

Technische Universität Ilmenau
Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik
Institut für Werkstofftechnik
Fachgebiet Werkstoffe der Elektrotechnik
Werkstoffwissenschaft

M. Sc. Thomas K. Stürzel

Dissertation

„Maßnahmen zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften von Recycling Al-Druckgusslegierungen für Powertrain-Anwendungen“

Tag der Ausgabe: 01.04.2015

Daimler AG, Research and Development Ulm
Materials & Components for Future Powertrain
MBC Development
Gasoline and Hybrid Powertrains
89081 Ulm, Wilhelm-Runge-Straße 11

Tag der Einreichung: 08.03.2018

Tag der nichtöffentlichen Aussprache: 07.11.2018

Tag der öffentlichen Aussprache: 07.11.2018

Verantwortlicher Hochschullehrer: Prof. Dr.-Ing. habil. Lothar Spieß (TU Ilmenau)

Erstgutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Lothar Spieß (TU Ilmenau)

Zweitgutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler
(Universität Rostock)

Drittgutachter: Dr.-Ing. Patrick Izquierdo (Daimler AG)

- Leerseite -

I. Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Doktorandenzeit bei der Daimler AG, innerhalb des Bereichs *Research and Development, Ulm, Materials & Components for Future Powertrain, Group Research, Sustainability*.

An dieser Stelle möchte ich mich besonders bei Herrn Michael Scheydecker für die sehr gute fachliche Beratung und die vielen anregenden Diskussionen über Ergebnisse und Hintergründe zur Thematik und bei Herrn Dr. Karl-Ludwig Weißkopf und Herrn Dr. Patrick Izquierdo für die Ermöglichung dieser Arbeit bedanken.

Ganz herzlich möchte ich mich bei allen Kollegen des Teams von Herrn Dr. Patrick Izquierdo und der gesamten Abteilung des Forschungszentrums für die tatkräftige Unterstützung, die vielen Anregungen und die gute Zusammenarbeit bedanken.

Besonderen Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Lothar Spieß für die Betreuung der Arbeit seitens der Technischen Universität Ilmenau.

Mein größter Dank gilt besonders meiner Ehefrau Melanie, meinen Eltern und meiner Schwester, die mich während dieser Zeit gefördert und unterstützt haben und mir damit die Verwirklichung dieser Arbeit ermöglicht haben.

„Curiositas Exordium Scientiae et Ambitio Initium Successus“

(Thomas Stürzel)

- Leerseite -

II. Inhaltsverzeichnis

I.	Danksagung	iii
II.	Inhaltsverzeichnis	v
III.	Abbildungsverzeichnis.....	ix
IV.	Tabellenverzeichnis	xv
V.	Abkürzungsverzeichnis.....	xviii
VI.	Formelzeichen und Symbolverzeichnis	xix
VII.	Chemische Elemente.....	xxiii
VIII.	Physikalische Einheiten	xxiv
IX.	Zusammenfassung.....	xxv
X.	<i>Abstract</i>	xxvii
1	Einleitung und Motivation	1
2	Aufgabenstellung	3
3	Stand des Wissens.....	5
3.1	Al-Druckguss-Verfahren und Besonderheiten.....	5
3.2	Mechanisches Verhalten allgemein	7
3.3	Einfluss hoher Erstarrungsgeschwindigkeit auf AlSi-Gussgefüge – <i>Jet-Cooling</i>	10
3.4	Recycling-Legierung 226D.....	12
3.5	Einflüsse von Legierungselementen	13
3.5.1	Silicium (Si)	15
3.5.2	Strontium (Sr).....	19
3.5.3	Eisen (Fe)	21
3.5.4	Mangan (Mn).....	22
3.5.5	Molybdän (Mo)	23
3.5.6	Kupfer (Cu)	24
3.5.7	Magnesium (Mg).....	25
3.5.8	Titan (Ti)	25
3.5.9	Nickel (Ni).....	26
3.6	Legierungssysteme	27
3.6.1	Al-Si-Fe-Mn.....	27
3.6.1.1	Al-Si-Fe.....	27
3.6.1.2	Al-Si-Mn	29
3.6.1.3	Al-Fe-Mn.....	31
3.6.1.4	Al-Si-Fe-Mn.....	31
3.6.2	Al-Si-Mg-Fe-Mn	35
3.6.2.1	Al-Si-Mg	35

3.6.2.2	Al-Fe-Mg.....	38
3.6.2.3	Al-Si-Mg-Fe	39
3.6.2.4	Al-Si-Mg-Mn.....	40
3.6.2.5	Al-Si-Mg-Fe-Mn	41
3.6.3	Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn	42
3.6.3.1	Al-Si-Cu	42
3.6.3.2	Al-Si-Cu-Mg	43
3.6.3.3	Al-Si-Cu-Fe	49
3.6.3.4	Al-Si-Cu-Mn	50
3.6.3.5	Al-Si-Cu-Fe-Mn	51
3.6.3.6	Al-Si-Cu-Mg-Fe	51
3.6.3.7	Al-Si-Cu-Mg-Mn.....	51
3.7	Einfluss der Wärmebehandlung.....	52
4	Experimentelle Durchführung.....	57
4.1	Methoden	57
4.1.1	Legierungssimulation mit JMatPro®	57
4.1.2	Wärmebehandlung.....	60
4.1.3	Gefügeuntersuchungen Licht- und Rasterelektronenmikroskopie	60
4.1.4	Quasistatische mechanische Kennwerte.....	61
4.1.5	Dauerschwellfestigkeit bei erhöhter Temperatur	62
4.1.6	Dynamische Differenzkalorimetrie – <i>Differential Scanning Calorimetry</i>	62
4.1.7	Dilatometermessungen	63
4.1.8	Dichtebestimmung.....	64
4.1.9	Kerbschlagbiegeversuch.....	64
4.1.10	Brinell-Härte.....	65
4.1.11	Röntgendiffraktometrie	65
4.2	Simulative Legierungsoptimierung mit JMatPro® und DfSS	66
4.3	Grundlegende Elementeinflüsse auf intermetallische Phasen und mechanische Eigenschaften in sekundären Al-Legierungen Al226D	68
4.3.1	Grundlagenversuche in Dünnwand-Kokillenguss und JMatPro®	68
4.3.2	Einfluss von Mo im dickwandigen Kokillenguss und JMatPro®	69
4.4	Optimierung der T6red-Wärmebehandlung dickwandiger Al-Druckgussbauteile	70
4.5	Steigerung der mechanischen Eigenschaften von Druckgussbauteilen aus Recycling- Legierung Al226D	70
5	Ergebnisse	72
5.1	Simulative Legierungsoptimierung mit JMatPro® und DfSS	72

