [Koczynski 1996] stabil wachsen können.

Al–Al<sub>2</sub>Cu Eutektika sind in dieser Hinsicht besonders interessant: Sie sind als reguläre, gekoppelt wachsende Eutektika bekannt; ruhende fest-flüssig Phasengrenzflächen beider Phasen sind nicht facettiert [Gündüz 1985, Bulla 2005]; aber primär wachsende Al<sub>2</sub>Cu-Kristalle sind facettiert und ihren dominanten Facetten entsprechen kristallographische Ebenen mit geringer Anlagerungsenergie [Hamar 1981], insbesondere die {110}-Ebenen. Die fest-fest Phasengrenzflächen zwischen dem kubisch flächenzentrierten Mischkristall  $\alpha(\text{Al})$  und der tetragonalen intermetallischen Phase Al<sub>2</sub>Cu sind besonders hervorzuheben. Verschiedene, kristallographisch günstige Orientierungsbeziehungen sind zwischen den beiden Phasen möglich [Bonnet 1973] und wurden beobachtet [Cantor 1974, Riquet 1975a,b, Hecht 2004]. Die lamellaren Grenzflächen sind irrational, indem ihre Lage von der gemeinsamen kristallographischen Ebene geringfügig abweicht, um die Gitterkoinzidenz zu maximieren [Bonnet 1973].

Vor diesem Hintergrund stellt sich die Frage nach (i) der Selektion lamellarer Abstände bei planerem Wachstum (ii) der konstitutionellen Stabilitätsgrenze des planaren Wachstums und (iii) der morphologischen Entwicklung eutektischer Zellen. Ziel dieser Arbeit war es, sich diesen drei Fragen auf experimentellem Wege und unter Nutzung analytischer Modelle zu widmen. Als Ausgangspunkt dafür diente die thermodynamische Datenbank

des Systems Al-Cu-Ag, die mit Hilfe der CALPHAD Modellierung [Kaufmann 1970, Saunders 1998] aufgebaut wurde [Witusiewicz 2005]. Sie wurde benutzt, um mit ThermoCalc [Sundman 1985] die relevanten Phasengleichgewichte für monovariante eutektische Legierungen zu berechnen und um die chemischen Zusammensetzungen der Probenmaterialien zu definieren. Diese sollten möglichst exakt monovariant sein, um gekoppeltes Wachstum sicher zu gewährleisten. Folgende Legierungen wurden für gerichtete Erstarrungsexperimente ausgewählt und von der K.U. Leuven gießtechnisch hergestellt [De Wilde 2005]: Al-17,5Cu-1,0Ag, Al-16,1Cu-5,0Ag und Al-14,9Cu-9,5Ag, (Angaben in Atom %). Kleine Abweichungen von der nominell vorgegebenen Zusammensetzung wurden analysiert und beachtet.

Die Erstarrungsexperimente wurden nach dem Bridgman-Stockbarger Prinzip [Kurz 1975] in einem Laborofen durchgeführt, dessen Steuerung und Kontrolle auf dem neuesten Stand der Technik [Schievenbusch 1999] beruhen. Dabei wurden zylindrische Proben in einem definierten Temperaturgradienten gerichtet aufgeschmolzen (in Richtung der Schwerkraft) und anschließend gerichtet erstarrt (entgegen der Schwerkraft). Jedes Experiment endete mit einem Abschreckvorgang, um die Erstarrungsfront für nachfolgende Gefügeuntersuchungen „einzufrieren“. Die Proben  $\varnothing$  8 mm x 165 mm erstarrten polykristallin, wie in Abb.0.1 schematisch dargestellt ist.



**Abb. 0.1:** Schematische Darstellung einer gerichtet erstarrten Probe aus einer monovarianten Legierung im Längs- und Querschnitt, hier mit planarer Erstarrungsfront.

Innerhalb einer Probe lagen immer mehrere eutektische Körner vor, die sich nicht nur bezüglich ihrer Ausrichtung relativ zur Erstarrungsrichtung (Probenlängsachse) unterschieden, sondern die auch unterschiedliche Orientierungsbeziehungen zwischen den festen Phasen  $\alpha(\text{Al})$  und  $\text{Al}_2\text{Cu}$  zeigten. Die Möglichkeit, Rückstreuungselektronenbeugung im REM (EBSD) durchzuführen, wurde genutzt, um die Kristallorientierung der Phasen in mehreren Körnern zu messen. EBSD-Messungen wurden ausschließlich an Querschliffen gemacht. Der Erstarrungsrichtung entsprach somit die Probennormale. Um von beiden festen Phasen gleichzeitig gute Beugungsmuster zu erreichen, war es notwendig, die Querschliffe durch Ionenätzen zu präparieren. Damit wurden das Fraunhofer-Institut für Keramische Technologie und Systeme in Dresden und das Institut für Werkstoff-Forschung des DLR in Köln betraut.

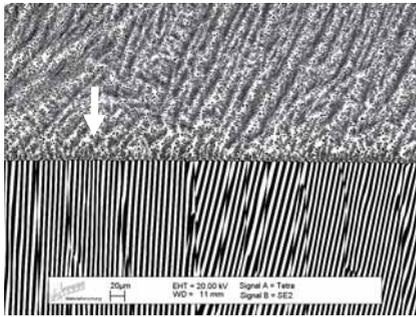
Zwei Orientierungsbeziehungen wurden identifiziert und der Klassifizierung von Bonnet folgend [Bonnet 1973] „Alpha 4“ und „Beta 6“ genannt. Sie sind in Tabelle 0.1 übersichtlich dargestellt. Die beiden Orientierungsbeziehungen sind benachbart (adjazent). Die gemeinsame Ebene der jeweils benachbarten Orientierungsbeziehung hat im kristallfesten Koordinatensystem eine deutlich andere Lage.

**Tabelle 0.1:** Nachgewiesene Orientierungsbeziehungen in gerichtet erstarrten Proben

Orientierungsbeziehung	Alpha 4	Beta 6
Gemeinsame Ebene	$(130)^{\text{Al}} // (100)^{\text{Al}_2\text{Cu}}$	$(111)^{\text{Al}} // (2-11)^{\text{Al}_2\text{Cu}}$
Gemeinsame Richtung	$[001]^{\text{Al}} // [001]^{\text{Al}_2\text{Cu}}$	$[-110]^{\text{Al}} // [120]^{\text{Al}_2\text{Cu}}$
Wachstumsrichtung*	$[001]^{\text{Al}}, [001]^{\text{Al}_2\text{Cu}}$	$\sim[617]^{\text{Al}}, \sim[378]^{\text{Al}_2\text{Cu}}$
Benachbarte Ebenen	$(111)^{\text{Al}}, (2-11)^{\text{Al}_2\text{Cu}}$	$(001)^{\text{Al}}, (001)^{\text{Al}_2\text{Cu}}$
Winkel zwischen den Normalen der benachbarten Ebenen	$6^\circ 15'$	$6^\circ 15'$

\* Die angegebene Wachstumsrichtung liegt nicht zwangsläufig in Erstarrungsrichtung

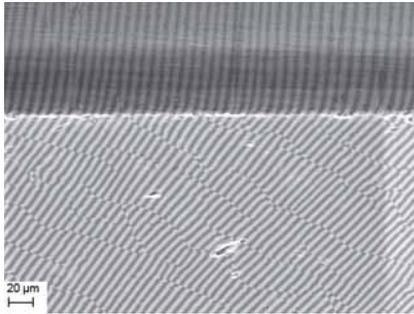
Körner gleicher Orientierungsbeziehung waren relativ zur Erstarrungsrichtung gut oder schlecht ausgerichtet, das heißt, die lamellaren Grenzflächen lagen parallel (gut) oder gekippt (schlecht) zur Probenlängsachse vor. „Beta 6“ Körner wurden deutlich häufiger vorgefunden als „Alpha 4“ Körner, sie waren auch häufiger schlecht ausgerichtet. Abb. 0.2 zeigt die lamellare Struktur und Ausrichtung von „Beta 6“ Körnern in einer planar erstarrten Probe aus unterschiedlichen Perspektiven.



a.