5.2	Grundlegende Elementeinflüsse auf intermetallische Phasen und mechanische Eigenschaften in sekundären Al-Legierungen Al226D	73
5.2.1	Grundlagenversuche in Dünnwand-Kokillenguss und JMatPro®	73
5.2.2	Einfluss von Mo im dickwandigen Kokillenguss und JMatPro®	86
5.3	Optimierung des T6red-Lösungsglühens dickwandiger Al-Druckgussbauteile	90
5.4	Steigerung der mechanischen Eigenschaften von Druckgussbauteilen aus Recycling-Legierung Al226D	96
5.4.1	Gefügesimulation mit JMatPro® und metallographische Schliffe.....	96
5.4.2	Röntgendiffraktometrie	101
5.4.3	Quasistatische mechanische Kennwerte und JMatPro®	104
5.4.4	Dauerschwellfestigkeit bei erhöhter Temperatur	111
5.4.5	Kerbschlagbiegeversuch.....	114
5.4.6	<i>Differential Scanning Calorimetry</i> und JMatPro® Ausscheidungssimulation	115
5.4.7	Irreversibles thermisches Wachstum.....	121
5.4.8	<i>Quality Index</i> und Korrelationen.....	125
6	Diskussion.....	129
6.1	Simulative Legierungsoptimierung mit JMatPro® und DfSS	129
6.2	Grundlegende Elementeinflüsse auf intermetallische Phasen und mechanische Eigenschaften in sekundären Al-Legierungen Al226D	130
6.2.1	Grundlagenversuche in Dünnwand-Kokillenguss und JMatPro®	130
6.2.2	Einfluss von Mo im dickwandigen Kokillenguss und JMatPro®	132
6.3	Optimierung des T6red-Lösungsglühens dickwandiger Al-Druckgussbauteile	134
6.4	Steigerung der mechanischen Eigenschaften von Druckgussbauteilen aus Recycling-Al-Legierungen	136
6.4.1	Gefügesimulation mit JMatPro®, metallographische Schliffe und XRD	136
6.4.2	Quasistatische mechanische Kennwerte und JMatPro®	139
6.4.3	Dauerschwellfestigkeit bei erhöhter Temperatur	143
6.4.4	Kerbschlagbiegeversuch.....	146
6.4.5	<i>Differential Scanning Calorimetry</i> und JMatPro® Ausscheidungssimulation	146
6.4.6	Irreversibles thermisches Wachstum.....	148
6.4.7	<i>Quality Index</i> und Korrelationen/Zusammenhänge.....	150
7	Zusammenfassung, Gesamtfazit und Ausblick	152
8	Thesen	156
XI.	Appendix A: Abbildungen Probenentnahme-Positionen	xxix
XII.	Appendix B: EDX-Mappings Versuchslegierungen.....	xxxix
XIII.	Appendix C: Simulative Legierungsoptimierung mit JMatPro® nach DfSS-Logik	xxxiv
XIV.	Appendix D: Löslichkeit der Vorlegierung AlMo10 in Schmelze Al226D.....	xlv

XV. Appendix E: JMatPro® Ausscheidungsberechnung	xlvi
XVI. Appendix F: Mappings aus Lösungsglühversuche	xlix
XVII. Appendix G: Vergleich <i>Quality Index</i>	lviii
XVIII. Literaturverzeichnis	lix
XIX. Betreute Abschlussarbeiten.....	lxviii
XX. Veröffentlichungen und Patente.....	lxix
XXI. Eidesstattliche Erklärung	lxx

III. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Hauptnutzungsbereiche von Al-Produkten in Europa im Jahr 2015 [1].	1
Abbildung 2: schematische Kurzform einer Al-Wertschöpfungskette mit Recycling-Kreislauf [1].	2
Abbildung 3: Entwicklungspyramide einer duktilen und höher-warmfesten Al-Recycling- Druckgusslegierung für Powertrain-Bauteile	4
Abbildung 4: Schematischer Ablauf des Druckgussprozesses, nach [13].	6
Abbildung 5: Darstellung der metallographischen Größenordnungen, welche jeweils die Eigenschaften in Al-Gussprodukten und -legierungen beeinflussen, nach [14].	7
Abbildung 6: Schematischer Aufbau einer <i>Jet-Cooling</i> -Anlage [17].	10
Abbildung 7: Ablauf des Kühl- und Reinigungsvorganges im <i>Jet-Cooling</i> -Kern [17].	11
Abbildung 8: Charakterisierung der in den Versuchsteilen gefundenen Bereiche unterschiedlicher Porosität [17].	11
Abbildung 9: Atomradien verschiedener Elemente im Vergleich zu Al, nach [22].	13
Abbildung 10: (a) Phasendiagramm des Zweistoffsystems Al-Si; (b) Ausschnitt des technisch relevanten Bereichs; nach [27].	16
Abbildung 11: Si-Fragmentierung einer AlSi10-Legierung bei verschiedenen Wärmebehandlungszeiten bei 500 °C mit Tiefätzung [35].	18
Abbildung 12: Desintegrationszeit des eutektischen Si für verschiedene Temperaturen und Radien der Si-Äste, nach [34].	18
Abbildung 13: Lichtmikroskopische Aufnahmen einer AlSi11Mg0,1-Legierung; (a) unveredelt, (b) mit 200 ppm Sr [41].	20
Abbildung 14: Graphische Verdeutlichung der veredelnd wirkenden Mechanismen von Sr, nach [37].	20
Abbildung 15: (a) Phasendiagramm von Al-Fe, nach [27] (b) berechneter Liquidus-Verlauf der Al- reichen Ecke des Systems Al-Fe-Si, nach [48, 49].	21
Abbildung 16: Lichtmikroskopische Aufnahmen intermetallischer Fe-haltiger Phasen in einer AlSi5Cu1Mg-Legierung: (a) β -Al ₅ FeSi, (b) chinesenschriftartige α -Al ₃ Fe ₂ Si [44].	22
Abbildung 17: Schrittweiser Mechanismus des Klebens von Al-Gussteilen in metallischen Dauerformen, nach [50].	22
Abbildung 18: Phasendiagramm von Al-Mn, nach [51] und lichtmikroskopische Aufnahme einer AlSi9Zn5MnMg-Legierung mit kompakter, blockiger α -Phase Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ [35].	23
Abbildung 19: Phasendiagramm von Al-Mo, nach [60] und Detailausschnitt, nach [52].	24
Abbildung 20: Lichtmikroskopische Aufnahmen einer Al-Mg-Si Legierung im Gusszustand mit (a) 0,008 wt% Ti und (b) 0,20 wt% Ti [71].	25
Abbildung 21: Phasendiagramm von Al-Ti, nach [67], und Detailausschnitt, nach [68].	26
Abbildung 22: Isopleth AlSi7-12Fe, nach JMatPro®.	28
Abbildung 23: berechneter Isopleth des Systems Al-Mn-Si bei 4 wt% Si, nach [84], und berechneter Liquidusverlauf des Systems Al-Mn-Si, nach [85].	30