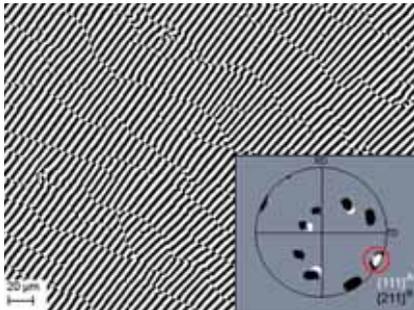
Abgeschreckte Erstarrungsfront in einer Probe der Legierung Al-17,5Cu-1,0Ag, die mit  $v=2,43 \mu\text{m/s}$  unter  $G=27 \times 10^3 \text{ K/m}$  gerichtet erstarrt wurde.

In den Körnern liegt die Orientierungsbeziehung „Beta 6“ vor. Das Korn links im Bild ist mit einem weißen Pfeil markiert und wird in (b) und (c) näher beschrieben.



b.

3D-Bild des lamellaren Gefüges in dem markierten Korn (a) an zwei senkrecht zueinander präparierten Schlifffebenen. In genau diesem Querschliff wurde die Kristallorientierung der beiden Phasen  $\alpha(\text{Al})$  und  $\text{Al}_2\text{Cu}$  mit Hilfe von EBSD gemessen (c).



c.

Die eingefügte Polfigur zeigt überlagert die  $\{111\}$  Pole des  $\alpha(\text{Al})$  und die  $\{211\}$  Pole der  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Phase. Der gemeinsame Pol ist rot markiert. Seine Lage fast auf dem Kreis der Polfigur zeigt, dass die lamellaren Grenzflächen nahezu parallel zur Probennormalen ausgerichtet sind. In der Schlifffebene weichen die Phasengrenzflächen von der Richtung der gemeinsamen Ebene um  $8\text{-}10^\circ$  ab.

**Abb. 0.2:** Rückstreuungsbilder des lamellaren eutektischen Gefüges nach gerichteter Erstarrung mit planarer Morphologie;  $\alpha(\text{Al})$ -schwarz,  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -weiß: Hervorgehoben und mit einem weißen Pfeil markiert (a) ist ein Korn der Orientierungsbeziehung „Beta 6“, dessen Lamellen nahezu perfekt in Probenlängsachse ausgerichtet sind. Andere „Beta 6“ Körner weisen gekippte Lamellen auf, ein klares Indiz für anisotrope Eigenschaften der lamellaren Phasengrenzflächen für die Orientierungsbeziehung „Beta 6“. Ein Netzwerk von Liniendefekten (Versatzlinien) durchzieht das lamellare Gefüge. Sie entstehen, neuesten Forschungsergebnissen zufolge [Akamatsu 2004b, Parisi 2008], durch eine Zick-Zack Instabilität. Das charakteristische Merkmal des lamellaren eutektischen Gefüges ist der Lamellenabstand und dessen Verteilung.

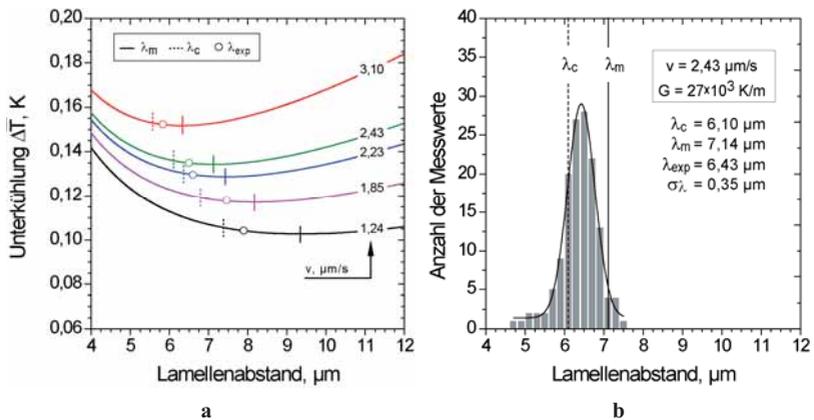
## 0.1 Selektion lamellarer Abstände in Al-17,5Cu-1,0Ag

Die Entwicklung lamellarer Abstände als Funktion der Erstarrungsgeschwindigkeit wurde in einer monovarianten Legierung untersucht, nämlich in Al-17,5Cu-1,0Ag. Über diese und andere monovariante Legierungen hat auch De Wilde berichtet [De Wilde 2005], allerdings ohne auf die Selektion der Abstände näher einzugehen.

In der Legierung Al-17,5Cu-1,0Ag wurde reguläres gekoppeltes Wachstum mit planarer Erstarrungsfront erzeugt, wenn für den experimentell bestimmten und konstanten Wert des Temperaturgradienten  $G = 27 \times 10^3$  K/m, die Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  im Bereich von 0,6 bis 3,1  $\mu\text{m/s}$  lag. Fünf Experimente mit unterschiedlicher Erstarrungsgeschwindigkeit wurden durchgeführt und ausgewertet, um die Verteilung lamellarer Abstände zu bestimmen und mit der Jackson-Hunt Theorie [Jackson 1966] zu vergleichen. Die Untersuchung wurde gezielt an gut ausgerichteten „Beta 6“ Körnern gemacht, deren lamellare Struktur axisymmetrisch war oder nur leicht davon abwich. Es wurde gezeigt, dass für die silberarme Legierung Al-17,5Cu-1,0Ag auf ternäre Modellerweiterungen [De Wilde 2004, De Wilde 2005] verzichtet werden darf; die Jackson-Hunt Konstante  $K_{\text{JH}}$  beträgt nach beiden Modellen rund 124  $\mu\text{m}^3/\text{s}$ .