Abbildung 24: Isoleth AlSi7-12Mn, nach JMatPro®.....	30
Abbildung 25: Isoleth AlMn0-0,6Fe, nach JMatPro®.....	31
Abbildung 26: Isolethe (a) AlSi8Mn0,2-0,5Fe; (b) AlSi9Mn0,2-0,5Fe; (c) AlSi10Mn0,2-0,5Fe, nach JMatPro®.....	34
Abbildung 27: Isoleth AlSi7-12Mg, nach JMatPro®.....	37
Abbildung 28: Isoleth AlFe0-1,2Mg, nach JMatPro®.....	38
Abbildung 29: Isoleth AlSi10Mg0,1-0,4Fe, nach JMatPro®.....	40
Abbildung 30: Isoleth AlSi10Mg0,1-0,4Mn, nach JMatPro®.....	41
Abbildung 31: Isoleth AlSi7-12Cu, nach JMatPro®.....	43
Abbildung 32: Isoleth AlSi8-10Cu1Mg, nach JMatPro®.....	45
Abbildung 33: Isoleth AlSi10Cu2-4Mg, nach JMatPro®.....	45
Abbildung 34: Isoleth (a) AlSi8-10Cu1Fe und (b) AlSi8-10Cu3Fe, nach JMatPro®.....	50
Abbildung 35: Isoleth AlSi10Cu1-4Mn, nach JMatPro®.....	50
Abbildung 36: Auslagerungsverhalten der Legierung AlSi9Cu3Fe in Abhängigkeit der Auslagerungsdauer bei T5, nach [126].....	55
Abbildung 37: Dehngrenze in Abhängigkeit der Kalt- (<i>natural ageing</i> , NA) und Warmauslagerung bei 473 K (200 °C), nach [126].....	56
Abbildung 38: Erweiterung des Dehngrenze-Bereichs durch Kombination von T1 und T5 Behandlung, nach [126].....	56
Abbildung 39: Schematische Gefügeentwicklung bei <i>Solidification</i> Rechnung aus JMatPro® (links) und Interpretation im theoretischen Schliffbild (rechts).....	59
Abbildung 40: hohle Zugprobe M18x1 aus vorgegossenen Lagerstuhl- und Zylinderkopf- Verschraubungs-Bereichen mit Bemaßung.....	61
Abbildung 41: Standard-HCF-Probe M12x1 aus Hauptlagergasse.....	62
Abbildung 42: Schematische Darstellung eines Wärmestrom-DSCs;	63
Abbildung 43: Schematische Darstellung des messtechnischen Aufbaus zur Bestimmung der Dichte mittels Auftrieb, nach [142].....	64
Abbildung 44: Fotografischer Ausschnitt eines Probenabgusses.....	68
Abbildung 45: Schematische Darstellung der Positionen für die Gefügeauswertung am Querschliff der Probe.....	69
Abbildung 46: Mo-Bereich mit Basislegierung der Grundlagenversuche im dickwandigen Kokillenguss und experimenteller Abguss aus einer Stufenkokille inkl. der geometrischen Abmessungen.....	69
Abbildung 47: CAD-Modell des Druckguss-Kurbelgehäuses OM654D20q.....	71
Abbildung 48: CAD-Modell der entwickelten Prinzipgeometrie für Kurbelgehäuse nahe Versuche.	71
Abbildung 49: Isoleth der Fe-Variation zur Basis AlSi10Cu1Mg0,35Fe0,5Mn0,3 nach JMatPro®.	74

Abbildung 50: BSE-Aufnahmen der Fe-Variation bei 5 kV Anregungsspannung.	75
Abbildung 51: Anteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Fe-Gehalts: (a) experimentell flächenbezogen anhand von Gefügebildern, (b) mittels JMatPro® berechnet.	75
Abbildung 52: Auftragung der relativen Häufigkeit des Feretverhältnisses von Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Fe-Gehalts.	76
Abbildung 53: Härtewerte in Abhängigkeit des Fe-Gehalts, experimentell und nach JMatPr®.	76
Abbildung 54: Berechneter Isopleth der Mn-Variation zur Basis $\text{AlSi10Cu1Mg0,35Fe0,5Mn0,3}$ nach JMatPro®.....	77
Abbildung 55: BSE-Aufnahmen der Mn-Variation bei 5 kV Anregungsspannung.....	78
Abbildung 56: Anteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Mn-Gehalts: (a) experimentell flächenbezogen anhand von Gefügebildern, (b) mittels JMatPro® berechnet.	78
Abbildung 57: Auftragung der relativen Häufigkeit des Feretverhältnisses von Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Mn-Gehalts.....	79
Abbildung 58: Härtewerte in Abhängigkeit des Mn-Gehalts, experimentell und nach JMatPro®..	79
Abbildung 59: Berechneter Isopleth der Mo-Variation zur Basis $\text{AlSi10Cu1Mg0,35Fe0,5Mn0,3}$ nach JMatPro.....	80
Abbildung 60: BSE-Aufnahmen der Mo-Variation bei 5 kV Anregungsspannung.....	81
Abbildung 61: Phasenanteil in Abhängigkeit des Mo-Gehalts: (a) experimentell flächenbezogen anhand von Gefügebildern, (b) mittels JMatPro® berechnet.....	81
Abbildung 62: Auftragung der relativen Häufigkeit des Feretverhältnisses von Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Mo-Gehalts.....	82
Abbildung 63: Härtewerte in Abhängigkeit des Mo-Gehalts, experimentell und nach JMatPro®..	82
Abbildung 64: Berechnete Isoplethe der Fe-Variation: (a) Basis $\text{AlSi10Cu1Mg0,35Fe0,5Mn0,2Mo0,1}$; (b) Basis $\text{AlSi10Cu1Mg0,35Fe0,5Mn0,3Mo0,1}$	83
Abbildung 65: BSE-Aufnahmen der Fe-Variation bei 5 kV Anregungsspannung mit Mn0,2Mo0,1	84
Abbildung 66: BSE-Aufnahmen der Fe-Variation bei 5 kV Anregungsspannung mit Mn0,3Mo0,1	84
Abbildung 67: Phasenanteil in Abhängigkeit des Fe-Gehalts: (a) und (c) experimentell flächenbezogen anhand von Gefügebildern, (b) und (d) mittels JMatPro® berechnet; (a) und (b) für Mn0,2Mo0,1 und (c) und (d) für Mn0,3Mo0,1	85
Abbildung 68: Auftragung der relativen Häufigkeit des Feretverhältnisses von Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Fe-Gehalts für (a) Mn0,2Mo0,1 und (b) Mn0,3Mo0,1	85
Abbildung 69: Erstarrungssimulation der Basis-Legierung aus Abbildung 46 nach JMatPro®.....	86
Abbildung 70: Erstarrungssimulation der Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Mo-Gehalts der Basis-Legierung aus Abbildung 46 nach JMatPro®.....	87

Abbildung 71: BSE-Aufnahmen der Mo-Variation bei 5 kV Anregungsspannung in Abhängigkeit der Wandstärke im dickwandigen Kokillenguss.	88
Abbildung 72: Quantitative Metallographie bei 4 mm Wandstärke in Abhängigkeit des Mo-Gehalts.....	88
Abbildung 73: Quasistatische mechanische Kennwerte in Abhängigkeit der Wandstärke und des Mo-Gehalts im dickwandigen Kokillenguss.	89
Abbildung 74: Entwicklung der Al-Mischkristallkonzentration mittels EDX bei 5 kV für 733 K (460 °C), 743 K (470 °C) und 753 K (480 °C).	93
Abbildung 75: JMatPro® <i>Homogenisation</i> für Cu (links) und Mg (rechts) für 50 µm SDAS.	94
Abbildung 76: Theoretische mittlere Diffusionsstrecke von Cu und Mg im Al-Mischkristall bei 733 K (460 °C), 743 K (470 °C) und 753 K (480 °C), nach [150, 151].	95
Abbildung 77: Experimentelle relative Dichteänderung der Lagerstühle aus 226D_V1 durch Lösungsglühen.	95
Abbildung 78: JMatPro® <i>Solidification</i> -Rechnung der Legierung 226D_Ref.	96
Abbildung 79: JMatPro® (a) <i>Solidification</i> -Rechnung mit Soliduslinie und (b) Gleichgewichtsrechnung mit Lösungsglühtemperatur der Legierung 226D_V1.....	97
Abbildung 80: JMatPro® (a) <i>Solidification</i> -Rechnung mit Soliduslinie und (b) Gleichgewichtsrechnung mit Lösungsglühtemperatur der Legierung 226D_V2.....	98
Abbildung 81: BSE-Aufnahmen von 226D_Ref T5mod 230 bei 5 kV Beschleunigungsspannung.99	
Abbildung 82: BSE-Aufnahme von 226D_V1 in (a) T5mod 230 und (b) T6red 230 bei 5 kV Beschleunigungsspannung.	100
Abbildung 83: BSE-Aufnahme von 226D_V2 in (a) T5mod 230 und (b) T6red 230 bei 5 kV Beschleunigungsspannung.	100
Abbildung 84: akkumulierte Diffraktogramme der Versuchslegierungen und –zustände mit Peaklagen von Al und Si.	101
Abbildung 85: akkumulierte Diffraktogramme der Versuchslegierungen und –zustände mit Peaklagen von Al ₂ Cu und Al ₄ Cu ₂ Mg ₈ Si ₇	102
Abbildung 86: akkumulierte Diffraktogramme der Versuchslegierungen und –zustände mit Peaklagen von Al _{4,5} FeSi und Al ₁₀ Fe ₄ MnSi ₂	103
Abbildung 87: Quasistatische Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur von 226D_Ref im Zustand T5mod 230.	105
Abbildung 88: Quasistatische Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur von 226D_V1.....	106
Abbildung 89: Quasistatische Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur von 226D_V2.....	107
Abbildung 90: Warmfestigkeit von 226D_Ref im Zustand T5mod 230.....	107
Abbildung 91: Warmfestigkeit von 226D_V1.	108
Abbildung 92: Warmfestigkeit von 226D_V2.	109
Abbildung 93: Raumtemperatur-Dehngrenze nach Langzeittemperaturbelastung von 226D_Ref im Zustand T5mod 230.	110
Abbildung 94: Raumtemperatur-Dehngrenze nach Langzeittemperaturbelastung von 226D_V1. 110	