Die Verteilung lamellarer Abstände wurde gemessen und mit dem jeweils berechneten Lamellenabstand für das Wachstum bei minimaler Unterkühlung  $\lambda_{\text{m}} = (K_{\text{JH}}/v)^{0,5}$  verglichen. Das experimentell bestimmte Spektrum dynamisch stabiler Lamellenabstände reichte jeweils von  $\sim 0,7 \lambda_{\text{m}}$  bis  $\sim 1,1 \lambda_{\text{m}}$ . Diese auffällig kleinen Lamellenabstände sollten der klassischen Jackson-Hunt Theorie zufolge instabil sein. Erst kürzlich wurde theoretisch begründet, dass sie stabil sind, wenn für die Bewegung der Tripelpunkte auch eine laterale Komponente berücksichtigt wird [Akamatsu 2004a, Karma 2004]. Die untere Stabilitätsgrenze des lamellaren gekoppelten Wachstums wird dann durch den kritischen Abstand  $\lambda_{\text{c}} < \lambda_{\text{m}}$  beschrieben. Der Unterschied zwischen  $\lambda_{\text{c}}$  und  $\lambda_{\text{m}}$  wird größer, je höher der Temperaturgradient  $G$  und je geringer die Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  ist, also je höher das  $(G/v)$ -Verhältnis ist. Für monovariante Eutektika, deren Stabilität begrenzt ist, ist darauf umso mehr zu achten. Der kritische Lamellenabstand  $\lambda_{\text{c}}$  wurde nach [Karma 2004] für die vorliegenden Experimente berechnet. Dabei muss darauf hingewiesen werden, dass in die Berechnung von  $\lambda_{\text{c}}$  eine Konstante eingeht, deren Wert  $A=0,15$  aus der Bewegung der Tripelpunkte in isotropen oder nahezu isotropen Eutektika bestimmt wurde. Ob und wie stark anisotrope Effekte diesen Wert beeinflussen, ist zum Zeitpunkt unbekannt.

Abb. 0.3 fasst die wichtigsten Ergebnisse zusammen. Dargestellt sind berechnete Wachstumskurven für die experimentell vorliegenden Erstarrungsgeschwindigkeiten  $v$ . Sie zeigen die mittlere Unterkühlung der eutektischen Erstarrungsfront als Funktion des Lamellenabstands (Abb. 0.3a). Eingezeichnet sind  $\lambda_m$  und  $\lambda_c$ , sowie der Medianwert der gemessenen Lamellenabstandsverteilung  $\lambda_{exp}$ . Abb. 0.3 b zeigt am Beispiel des Experiments für  $v=2,43 \mu\text{m/s}$  auch die experimentell bestimmte Verteilung der lamellaren Abstände im Vergleich zu berechneten Werten von  $\lambda_m$  und  $\lambda_c$ . Tabelle 0.2 fasst die gemessenen und berechneten Werte für alle Experimente zusammen.



**Abb. 0.3:** Lamellare Abstände in Al-17,5Cu-1,0Ag als Funktion der Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  nach gerichteter Erstarrung unter einem Temperaturgradienten  $G = 27 \times 10^3 \text{ K/m}$ : Dargestellt sind berechnete Wachstumskurven (a) und die experimentell bestimmten mittleren Lamellenabstände im Vergleich zu den berechneten Größen  $\lambda_m$  und  $\lambda_c$ . Für eines der Experimente ist die gemessene Lamellenabstandsverteilung dargestellt (b).

Die Medianwerte der Lamellenabstandsverteilung  $\lambda_{exp}$  liegen jeweils nahe an  $\lambda_c$  und signifikant unterhalb des Lamellenabstands für das Wachstum bei minimaler Unterkühlung  $\lambda_m$ . Rund 20 % aller gemessenen Abstände unterschreiten  $\lambda_c$ , wie aus der Lamellenabstandsverteilung für  $v=2,43 \mu\text{m/s}$  hervorgeht. Das deutet auf die Dynamik des eutektischen Wachstums in voluminösen Proben hin: Ein kontinuierlicher Prozess der Lamellen-Eliminierung und -Entstehung ist dafür verantwortlich, dass  $\lambda_c$  wiederholt, zeitlich und räumlich verteilt unterschritten wird, wobei im gesamten eutektischen Muster ein dynamisch stabiler Zustand nahe  $\lambda_c$  erhalten bleibt. Welche Rolle die Versatzlinien dabei spielen ist beim heutigen Stand der Wissenschaft nicht endgültig klar.

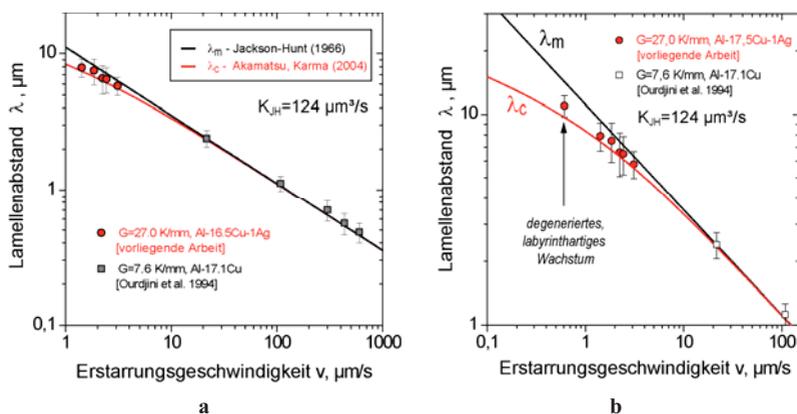
Das stimmt mit Beobachtungen von [Akamatsu 2004 a] gut überein, dahingehend, dass ein 2D-Feld eutektischer Lamellen aus einem instabilen Zustand mit  $\lambda < \lambda_c$  in einen stabilen Zustand relaxiert, der tatsächlich nahe bei  $\lambda_c$  liegt.

**Tabelle 0.2:** Experimentell bestimmte lamellare Abstände in Al-17,5Cu-1,0Ag im Vergleich zu berechneten Werten für  $\lambda_c$  und  $\lambda_m$ .

Probe	Geschwindigkeit	Experimentelle Lamellenabstände			Berechnete Größen	
		$\lambda_{\min}$ $\mu\text{m}$	$\lambda_{\text{exp}}, \sigma_\lambda$ $\mu\text{m}$	$\lambda_{\max}$ $\mu\text{m}$	$\lambda_c$ $\mu\text{m}$	$\lambda_m$ $\mu\text{m}$
Nr.	v $\mu\text{m/s}$					
1	1,42	5,8	$7,9 \pm 0,5$	9,0	7,4	9,3
2	1,85	5,6	$7,5 \pm 0,6$	8,8	6,8	8,2
3	2,23	5,2	$6,6 \pm 0,5$	8,3	6,3	7,5
4	2,43	4,8	$6,5 \pm 0,4$	7,5	6,1	7,1
5	3,10	4,8	$5,8 \pm 0,4$	6,5	5,6	6,3