Abbildung 95: Raumtemperatur-Dehngrenze nach Langzeittemperaturbelastung von 226D_V2.	111
Abbildung 96: Dauerfestigkeit von 226D_Ref Standardprobe und Hohl-Probe ($R = 0,05$; $T = 423 \text{ K (150 } ^\circ\text{C)}$; $f = 150 \text{ Hz}$).....	112
Abbildung 97: Dauerfestigkeit von (a) 226D_V1 und (b) 226D_V2 in verschiedenen Zuständen als Standardprobe und Hohl-Probe ($R = 0,05$; $T = 423 \text{ K (150 } ^\circ\text{C)}$; $f = 150 \text{ Hz}$).	112
Abbildung 98: Gegenüberstellung der Pü50-Werte ($R = 0,05$; $T = 423 \text{ K (150 } ^\circ\text{C)}$; $f = 150 \text{ Hz}$) mit der Dehngrenze bei Raumtemperatur.....	112
Abbildung 99: Spannungsamplitude σ_A für Dauerschwellfestigkeit bei $R = 0,05$; $T = 423 \text{ K}$ ($150 ^\circ\text{C}$); $f = 150 \text{ Hz}$: 226D_V1 mit 226D_Ref: Standard-HCF (a) und Hohl-HCF (b).....	113
Abbildung 100: Spannungsamplitude σ_A für Dauerschwellfestigkeit bei $R = 0,05$; $T = 423 \text{ K}$ ($150 ^\circ\text{C}$); $f = 150 \text{ Hz}$: 226D_V2 mit 226D_Ref: Standard-HCF (a) und Hohl-HCF (b).....	114
Abbildung 101: Kerbschlagarbeit verschiedener Kerbgeometrien der 226D_Ref in T5mod 230.	114
Abbildung 102: Kerbschlagarbeit bei verschiedener Kerbgeometrie der 226D_V1 und 226D_V2.	115
Abbildung 103: DSC-Kurve der Legierung 226D_Ref.	115
Abbildung 104: DSC-Kurve der Legierungen 226D_V1 und 226D_V2 in T5mod.	116
Abbildung 105: DSC-Kurve der Legierungen 226D_V1 und 226D_V2 in T6red.	117
Abbildung 106: JMatPro® Ausscheidungs-Berechnung von 226D_Ref und 226D_V1 der festigkeitssteigernden Ausscheidungen.	119
Abbildung 107: JMatPro® Ausscheidungs-Berechnung von 226D_V2 der festigkeitssteigernden Ausscheidungen.	120
Abbildung 108: Irreversibles thermisches Wachstum der Legierung 226D_Ref bei $423 \text{ K (150 } ^\circ\text{C)}$ und $473 \text{ K (200 } ^\circ\text{C)}$	121
Abbildung 109: Irreversibles thermisches Wachstum der Legierung 226D_V1 bei $423 \text{ K (150 } ^\circ\text{C)}$ und $473 \text{ K (200 } ^\circ\text{C)}$	121
Abbildung 110: Irreversibles thermisches Wachstum der Legierung 226D_V2 bei $423 \text{ K (150 } ^\circ\text{C)}$ und $473 \text{ K (200 } ^\circ\text{C)}$	122
Abbildung 111: Einfluss von Mischkristallatomen auf den Zellparameter des Al-Mischkristalls, nach [1958Pea].....	123
Abbildung 112: theoretisch abgeschätztes irreversibles thermisches Gusswachstum für die Gleichgewichtsfälle nur θ'' -Ausscheidungen, nur θ' -Ausscheidungen und die mögliche Differenz zwischen beiden Fällen.	125
Abbildung 113: Mittelwerte von Zugfestigkeit über Bruchdehnung bei Raumtemperatur aller Legierungen und Wärmebehandlungen bei gleichzeitiger Darstellung des <i>Quality</i> <i>Index</i> QI_{DJR}	126
Abbildung 114: Mittelwerte von Dehngrenze über Bruchdehnung bei Raumtemperatur aller Legierungen und Wärmebehandlungen bei gleichzeitiger Darstellung des <i>Quality</i> <i>Index</i> QI_{DRC}	127

Abbildung 115: Kerbschlagarbeit über Sicherheitsprodukt aus Dehngrenze und Bruchdehnung der Hauptlagergasse bei Raumtemperatur.....	128
Abbildung 116: <i>Quality Index</i> QI_{DJR} in Abhängigkeit des Sicherheitsprodukts aus Dehngrenze und Bruchdehnung aller Legierungen bei Raumtemperatur.	128
Abbildung 117: Abhängigkeit der Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastwechseln von der größten Defektausdehnung für verschiedene Lastverhältnisse einer AlSi7Mg Legierung, nach [164].	145
Abbildung 118: Rückblickend schematische Darstellung der Vorgehensweise dieser Arbeit.....	152
Abbildung 119: Spannungsfeld der wichtigsten Kenngrößen, aus denen ein Kompromiss zu bilden ist.	155
Abbildung 120: Probenpositionen für Zugversuche aus (a) OM654D20q, (b) Seitenansicht.....	xxix
Abbildung 121: Probenpositionen für HCF-Versuche aus OM654D20q.....	xxix
Abbildung 122: Schematische Darstellung der Entnahmepositionen der Kerbschlagproben aus dem Zylindersteg.....	xxx
Abbildung 123: Schematische Darstellung der Entnahmepositionen der Kerbschlagproben aus dem Lagerstuhl.....	xxx
Abbildung 124: Relativer Mo-Gehalt bezogen auf den rechnerisch maximal möglichen Gehalt nach Zulegieren in Abhängigkeit der Impeller-Zeit.	xlvi
Abbildung 125: BSE-Aufnahmen in Abhängigkeit der Zeit des Impellers bei Variante A1.	xlvi
Abbildung 126: JMatPro® Ausscheidungs-Berechnung von 226D_Ref und 226D_V1 der Gleichgewichts-Ausscheidungen und GP-Zonen.....	xlvi
Abbildung 127: JMatPro® Ausscheidungs-Berechnung von 226D_V2 der Gleichgewichts-Ausscheidungen und GP-Zonen.....	xlvi
Abbildung 128: Gegenüberstellung von QI_{DJR} und QI_C zeigt im Rahmen der Untersuchungen dieser Arbeit gute Übereinstimmung.	lviii

IV. Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Ziel-Anforderungen an die zu entwickelnde Legierung und Wärmebehandlung am Bauteil.	4
Tabelle 2: Zusammenstellung von Verfestigungsmechanismen und der von ihnen bewirkten Werkstoffwiderstandsanteilen und Oberflächenmerkmalen [15 S.168].	9
Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der Legierung 226D nach DIN-EN-1706:2013 [19].....	12
Tabelle 4: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phasen im System Al-Si-Fe, [76]	27
Tabelle 5: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phasen im System Al-Si-Mn.....	29
Tabelle 6: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phasen im System Al-Si-Fe-Mn, [76].....	32
Tabelle 7: Verwandtschaft von AlFeSi-Phasen mit AlMnSi-Phasen, nach [88].....	33
Tabelle 8: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phasen im System Al-Si-Mg, [76].	35
Tabelle 9: Zusammenfassung möglicher Ausscheidungen des Systems Al-Si-Mg [95 S.165-177, 100-102]	37
Tabelle 10: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phase im System Al-Si-Mg-Fe, [46].....	39
Tabelle 11: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phase im System Al-Si-Cu, [76].	42
Tabelle 12: Eigenschaften von Al ₂ Cu Ausscheidungen während der Auslagerung [101].	43
Tabelle 13: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phase im System Al-Si-Cu-Mg [113].	44
Tabelle 14: Eigenschaften von Q-Phasen und Vorstufen während der Alterung von AlSiCuMg-Legierungen [100-102].	47
Tabelle 15: Kristallographische und morphologische Daten ausgewählter Ausscheidungen in Al-Legierungen [96].	48
Tabelle 16: Überblick über verschiedene DSC-Ergebnisse mit Aufheizrate 10 K/min.	49
Tabelle 17: Buchstaben-Ziffern Kombination von Al-Guss-Wärmebehandlungen [125 S.342].	54
Tabelle 18: Überblick der Wärmebehandlungen.....	60
Tabelle 19: Maße der verwendeten Norm-Zugproben, nach [139].	61
Tabelle 20: Messparameter der XRD-Untersuchungen.	66
Tabelle 21: Berechnungsparameter der JMatPro® DfSS DOE-1 hinsichtlich Erstarrung von Phasen und DfSS DOE-2 hinsichtlich Auflösbarkeit von Cu/Mg-haltigen Phasen.	66
Tabelle 22: Auswertegrößen der JMatPro® DfSS-DOE-1 hinsichtlich Erstarrung von Phasen.....	67
Tabelle 23: Auswertegrößen der JMatPro® Berechnungen für Auflösung von Cu/Mg-haltigen Phasen.	67
Tabelle 24: Berechnungsparameter der dritten JMatPro®-Reihe hinsichtlich erreichbarer Dehngrenze bei Raumtemperatur.	67
Tabelle 25: Elementbereiche der Einzelvariationen mit Basislegierung der Grundlagenversuche in Dünnwand-Kokillenguss.	68
Tabelle 26: Elementbereiche Fe-Variation mit unterschiedlichem Mn-Gehalt mit Basislegierung der Grundlagenversuche in Dünnwand-Kokillenguss.....	68

Tabelle 27: Parameter der Lösungsglühversuche.....	70
Tabelle 28: Zusammensetzungen der im Druckguss-Kurbelgehäuse abgegossenen Legierungen. .	70
Tabelle 29: Elementvariationen für JMatPro® DfSS DOE-1.	72
Tabelle 30: Simulativ mit JMatPro® ermittelte optimale Legierungsvarianten.	72
Tabelle 31: Mit JMatPro® berechnete theoretische Werte der Dehngrenze bei Raumtemperatur in T5 und T6 (Lösungsglügen bei 738 K (465 °C)) für die optimierten Legierungen aus Tabelle 30.	73
Tabelle 32: JMatPro® <i>Solidification</i> Phasenanteile und -zusammensetzung der Legierung 226D_V1.	90
Tabelle 33: JMatPro® Gleichgewicht Phasenanteile der Legierung 226D_V1.	91
Tabelle 34: Exemplarische Zusammensetzung der intermetallischen Phasen nach EDX mit 5 kV der Legierung 226D_V1 im Gusszustand.	91
Tabelle 35: Exemplarische Zusammensetzung der intermetallischen Phasen nach EDX mit 5 kV der Legierung 226D_V1 im Zustand 733 K (460 °C) für 3 h.	92
Tabelle 36: Diffusionsdaten für Cu, Mg, Zn und Si in Al-Mischkristall [150].	94
Tabelle 37: Vergleich der Phasenanteil mit JMatPro® bei Soliduslinie (<i>Solidification</i>) und Lösungsglühtemperatur 738 K (465 °C) (Gleichgewicht).	98
Tabelle 38: Indizierung der Al ₂ Cu-Peaks der Diffraktogramme anhand von PDF 04-001-0923. .	102
Tabelle 39: Indizierung der Al ₄ Cu ₂ Mg ₈ Si ₇ -Peaks (Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆) der Diffraktogramme anhand von PDF 65-4506.	103
Tabelle 40: Indizierung der Al ₁₉ Fe ₄ MnSi ₂ -Peaks (Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂) der Diffraktogramme anhand von PDF 01-071-4015.	104
Tabelle 41: Indizierung der Al _{4,5} FeSi-Peaks (Al ₅ FeSi) der Diffraktogramme anhand von PDF 20-0031.	104
Tabelle 42: JMatPro®-Berechnung der Dehngrenzen bei Raumtemperatur der Versuchslegierungen.	105
Tabelle 43: Berechnete Dichte der Legierungs- und Wärmebehandlungsvarianten nach JMatPro®	113
Tabelle 44: Temperaturbereiche der identifizierten Peaks der DSC-Messungen.....	116
Tabelle 45: maximal mögliche Ausscheidungsmengen der Legierungsvarianten nach JMatPro®.	118
Tabelle 46: Funktionsparameter mit maximalem irreversiblen thermischem Wachstum $\alpha_{irr,max}$. .	122
Tabelle 47: Änderungen des Zellparameters des Al-Mischkristalls durch gelöste Fremdatome, nach [153].	123
Tabelle 48: Molares Volumen und Dichte ausgewählter Elemente.	124
Tabelle 49: Dichte ausgewählter intermetallischer Phasen und Ausscheidungen.....	124
Tabelle 50: EDX-Mappings bei 5 kV Beschleunigungsspannung der Versuchslegierungen.	xxxii
Tabelle 51: EDX-Mappings bei 5 kV Beschleunigungsspannung der Legierung 226D_Ref; links mit nadelförmigen Fe-haltigen intermetallischen Phasen (500fache Vergrößerung);	