Die oben beschriebene Selektion kleiner Abstände nahe  $\lambda_c$  und abweichend von der klassischen Jackson-Hunt Beziehung  $\lambda_m = (K_{\text{JH}}/v)^{0,5}$  lässt sich auch als  $\lambda_{\text{exp}} \cong (K_{\text{JH}}/v)^{0,47}$  formulieren. Schon Racek et al. [Racek 1974] verweisen auf Exponenten die kleiner als 0,5 sind, wenn metallische Eutektika mit besonders kleiner Geschwindigkeit erstarrt werden. Schlussfolgerungen von Walker et al. [Walker 2007], deren Experimentergebnisse für Al-17,4 Cu den hier erarbeiteten gut entsprechen, werden durch die vorliegenden Ergebnisse widerlegt. Während in [Walker 2007] der Wert der Konstanten  $K_{\text{JH}}$  verändert wird, um die experimentellen Messungen theoretisch zu erklären, ändert sich eigentlich der Wert des Exponenten wenn lamellare Abstände nach  $\lambda_c$  (hohe  $(G/v)$  Verhältnisse) statt  $\lambda_m$  (geringe  $(G/v)$  Verhältnisse) selektiert werden. Erst dadurch wird sichergestellt, dass andere, in der Literatur veröffentlichte Daten zur Lamellenselektion [Ourdjini 1994] sowie zu thermophysikalischen Eigenschaften [Zhang 2010] miteinander vereinbar sind und das Verhalten von Al-Al<sub>2</sub>Cu Eutektika für beliebige Erstarrungsbedingungen ( $G/v$ -Werte) konsistent beschreiben. Abb. 04 gibt hierzu den Überblick. Dargestellt sind die Ergebnisse dieser Arbeit, die von [Ourdjini 1994] veröffentlichten Daten sowie Modellrechnungen nach [Jackson 1966] für  $\lambda_m$  und nach [Akamatsu 2004a, Karma 2004] für  $\lambda_c$ .

In Abb. 0.4 a sind alle Daten über einen weiten Bereich von Erstarrungsgeschwindigkeiten eingetragen, während in Abb. 0.4 b der Bereich kleiner Erstarrungsgeschwindigkeiten hervorgehoben ist. Sie enthält einen zusätzlichen Messpunkt für  $v=0,61 \mu\text{m/s}$  der einem labyrinth-artigen Gefüge entspricht, über dessen Ursprung und Entwicklung im Rahmen dieser Arbeit nicht berichtet wurde. Der Messpunkt wurde hier hinzugefügt, weil er den berechneten Verlauf der  $\lambda_c$ -Kurve und die mit abnehmender Geschwindigkeit zunehmende Abweichung von der klassischen Jackson-Hunt Theorie unterstreicht. Die ausgesprochen gute Übereinstimmung zwischen den experimentellen Daten und dem neuesten  $\lambda_c$ -Modell spricht dafür, dass der Wert  $K_{\text{JH}}=124 \mu\text{m}^3/\text{s}$  verlässlich ist.



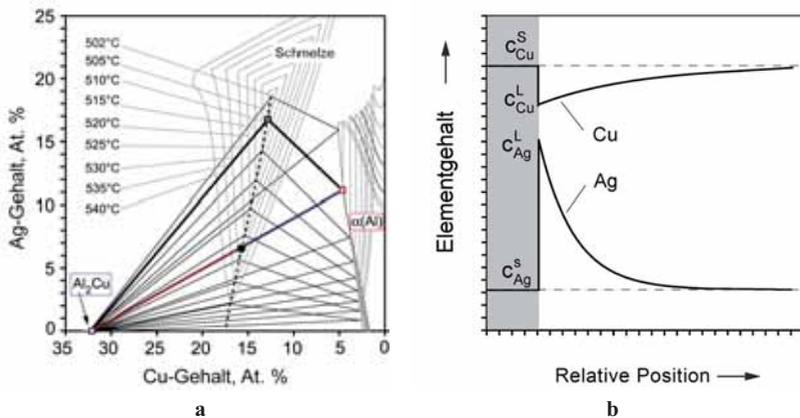
**Abb. 0.4:** Entwicklung lamellarer Abstände in Al–Al<sub>2</sub>Cu Eutektika als Funktion der Erstarrungsgeschwindigkeit in Al-17,5Cu-1,0Ag für hohe ( $G/v$ )-Werte und in Al-17,1Cu für geringe ( $G/v$ )-Werte [Ourdjini 1994]. Alle experimentellen Daten werden durch das neueste Modell des lamellaren Wachstums [Akamatsu 2004a und Karma 2004] sehr gut beschrieben (a), insbesondere auch im Bereich kleiner Erstarrungsgeschwindigkeiten (b).

## 0.2 Konstitutionelle Unterkühlung monovarianter Al-Al<sub>2</sub>Cu Eutektika

Grundsätzlich sind alle monovarianten Phasengleichgewichte mit Seigerung verbunden: Für monovariante Eutektika bedeutet dies, dass zusätzlich zu den phasenspezifischen Seigerungen, die jedes Eutektikum kennzeichnen und gekoppeltes Wachstum ermöglichen, eine integrale Seigerung der Legierungselemente vorliegt. Die chemische Zusammensetzung der Schmelze unterscheidet sich von der des eutektisch strukturierten Festkörpers, wenn beide miteinander im Gleichgewicht stehen. Eine monovariante eutektische Erstarrungsfront verhält sich diesbezüglich wie die einphasige Erstarrungsfront einer ternären Legierung. Dadurch sind konstitutionelle Unterkühlung [Tiller 1953, Coates 1968] und morphologische Übergänge [Mullins 1964, Plapp 1999] möglich.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden eine Reihe thermodynamischer Berechnungen gemacht, um die monovarianten Phasengleichgewichte zu bestimmen, wobei Thermo-Calc [Sundman 1985] und die Datenbank der Systems Al-Cu-Ag [Witusiewicz 2005] verwendet wurden. Sie zeigen, dass ein weites Spektrum von Legierungszusammensetzungen monovariant erstarrt. Es erstreckt sich von Al-17,7Cu-0,0Ag bis Al-12,8Cu-10,36Ag (Angaben in Atom %). Für höhere Silbergehalte ist anteilig mit der Bildung von Ag<sub>2</sub>Al zu rechnen, weil das Konodendreieck der invarianten eutektischen Reaktion ausgedehnt ist. Es ist hinreichend, eine exakt monovariante Legierungen anhand ihres Silbergehalts  $c_{Ag}$  zu beschreiben. Der Kupfergehalt berechnet sich als  $c_{Cu} \cong 17,72 - 0,332c_{Ag} + 0,003(c_{Ag})^2$ . Das Phasengleichgewicht an einer planaren, stationär fortschreitenden Erstarrungsfront kann für jede beliebige monovariante Legierung eindeutig berechnet werden. Es entspricht dem Konodendreieck für die Solidustemperatur der Legierung. Daraus lassen sich die integralen Verteilungskoeffizienten  $k_{Ag}$  und  $k_{Cu}$  berechnen. Die Steigung der eutektischen Rinne auf der Liquidusfläche lässt sich komponentenweise als  $M_{Ag}$  und  $M_{Cu}$  berechnen. Die Steigung der Rinne in der Umgebung der Solidustemperatur der monovarianten Legierung geht in die Berechnung der konstitutionellen Unterkühlung ein. Tatsächlich sind alle thermodynamisch relevanten Größen, auch die Steigung der Rinne betreffende, in der Schar von Konodendreiecken enthalten, die Abb. 0.5 a zeigt. Ein Konodendreieck ( $T=505^\circ\text{C}$ ) ist exemplarisch hervorgehoben. Es kennzeichnet das Phasengleichgewicht an einer planaren, stationär fortschreitenden eutektischen Erstarrungsfront für genau jene Legierung, die als Punkt markiert, auf dem Schnittpunkt zwischen der eutektischen Rinne und der Konode  $\alpha(\text{Al}) - \text{Al}_2\text{Cu}$  liegt.  $T=505^\circ\text{C}$  ist demnach die Solidustemperatur dieser Legierung. Entlang der Konode gilt das Hebelgesetz. Dadurch sind die Konstitution der

festen Phasen und die des eutektischen Festkörpers vollständig definiert. Die chemische Zusammensetzung der Schmelze ist ebenfalls thermodynamisch bestimmt und entspricht dem der Konode gegenüberliegenden Eckpunkt des Konodendreiecks. Daraus folgt, dass an der eutektischen Erstarrungsfront jeder monovarianten Al-Cu-Ag Legierung beide Legierungselemente, Silber und Kupfer, integral und mit jeweils legierungsspezifischen Verteilungskoeffizienten  $k_{Ag} < 1$  und  $k_{Cu} > 1$  geseigert werden. Ob und unter welchen Erstarrungsbedingungen daraus konstitutionelle Unterkühlung entsteht, hängt von dem Stofftransport in der Schmelze ab. Abb. 0.5 b illustriert die Elementverteilung an einer planaren, stationär fortschreitenden Erstarrungsfront, wenn dem Stofftransport in der Schmelze allein Diffusion zugrunde gelegt wird.



**Abb. 0.5:** Konodendreiecke (a) beschreiben die Gleichgewichtskonstitution monovarianter Al-Cu-Ag Legierungen sowohl phasenspezifisch als auch integral. Im Kontext der planaren Erstarrung ist das der Solidustemperatur einer Legierung entsprechende Konodendreieck relevant. Beide Komponenten Ag und Cu werden an der Erstarrungsfront geseigert und diffundieren unterschiedlich schnell in die Schmelze, z.B.  $D_{Cu} \cong 3,5 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$  und  $D_{Ag} \cong 1,0 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$  (b)

In dieser Arbeit wurde von diffusivem Stofftransport in der Schmelze ausgegangen, weil die Dichteschichtung in der Schmelze vor einer fortschreitenden Erstarrungsfront thermodynamisch stabil ist, wenn die Erstarrung entgegen der Schwerkraft erfolgt. Es wurden temperaturabhängige Diffusionskoeffizienten verwendet, um der Tatsache Rechnung zu tragen, dass die Solidustemperatur mit steigendem Silbergehalt der Legierung zunächst steil und dann flach von rund 547°C auf 502°C abfällt. Für das Legierungselement Kupfer konnte auf Literaturdaten zurückgegriffen werden [Zhang 2010], für Silber wurden

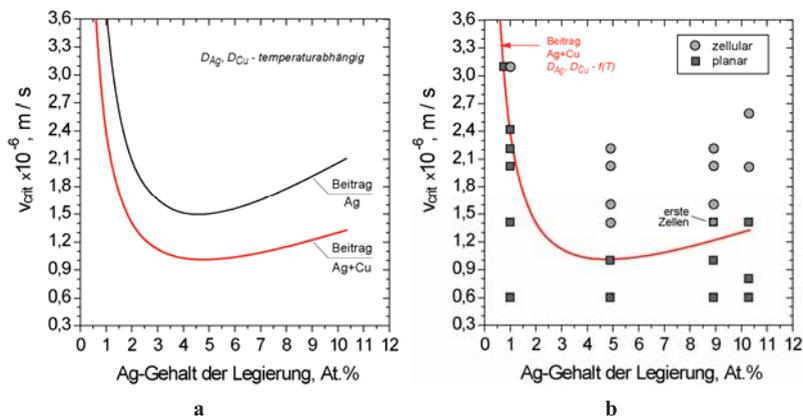
Interdiffusionskoeffizienten aus EDX-Messungen abgeschätzt. Damit sind einige Probleme verbunden, die sich primär durch den Vorgang des Abschreckens erklären lassen. Sie wurden ausführlich dargestellt und diskutiert.

Unter Verwendung der thermodynamischen berechneten Größen und der Diffusionskoeffizienten in der schmelzflüssigen Phase wurde die konstitutionelle Unterkühlung nach [Coates 1969] bestimmt, die sich als kritisches  $(G/v)$ -Verhältnis und für  $G=27 \times 10^3$  K/m als kritische Erstarrungsgeschwindigkeit angeben lässt:

$$\left(\frac{G}{v}\right)_{crit} = \frac{M_{Ag} \cdot c_{Ag} \cdot (k_{Ag} - 1)}{D_{Ag} \cdot k_{Ag}} + \frac{M_{Cu} \cdot c_{Cu} \cdot (k_{Cu} - 1)}{D_{Cu} \cdot k_{Cu}}$$

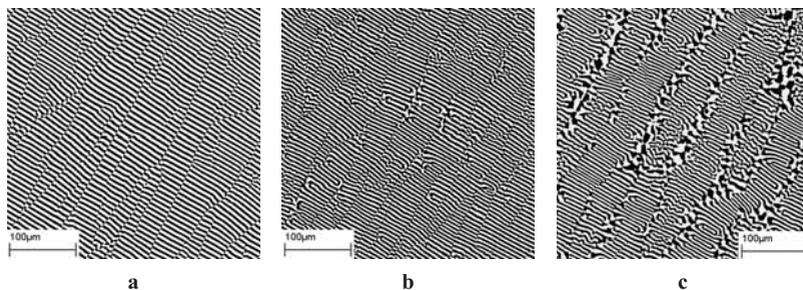
Dieses einfache Modell beschreibt die Stabilitätsgrenze des planaren eutektischen Wachstums hinreichend gut. Kapillar stabilisierende Effekte [Mullins 1964, Sekerka 1968] sind nur für extrem geringe Konzentrationen der dritten Legierungskomponente signifikant [Plapp 1999].

Abb. 0.6 a zeigt den berechneten Verlauf der kritischen Geschwindigkeit als Funktion des Silbergehalts monovarianter Al-Cu-Ag Legierungen und weist den Beitrag des Silbers auch gesondert aus. Daraus lässt sich abschätzen, welcher Fehler entsteht, wenn nur die dominant seigernde Komponente Silber betrachtet wird. Abb. 0.6 a zeigt deutlich, dass die Stabilität des planaren Wachstums in monovarianten Al-Cu-Ag Legierungen extrem begrenzt ist. Das relativ flache Minimum der kritischen Geschwindigkeit für Silbergehalte von 4,5 bis 5,0 At.% ist ein thermodynamisch begründetes Merkmal des Systems Al-Cu-Ag. In Abb. 0.6 b sind die Ergebnisse der Experimente eingetragen, die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurden, um das Modell der konstitutionellen Unterkühlung zu überprüfen. Es handelt sich um Proben mit definierter chemischer Zusammensetzung, die mit konstanter Erstarrungsgeschwindigkeit prozessiert und abgeschreckt wurden. Anhand der Erstarrungsgefüge wurden sie jeweils als planar oder zellular identifiziert und als Punkt in das Stabilitätsdiagramm eingetragen. Das Modell der konstitutionellen Unterkühlung hält dieser punktuellen Überprüfung gut stand. Weiterführende Überprüfungen müssen dynamischer Natur sein und einen Geschwindigkeitssprung von  $v_1 < v_{crit} < v_2$  beinhalten, um die Destabilisierung der planaren Erstarrungsfront im Detail zu untersuchen. Solche Experimente können anhand der vorliegenden Ergebnisse gezielt geplant werden.