rechts mit eingeformten Fe-haltigen intermetallischen Phasen (1000fache Vergrößerung).....	xxxiii
Tabelle 52: Erstes <i>House-of-Quality</i> der simulativen Legierungsoptimierung nach DfSS-Logik – von Kundenanforderungen zu funktionellen Produkthanforderungen.....	xxxv
Tabelle 53: Zweites <i>House-of-Quality</i> der simulativen Legierungsoptimierung nach DfSS-Logik – von funktionellen Produkthanforderungen zu Leistungsanforderungen.....	xxxvi
Tabelle 54: Drittes <i>House-of-Quality</i> der simulativen Legierungsoptimierung nach DfSS-Logik – von Leistungsanforderungen zu Steuergrößen.....	xxxvii
Tabelle 55: Einflussfaktoren für DOE-Auswertung zwischen den Legierungselementen und Auswertegrößen, Teil 1.....	xxxviii
Tabelle 56: Einflussfaktoren für DOE-Auswertung zwischen den Legierungselementen und Auswertegrößen, Teil 2.....	xxxix
Tabelle 57: Haupteffektdiagramme der betrachteten Elementvariationen Cu, Mg, Fe, Mn, Mo.....	xl
Tabelle 58: Wechselwirkungsdiagramme der betrachteten Elemente Cu, Mg, Fe, Mn, Mo.....	xliii
Tabelle 59: Versuchsmatrix zur Bewertung der Löslichkeit von AlMo10 Vorlegierung in Al-Schmelze.....	xliv
Tabelle 60: EDX-Mappings für 733 K (460 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung.....	xlix
Tabelle 61: EDX-Mappings für 733 K (460 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 2.....	l
Tabelle 62: EDX-Mappings für 733 K (460 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 3.....	li
Tabelle 63: EDX-Mappings für 743 K (470 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung.....	lii
Tabelle 64: EDX-Mappings für 743 K (470 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 2.....	liii
Tabelle 65: EDX-Mappings für 743 K (470 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 3.....	liv
Tabelle 66: EDX-Mappings für 753 K (480 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung.....	lv
Tabelle 67: EDX-Mappings für 753 K (480 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 2.....	lvi
Tabelle 68: EDX-Mappings für 753 K (480 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 3.....	lvii

V. Abkürzungsverzeichnis

bct	<i>base-centered tetragonal</i>
CAD	<i>computer aided design</i>
CalPhaD	<i>Calculation of Phase Diagrams</i>
CCT	<i>continious-cooling-transformation</i>
DfSS	<i>Design-for-Six-Sigma</i>
DOE	<i>Design of Experiments</i>
DSC	<i>Differential Scanning Calorimetry</i>
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
F	Gusszustand, Herstellungszustand
fcc	<i>face-centered cubic</i>
GGW	Gleichgewicht
GP	Guinier-Preston
HCF	<i>high-cycle fatigue</i>
hcp	<i>hexagonal close packed</i>
hex	hexagonal
HL-Gasse	Hauptlagergasse
HoQ	<i>House of Quality</i>
i.d.R.	in der Regel
JMAK	Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorow
LS-V	Lagerstuhlverschraubung
MK	Mischkristall
NA	<i>natural ageing</i> , Kaltauslagerung
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
sco	<i>side-centered orthorhombic</i>
SDAS	Sekundärdendritenarmabstand
SSSS	<i>super-saturated solid-solution</i>
T1	abgekühlt aus Herstellungsprozess und kaltausgelagert zu wesentlich stabileren Zustand
T4	lösungsgeglüht und kaltausgelagert zu einem wesentlich stabileren Zustand
T5	abgekühlt aus dem Herstellungsprozess und warmausgelagert
T6	lösungsgeglüht und auf maximale Dehngrenze warmausgelagert
T7	lösungsgeglüht und überaltert
TPRE	<i>twin plane reentrant edge</i>
TTT	<i>time-temperature-transformation</i>
XRD	Röntgendiffraktometrie
ZK-V	Zylinderkopfverschraubung

VI. Formelzeichen und Symbolverzeichnis

A	Bruchdehnung
a	dimensionsloser Faktor bei QI_C
A_1	Amplitude der Exponentialfunktion des irreversiblen thermischen Wachstums
a_{Al}	Zellparameter Al
a_{Al-Mk}	Zellparameter Al-Mischkristall
A_L	legierungsspezifischer Faktor für Dendritenarmabstand
AR	<i>aspect ratio</i>
$\Delta a/\Delta c$	Änderung Zellparameter pro Elementkonzentration
b	Betrag des Burgers-Vektors
c	Fremdatomanteil bei Werkstoffwiderstand durch Mischkristallverfestigung
c_0	Ausgangskonzentration
c_{DJR}	Konstante bei <i>Quality Index</i> QI_{DJR}
c_{DRC}	Konstante bei <i>Quality Index</i> QI_{DRC}
c_i	Konzentration des Elements i
c_L	Konzentration der Restschmelze
c_p	spezifische Wärmekapazität
c_S	Konzentration im erstarrten Festkörper
d	Dendritenarmabstand
D	Diffusionskoeffizient
D_0	Diffusionskonstante, Frequenzfaktor
d_k	Korngröße
d_{max}^{feret}	maximaler feretischer Durchmesser
d_{min}^{feret}	minimaler feretischer Durchmesser
D_S	Diffusionskoeffizient im Festen
E	Elastizitätsmodul
E_0	Primärenergie der einstrahlenden Elektronen
$E_{A,inter}$	Aktivierungsenergie Interdiffusion
$E_{A,V}$	Aktivierungsenergie Leerstellenbildung
E_C	charakteristische Anregungsenergie
f	Formfaktor
f_B	Volumenanteil der Phase B bei Werkstoffwiderstand durch grobe Zweiphasigkeit
f_S	Festphasenanteil, <i>fraction solid</i>
f_{w_i}	Gewichtsanteil der Phase i
G	Schubmodul
$g(t,T)$	thermisches Wachstum in Abhängigkeit von Zeit und Temperatur
G_0	Gibbs'sche freie Energie der reinen Komponente

G_f	Gibbs'sche freie Energie
$G_{\text{mix}}^{\text{ideal}}$	idealer Mischungsbeitrag zur Gibbs'schen freien Energie
G_r	Wachstumsrate
G_T	Temperaturgradient
$G_{\text{mix}}^{\text{XS}}$	nicht-idealer Mischungsbeitrag zur Gibbs'schen freien Energie
H	Enthalpie
HBW	Häre Brinell mit Wolframkugel
k	Gleichgewichtsverteilungskoeffizient
k'	Konstante bei Werkstoffwiderstand durch separierte Körner/Teilchen
k_B	Boltzmann-Konstante
k_k	werkstoffabhängige Konstante bei Werkstoffwiderstand durch Korngröße
K_p	Konstante bei Berechnung Phasenanteil
l	freier Abstand von Ausscheidungen/Teilchen
l_0	Ausgangslänge
L	Diffusionslänge
Δl	Längenänderung
m	Exponent bei Werkstoffwiderstand durch Ausscheidungen
$m_{\text{H}_2\text{O}}$	Probenmasse in Wasser
$M_{\text{Al-MK}}$	molare Masse Al-Mischkristall
M_i	molare Masse Element i
m_L	Probenmasse an Luft
n	Verfestigungsexponent
n	Konstante bei Werkstoffwiderstand durch Mischkristallverfestigung 0,5...1,0
N_A	Avogadro-Konstante
n_{Al}	Anzahl der Atome pro Elementarzelle Al
n_L	legierungsspezifischer Exponent für Dendritenarmabstand
n_p	Exponent bei Berechnung Phasenanteil
N_r	Keimbildungsrate
Pü50	50 %ige Überlebenswahrscheinlichkeit bei Dauerfestigkeitsprüfung
Q	Aktivierungsenergie
Q_e	empirische Größe bei Berechnung der Warmfestigkeit
\dot{Q}	Wärmestrom
QI	<i>Quality Index</i>
QI_C	<i>Quality Index</i> nach Caceres
QI_{DIR}	<i>Quality Index</i> nach Drouzy, Jacob, Richard
QI_{DRC}	<i>Quality Index</i> nach Din Rashid, Campbell
r	Radius kugelförmiger Ausscheidungen