**Abb. 0.6:** Stabilitätsgrenze des planaren eutektischen Wachstums für monovariante Al-Cu-Ag Legierungen nach dem Modell der konstitutionellen Unterkühlung [Coates 1969]: Die kritische Geschwindigkeit wurde für den Wert des Temperaturgradienten  $G = 27 \times 10^3$  K/m berechnet (a). Experimentelle Ergebnisse dieser Arbeit (b) sind mit dem Modell gut vereinbar.

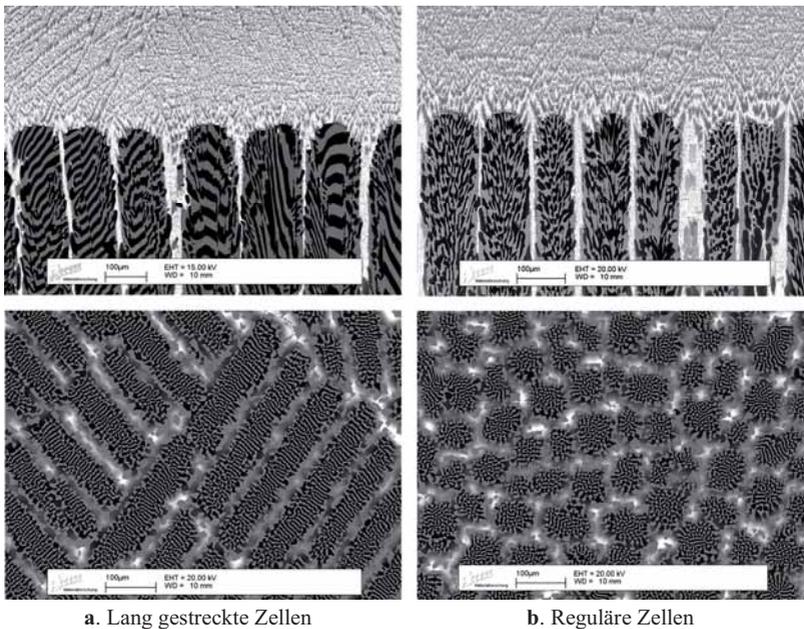
Erste transiente Experimente wurden durchgeführt und zeigen, dass die Destabilisierung der eutektischen Erstarrungsfront entlang der Versatzlinien erfolgt, die das lamellare Muster durchziehen, wie in Abb. 0.7 dargestellt ist. Oszillatorische Instabilitäten, auf die [Plapp1999] hinweist, begleiten die morphologische Destabilisierung.



**Abb. 0.7:** Morphologischer Aufbruch in Al-17,5Cu-1,0 während eines transienten Erstarrungsexperiments, das einen Geschwindigkeitssprung beinhaltet. Die Bilderserie zeigt das sukzessive Aufbrechen der lamellaren eutektischen Struktur als Funktion der relativen Position und der lokalen Geschwindigkeit (a)  $z=0$ ,  $v=2,0 \mu\text{m/s}$ ; (b)  $z=2,1$  mm,  $v=2,6 \mu\text{m/s}$  und (c)  $z=2,5$  mm,  $v=2,8 \mu\text{m/s}$ . Die lokale Geschwindigkeit wurde mit Hilfe der Ultraschall-Puls-Echo Methode gemessen [Drevermann].

### 0.3 Zellulare Erstarrung monovarianter Al–Al<sub>2</sub>Cu Eutektika

Nach dem frühen Stadium der Destabilisierung entlang der Versatzlinien verhalten sich Körner der „Beta 6“ und „Alpha 4“ Orientierungsbeziehung unterschiedlich: Voll entwickelte Zellen in „Beta 6“ sind lang gestreckt und behalten im Wesentlichen eine lamellare Substruktur. In „Alpha 4“ Körnern erscheinen voll entwickelte Zellen quadratisch und auch das zellulare Muster hat eine quadratische Ordnung. Innerhalb dieser, in Anlehnung an Morris [Morris1969] regulär genannten Zellen, ist die eutektische Substruktur tendenziell zum Zellrand hin ausgerichtet aber in der Zellmitte ungeordnet. Beide Zelltypen kommen grundsätzlich in einer polykristallinen Probe vor, beide können stabil wachsen und räumlich ausgedehnte zellulare Muster ergeben. Einen repräsentativen Überblick bietet Abb. 0.8.



a. Lang gestreckte Zellen

b. Reguläre Zellen

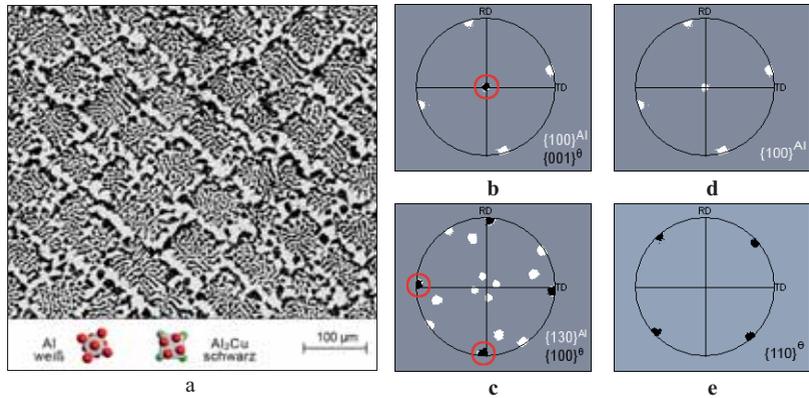
**Abb. 0.8:** Eutektische Zellen in Al-16,2Cu-4,9Ag nach gerichteter Erstarrung im Temperaturgradienten  $G = 27 \times 10^3$  K/m. Lang gestreckte (a) und reguläre (b) Zellen entsprechen den Orientierungsbeziehungen „Beta 6“ (a) beziehungsweise „Alpha 4“ (b).

Insgesamt bestätigt sich dadurch ein generisches Merkmal zellularen Wachstums. Wie Kopczynski, Rappel und Karma für einphasig erstarrende Legierungen zeigten [Kopczynski 1996], ist kristalline Anisotropie erforderlich, um stabiles zelluläres Wachstum zu ermöglichen. Dem entspricht die Beobachtung, dass isotope [Plapp2002] oder nahezu isotope Eutektika [Akamatsu 2000] keine Zellen, sondern sogenannte „eutektische Kolonien“ bilden.