R	Lastverhältnis
R	universelle Gaskonstante
R*	Werkstoffwiderstand, kurzreichend
R _A	Werkstoffwiderstand Phase A
R _{Aus}	Werkstoffwiderstand durch Ausscheidungen
R _B	Werkstoffwiderstand Phase B
R _G	Werkstoffwiderstand vom Gefüge
R _{KG}	Werkstoffwiderstand durch Korngrenzen
R _m	Zugfestigkeit
R _{MK}	Werkstoffwiderstand durch Michkristallverfestigung
R _{p,g}	Werkstoffwiderstand durch grobe Zweiphasigkeit
R _{p,k}	Werkstoffwiderstand durch separierte Körner/Teilchen
R _{p,l}	Werkstoffwiderstand durch Lamellen
R _{p0,2}	0,2 %-Dehngrenze
R _{Teil}	Werkstoffwiderstand durch Teilchenverfestigung
R _{Vers}	Werkstoffwiderstand durch Versetzungen
R _W	Werkstoffwiderstand
R _x	Größe der Röntgenanregungsbirne
SA	Schlammanteil
SF	Schlammfaktor
t	Zeit
T	Temperatur
\dot{T}	Abkühlrate
t ₁	Zeitkonstante der Exponentialfunktion des irreversiblen thermischen Wachstums
t _f	lokale Erstarrungszeit
T _p	Probentemperatur
T _R	Referenztemperatur
T _S	Schmelztemperatur
V	umgewandelter Volumenanteil
v	Erstarrungsfrontgeschwindigkeit
V ₀	Ausgangsvolumen
V ₁	Endvolumen
V _{Al,spez}	spezifisches Volumen Al-Mischkristall
V _{eq}	Gleichgewichtsanteil an Ausscheidungen
V _{i,spez}	spezifisches Volumen der Phase i
V _{Leg,spez}	spezifisches Volumen der Legierung
v _p	Proportionalitätsfaktor Heizrate bei DSC-Messungen

ΔV	Volumenänderung
W_t	Gesamtschlagarbeit
x	Weg der Erstarrungsfront
X	Volumenanteil einer festen Phase nach Johnsen-Mehl-Avrami
\bar{x}	mittlere Diffusionsstrecke
α_1	Konstante bei Werkstoffwiderstand durch Versetzungen
α_2	Konstante bei Werkstoffwiderstand durch Mischkristallverfestigung
α_3	Konstante bei Werkstoffwiderstand durch Ausscheidungen
α_4	Konstante bei Werkstoffwiderstand durch Teilchen
α_5	Konstante bei Werkstoffwiderstand durch Lamellen
α_{irr}	irreversibles thermisches Wachstum
α_w	Parameter bei Berechnung der Warmfestigkeit
β_w	Parameter bei Berechnung der Warmfestigkeit
γ	Grenzflächenenergie
γ_{eff}	maßgebliche Grenzflächenenergie für das Schneiden von Versetzungen
δ_{V0}	Volumenänderung durch Ausscheidung
$\dot{\epsilon}$	Verformungsgeschwindigkeit
λ	mittlerer freier Teilchenabstand bei Werkstoffwiderstand durch separierte Körner/Teilchen
λ_l	Lamellenabstand, mittlerer, bei Werkstoffwiderstand durch Lamellen
ρ	Dichte
$\rho_{gemessen}$	gemessene Dichte von Legierungsvarianten, nach Archimedes
ρ_{H_2O}	Dichte des Wassers
$\rho_{JMatPro}$	mit JMatPro® berechnete Dichte von Legierungsvarianten
ρ_L	Dichte der Luft
ρ_{rel}	relative Dichteabweichung gegenüber JMatPro®-Berechnung
ρ_{Si}	Radius des eutektischen Si
σ_A	Amplitude Dauerschwellfestigkeit
$\sigma(T)$	Warmfestigkeit
θ_{XRD}	Ein-/Ausfallswinkel bei Röntgenstrahlung
τ_{max}	Desintegrationszeit
ϕ	kovalenter Atomradius

VII. Chemische Elemente

Al	Aluminium
C	Kohlenstoff
Co	Cobalt
Cr	Chrom
Cu	Kupfer
Fe	Eisen
H ₂	Wasserstoff
Mg	Magnesium
Mn	Mangan
Mo	Molybdän
Na	Natrium
Ni	Nickel
O ₂	Sauerstoff
Pb	Blei
S	Schwefel
Sb	Antimon
Si	Silicium
Sn	Zinn
Sr	Strontium
Ti	Titan
Zn	Zink

β'' , β' , β , U1, U2, B' Ausscheidungen der Spezies Mg₂Si

Q'', Q', Q, QP, QC, L, λ Ausscheidungen der Spezies Al₅Cu₂Mg₈Si₆

S'', S', S Ausscheidungen der Spezies Al₂CuMg

θ'' , θ' , θ Ausscheidungen der Spezies Al₂Cu

VIII. Physikalische Einheiten

%	Prozent
°C	Grad Celsius
µm	Mikrometer = 10^{-6} m
Å	Ångström = 10^{-10} m
at%	Atomprozent
cm ³	Kubikzentimeter = 10^{-6} m ³
eV	Elektronenvolt = $1,6021892 \cdot 10^{-23}$ J
g	Gramm
Gt	Gigatonne = 10^{15} g
h	Stunde = 3600 s
Hz	Hertz = s ⁻¹
J	Joule = Nm
K	Kelvin
kg	Kilogramm = 10^3 g
kJ	Kilojoule = 10^3 J
km	Kilometer = 10^3 m
kN	Kilonewton = 10^3 N
kV	Kilovolt = 10^3 V
m ²	Quadratmeter
mg	Milligramm = 10^{-3} g
min	Minute = 60 s
mm	Millimeter = 10^{-3} m
mol	Mol
MPa	Megapascal = 10^6 N/mm ²
nm	Nanometer = 10^{-9} m
pm	Pikometer = 10^{-12} m
ppm	<i>parts per million</i>
s	Sekunde
t	Tonne = 10^6 g
wt%	Gewichtsprozent

IX. Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wird das Eigenschaftsspektrum der Al-Recyclinglegierung 226D (AlSi9Cu3Fe) unter Optimierung der Zusammensetzung und Wärmebehandlung erweitert. Neben thermodynamischen Simulationen mit JMatPro® und der Vorgehensweise nach DfSS *Design-for-Six-Sigma* werden Legierungsversuche im Labor- und Industriemaßstab, Makrohärte- und Dichtemessungen, Kerbschlagbiege- und Zugversuche, Bestimmung der Dauerschwellfestigkeit, DSC- und Dilatometermessungen sowie Licht- und Rasterelektronenmikroskopie mit EDX und zudem Röntgendiffraktometrie durchgeführt.

Die Kombination aus DfSS und JMatPro® liefert im ersten Schritt eine Einschränkung der Legierung 226D hinsichtlich intermetallischer Phasen und Dehngrenze. Laborversuche zeigen durch 0,1 wt% Mo die Unterdrückung von nadeligen β -Al₅FeSi Phasen und stattdessen die Bildung verrundeter neuartiger AlFeMoMnSi-Phasen. Dies führt zu einer um bis zu 35 % gesteigerten Bruchdehnung.