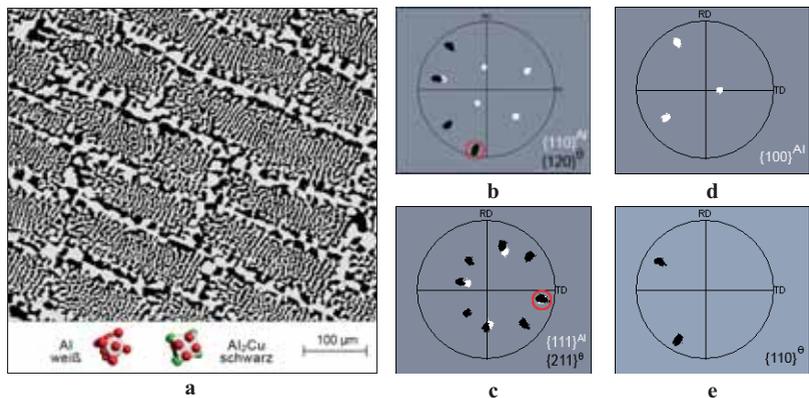
EBSD Messungen der Kristallorientierung beider Phasen  $\alpha(\text{Al})$  und  $\text{Al}_2\text{Cu}$  in zellulären Körnern einer gerichtet erstarrten Probe der Legierung  $\text{Al-16,2Cu-4,9Ag}$  ( $v = 2,0 \mu\text{m/s}$ ) führen zu weiteren Erkenntnissen.

In beiden Korntypen bleibt die ursprüngliche Orientierungsbeziehung erhalten, aber in „Alpha 4“ Körnern und nur in diesen, lösen sich die lamellaren Phasengrenzflächen vollständig von der Orientierungsbeziehung. Die Grenzflächen zwischen  $\alpha(\text{Al})$  und  $\text{Al}_2\text{Cu}$  verhalten sich für diese Orientierungsbeziehung nahezu isotrop und werden an der gekrümmten zellulären Erstarrungsfront frei beweglich. Reguläre Zellen wachsen dennoch anisotrop: Ihr Wachstum wird von der kinetischen Anisotropie der fest-flüssig Phasengrenzfläche der  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Phase bestimmt und von den  $\{110\}$ -Ebenen dieser Phase geprägt. Diese Ebenen zeichnen sich durch eine besonders kleine Anlagerungsenergie aus und stellen dominante Facetten bei der primären Erstarrung von  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Kristallen aus der Schmelze dar [Hamar 1981]. Entsprechend liegen die Zellränder parallel zu den  $\{110\}$ -Ebenen der  $\text{Al}_2\text{Cu}$  Phase und weisen eine vierzählige Symmetrie auf. In Abb. 0.9 sind diese Merkmale regulärer Zellen anhand eines EBSD-Mappings klar zu erkennen.

Demgegenüber stellt sich die „Beta 6“ Orientierungsbeziehung als stark anisotrop dar. Die lamellaren Grenzflächen können sich nicht von der Orientierungsbeziehung lösen und prägen dadurch die lang gestreckte Morphologie der Zellen. Die  $\{110\}$ - Ebenen der  $\text{Al}_2\text{Cu}$  Phase stellen sicherlich auch für lang gestreckte Zellen Vorzugsebenen dar aber eine vollkommene Ausrichtung der Zellen entlang dieser Ebenen wird durch die kristallographisch verankerten fest-fest Phasengrenzflächen verhindert. Nur stellenweise wird eine Fragmentierung lang gestreckten Zellen beobachtet. Abb. 0.10 zeigt diese Merkmale lang gestreckter Zellen anhand der Ergebnisse eines EBSD-Mappings. Ob die Fragmentierung lang gestreckter Zellen mit steigender Erstarrungsgeschwindigkeit zunimmt, wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht untersucht. Möglicherweise wird die dadurch zunehmende Krümmung der Zellspitzen so dominant, dass auch in „Beta 6“ Körnern die kristallographische Verankerung gelöst wird.



**Abb. 0.9:** Reguläre Zellen der Orientierungsbeziehung „Alpha 4“: (a) EBSD Mapping-Bereich mit  $\alpha(\text{Al})$  – weiß,  $\text{Al}_2\text{Cu}$  – schwarz; (b, c) gemeinsame Richtung und Ebene der Orientierungsbeziehung „Alpha 4“; (d) Polfigur für  $\{100\}\text{Al}$  und (e) Polfigur für  $\{110\}\text{Al}_2\text{Cu}$ . Die Zellgrenzen sind entlang der  $\{110\}$  Ebenen der  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Phase ausgerichtet und die fest-fest Phasengrenzflächen sind nicht an die Orientierungsbeziehung gebunden.



**Abb. 0.10:** Lang gestreckte Zellen der Orientierungsbeziehung „Beta 6“: (a) EBSD Mapping-Bereich mit  $\alpha(\text{Al})$  – weiß,  $\text{Al}_2\text{Cu}$  – schwarz; (b, c) gemeinsame Richtung und Ebene der Orientierungsbeziehung „Beta 6“; (d) Polfigur für  $\{100\}\text{Al}$  und (e) Polfigur für  $\{110\}\text{Al}_2\text{Cu}$ . Die Zellgrenzen sind nicht entlang der  $\{110\}$  Ebenen der  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Phase ausgerichtet und die fest-fest Phasengrenzflächen sind an die Orientierungsbeziehung gebunden.

Die vorliegenden Ergebnisse verweisen eindrücklich auf die Bedeutung anisotroper Eigenschaften der fest-fest und fest-flüssig Phasengrenzflächen und insbesondere auf das Wechselspiel zwischen kristalliner (fest-fest) und kinetischer (fest-flüssig) Anisotropie während des zellularen Wachstums monovarianter Al–Al<sub>2</sub>Cu Eutektika. Die experimentellen Beobachtungen motivieren zu weiterführenden Experimenten und ergänzenden Simulationen. Analytische Modelle zellularen Wachstums [Himemiya 1999] sind dafür nur begrenzt geeignet.

#### **0.4 Zusammenfassung und Ausblick**

Die vorliegende Arbeit widmete sich der Gefügebildung während der gerichteten Erstarrung monovarianter Al–Al<sub>2</sub>Cu Eutektika in ternären Al-Cu-Ag Legierungen und polykristallinen Proben. Es wurde ausschließlich das gekoppelte Wachstum der beiden festen Phasen  $\alpha(\text{Al})$  und Al<sub>2</sub>Cu untersucht, das in monovarianter eutektischer Reaktion erfolgt. Die Grenzen des gekoppelten Wachstums und entkoppelte Gefügestrukturen, auf die McCartney hingewiesen hat [McCartney 1980 a, b], wurden nicht behandelt. Im Vordergrund standen (i) die Selektion lamellarer Abstände während der konstitutionell stabilen Erstarrung mit planarer Erstarrungsfront; (ii) die konstitutionelle Unterkühlung und morphologische Destabilisierung der planaren Erstarrungsfront und schließlich (iii) die Entwicklung eutektischer Zellen. Das Legierungssystem Al-Cu-Ag wurde aufgrund der reichhaltigen Literatur zum eutektischen Wachstum in binären Al-Cu Legierungen ausgewählt und vor allem, weil eine systematische Analyse möglicher Orientierungsbeziehungen zwischen dem kubisch flächenzentrierten Aluminium und der tetragonalen Al<sub>2</sub>Cu Phase vorlag [Bonnet 1973] sowie die thermodynamische Beschreibung des ternären Legierungssystems [Witusiewicz 2005].

Es wurde gezeigt, dass die Stabilität einer planaren Erstarrungsfront in monovarianten Al-Cu-Ag Legierungen durch konstitutionelle Unterkühlung deutlich begrenzt ist und planare Erstarrung nur unter hohen (G/v)-Bedingungen erfolgt. Das Modell der konstitutionellen Unterkühlung [Coates 1969] hält einer punktuellen Überprüfung durch stationäre Erstarrungsexperimente im Bridgman-Verfahren gut stand. Die kritische Geschwindigkeit liegt für den experimentell bestimmten Temperaturgradienten von  $G=27 \times 10^3$  K/m bei wenigen  $\mu\text{m/s}$ , sobald der Silbergehalt der Legierung größer als 0,5 At. % ist.

Der geringen Stabilität entsprechend, war das Spektrum der Erstarrungsgeschwindigkeiten auf  $v \leq 3,0 \mu\text{m/s}$  beschränkt, um in der Legierung Al-17,5Cu-1,0Ag die Entwicklung lamellarer Abstände als Funktion der Erstarrungsgeschwindigkeit zu untersuchen. Die experimentell beobachtete Selektion ungewöhnlich kleiner Abstände ist mit der klassischen Jackson-Hunt Theorie [Jackson 1966] nicht vereinbar. Sie entspricht aber neuesten Erkenntnissen sehr gut [Akamatsu 2004a, Karma 2004], die aus der Analyse der Bewegung eutektischer Tripelpunkte entwickelt wurden. Leider sind die Tripelpunkte in Al-Al<sub>2</sub>Cu Eutektika einer direkten Beobachtung nicht zugänglich, zumindest nicht im Rahmen der heute möglichen experimentellen Methoden. Numerische Methoden sind in dieser Hinsicht viel versprechender. Damit wurden bisher ausschließlich Eutektika mit isotropen Eigenschaften der fest-fest und fest-flüssig Phasengrenzflächen untersucht [Plapp 2002, Plapp 2007].

Oberhalb der Stabilitätsgrenze des planaren Wachstums entwickeln sich eutektische Zellen. Nach einem frühen Stadium der Destabilisierung entlang der Versatzlinien wachsen eutektische Zellen stabil und die zellulare Morphologie hängt von der Orientierungsbeziehung eines eutektischen Korns ab. Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit sind diesbezüglich sehr aufschlussreich: In „Alpha 4“ Körnern, und nur in diesen, lösen sich die lamellaren Phasengrenzflächen während der Zellbildung vollständig von der Orientierungsbeziehung. Die voll entwickelten, regulären Zellen weisen eine vierzählige Symmetrie auf, die den {110}-Ebenen der Al<sub>2</sub>Cu-Phase entspricht und durch die kinetische Anisotropie der fest-flüssig Phasengrenzfläche der Al<sub>2</sub>Cu-Phase geprägt wird. Die {110}-Ebenen der Al<sub>2</sub>Cu-Phase sind als Ebenen mit geringer Anlagerungsenergie bekannt [Hamar 1981]. In Körnern der Orientierungsbeziehung „Beta 6“ bleiben die lamellaren Grenzflächen kristallographisch verankert und behindern die Bildung regulärer, entlang  $\{110\}^{\text{Al}_2\text{Cu}}$  ausgeprägter Zellen.

In der vorliegenden Arbeit wurden die wichtigsten Aspekte des gekoppelten Wachstums monovarianter Al–Al<sub>2</sub>Cu Eutektika in Al-Cu-Ag Legierungen untersucht und anhand von Erstarrungsexperimenten und -modellen analysiert. Die Ergebnisse führten zu einem konsistenten Verständnis der Lamellenabstandsselektion während der planaren Erstarrung und der morphologischen Destabilisierung am Übergang von planarer zu zellulärer Erstarrung. Neue Erkenntnisse, das Wachstum eutektischer Zellen betreffend, verweisen eindrücklich auf die Rolle der Anisotropie der fest-fest und fest-flüssig Phasengrenzflächen. Sie zeigen insbesondere, dass der Orientierungsbeziehung „Alpha 4“  $(130)^{\text{Al}} // (100)^{\text{Al}_2\text{Cu}}$ ,  $[001]^{\text{Al}} // [001]^{\text{Al}_2\text{Cu}}$  nahezu isotrope Eigenschaften der fest-fest Phasengrenzflächen

entsprechen, und dass sich in diesem Fall lamellare Grenzflächen von der kristallographischen Verankerung lösen sobald die Zellbildung einsetzt.

Aufgrund der vorliegenden Ergebnisse lassen sich für zukünftige Arbeiten drei Forschungsthemen definieren, die für das weitere Verständnis des Wachstums monovarianter Eutektika zielführend sind und dabei neue Perspektiven für die gegenwärtige Materialforschung [Asta 2009] eröffnen.

(a) Es ist notwendig, die fest-fest Grenzflächen zwischen  $\alpha(\text{Al})$  und  $\text{Al}_2\text{Cu}$  umfassend zu charakterisieren und ihren Aufbau sowie ihre anisotropen Eigenschaften in Abhängigkeit der Orientierungsbeziehung herauszuarbeiten, um in Zukunft quantitative Analysen des anisotropen eutektischen Wachstums zu ermöglichen. Die Arbeit von Ho und Weatherly [Ho1975] zur Migrationsrate von Al-Al-Al<sub>2</sub>Cu Tripelpunkten kann als guter Ausgangspunkt für experimentelle Arbeiten dienen. Al-Al<sub>2</sub>Cu Eutektika könnten sich dann als ideale Systeme erweisen, um Grundlagen der Reifungsprozesse in anisotropen Systemen zu untersuchen, über deren aktuellen Stand in [Rohrer 2005] berichtet wird.

(b) Kornselektion, das heißt in diesem Fall die Selektion einer bestimmten Orientierungsbeziehung und Wachstumsrichtung, sollte für Al-Al<sub>2</sub>Cu Eutektika systematisch untersucht werden, um die Herstellung „einkristalliner“ Proben für Grundlagenforschungen im Bereich der Erstarrung aber auch im Bereich der elasto-plastischen, mechanischen Eigenschaften zweiphasiger Systeme [Bonnet 1997] zu vereinfachen. Ansätze dazu bieten Riquet und Durand [Riquet 1975c], allerdings erscheint die von ihnen vorgeschlagene Methode der wiederholten Erstarrung umständlich.

(c) Zelluläres Wachstum in monovarianten Al-Al<sub>2</sub>Cu Eutektika sollte weiterführend analysiert werden, insbesondere für hohe Erstarrungsgeschwindigkeiten und bis hin zur Bildung dendritenähnlicher, zweiphasiger Strukturen. Monovariante Al-Cu-Ag Legierungen bieten sich als Modellsysteme an, um die Rolle schwacher und starker Anisotropie durch theoretische Modelle und Phasenfeldmodelle zu ergründen und experimentell zu überprüfen.

Tatsächlich stellen monovariante Al-Cu-Ag Legierungen gute metallische Modell-Legierungen dar, auch über den hier abgesteckten Rahmen hinaus. Mit Ausnahme der unter (a) genannten Eigenschaften der fest-fest Grenzflächen erscheint die Datenlage konsistent: thermodynamische Daten sind verlässlich, Daten zur Energie der fest-flüssig Phasengrenzflächen liegen ebenfalls vor [Jones 2007, Gündüz 1985, Bulla 2007, Hamar 1981] und Diffusion in ternären Schmelzen wird zurzeit erarbeitet [Griesche 2010].