Der Übertrag auf ein Druckguss-Kurbelgehäuse zeigt ebenso eine Kennwertsteigerung. Dabei können Gefügebestandteile sicher mit JMatPro® vorhergesagt werden. Dies wird durch REM und XRD bestätigt. Die reduzierte Auslagerung T5mod 200 zeigt im Vergleich zur Referenz bereits eine signifikant höhere Dehngrenze und teils erhöhte Dauerschwellfestigkeit bis $P_{\bar{u}50} = 57$ MPa. Diese Steigerungen sind auf veränderte Ausscheidungsspezies und -dichte zurückzuführen. Optimiertes Lösungsglühen findet bei 738 K (465 °C) mit 3 h Haltezeit statt und liefert in Kombination mit reduzierter Auslagerung bei 473 K (200 °C) die höchste Dehngrenze bis 300 MPa. Dies führt auch bei der Kurzzeitwarmfestigkeit zu deutlicher Kennwertsteigerung. Bei 500 h Temperaturbelastung ist allerdings nur bis 453 K (180 °C) ein Vorteil zu erzielen, wohingegen nach 473 K (200 °C) / 500 h alle Varianten auf $R_{p0,2} \approx 150$ MPa abfallen.

Der Spagat zwischen hoher Dehngrenze und geringem irreversiblen thermischem Wachstum zeigt sich insbesondere zwischen Auslagerungstemperaturen sowie ein- bzw. zweistufiger Wärmebehandlung. Durch Optimierung der Zusammensetzung und Wärmebehandlung wird eine deutliche Steigerung der korrelierenden Werte *Quality-Index* QI_{DJR} und Sicherheitsprodukt $R_{p0,2} \cdot A$ erreicht. Außerdem besteht ein tendenzieller Zusammenhang zwischen Sicherheitsprodukt und Kerbschlagarbeit.

- Leerseite -

X. Abstract

In the scope of this work the range of properties of the aluminum recycling alloy 226D (AlSi9Cu3Fe) is extended by optimization of chemical composition and heat treatment. In addition to thermodynamic simulations with JMatPro® and the Design-for-Six-Sigma (DfSS) approach, laboratory and industrial scale alloying experiments, macro-hardness and density measurements, notch impact and tensile tests, determination of fatigue strength, DSC and dilatometer measurements as well as light and scanning electron microscopy with EDX and also XRD are carried out.

In the first step, the combination of DfSS and JMatPro® restricts the alloy 226D in terms of intermetallic phases and yield strength. Laboratory experiments show by 0.1 wt% Mo suppression of needle-like β -Al₅FeSi phases and, instead, the formation of circularized novel AlFeMoMnSi phases. This leads to an increase in elongation of up to 35 %.

The transfer to a die-cast crankcase also shows an increase in characteristic values. In this case, microstructural components can be predicted accurately with JMatPro®. This is confirmed by REM and XRD. The thermal reduced aging T5mod 200 shows in comparison to the reference already a significantly higher yield strength and partly increased fatigue strength up to $P_{\bar{u}50} = 57$ MPa. These increases are due to altered species and density of precipitates. Optimized solution treatment takes place at 738 K (465 °C) with a 3-hour holding time and, in combination with reduced aging at 473 K (200 °C), provides the highest yield strength up to 300 MPa. This leads to a significant increase in characteristic values even in the case of short-term heat resistance. At 500 h temperature load, however, an advantage can only be achieved up to 453 K (180 °C), whereas after 473 K (200 °C) / 500 h all heat treatment alternatives drop to $R_{p0.2} \approx 150$ MPa.

The balancing between high yield strength and low irreversible thermal growth is particularly evident between aging temperatures and one- or two-stage heat treatment. By optimizing the composition and heat treatment, a significant increase of the correlating values Quality Index QI_{DJR} and security product $R_{p0.2} \cdot A$ is achieved. In addition, there is a tending relation between security product and notched bar impact work.

- Leerseite -

1 Einleitung und Motivation

Aluminium und seine Legierungen sind für die heutige moderne Welt unabdingbar. Die Einsatzbereiche von Al verteilen sich auf Mobilität, Verpackung, *high-tech* Anwendungen, Gebäude und Verbrauchsgegenstände, vgl. Abbildung 1 [1]. Hier zeigt sich, dass bereits im Jahr 2015 in Europa ca. 39 % der Endnutzung in der Mobilität stattfindet. Hauptbegründung ist die Gewichts- und CO₂-Reduzierung von Fahrzeugen, da bei Pkw ca. 100 kg Gewichtseinsparung zu einer Emissionsminderung von ca. 8 g CO₂/km führen [2].

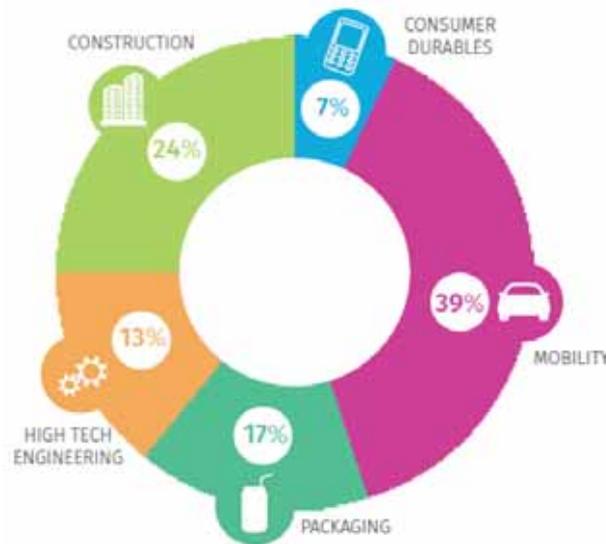


Abbildung 1: Hauptnutzungsbereiche von Al-Produkten in Europa im Jahr 2015 [1].

Gezielter Leichtbau am Pkw kann zwischen den Jahren 2010 und 2050 Emissionen in Höhe von 9-18 Gto CO₂-Äquivalent einsparen [2]. Zudem spricht die Verwendung von Recyclingmaterial für sich, da für die Aufbereitung von Al-Schrott nur ca. 5 % der Energie benötigt wird, die zur Herstellung von Primär-Al nötig wäre [2]. So können bei Verwendung von Recycling-Al beispielsweise pro Tonne Al ca. 1,4 t Bauxitrückstände, ca. 10 t CO₂-Äquivalent und ca. 64 kg SO₂-Emissionen vermieden werden [3]. Im Bereich *Automotive* lag der Recycling-Anteil im Jahr 2015 bereits bei > 90 %, Tendenz steigend [2]. Mittels *high-end* und *closed-loop* Recycling, vgl. Abbildung 2, können der Anteil weiter gesteigert und die Emissionen weiter reduziert werden [1]. Ca. 85 % der Gussteile, die typischerweise hochlegiert sind, werden mit Recyclingmaterial abgedeckt, wobei auch hier die Tendenz zukünftig weiter ansteigen wird [2].

In den letzten Jahren wurden viele Anwendungen von Stahl und Grauguss aus dem Powertrain durch Al-Legierungen abgelöst. Grund ist das überragende Festigkeits-Gewichts-Verhältnis bei gleichzeitig hohem Geometrie- und Anwendungsfreiraum von Al-Si Gusslegierungen [4]. Diese wurden in ihren mechanischen Eigenschaften und der Gießbarkeit soweit verbessert [4], dass auch Diesel-Kurbelgehäuse in der Großserie hergestellt werden können. Allerdings ist darauf zu achten, dass die Betriebstemperaturen dieser Bauteile einen kritischen Wert nicht überschreiten. Betriebstemperaturen liegen bei Dauervolllastbetrieb bei ca. 453 K (180 °C) und können zukünftig

Spitzentemperaturen von 473 K (200 °C) erreichen. Je nach Legierung und Festigkeitsmechanismen entsprechen diese Temperaturen dem kritischen Bereich von 463-503 K (190-230 °C) [4]. Oberhalb dieser Temperaturen werden die Gefügeverfestigungsmechanismen, insbesondere Ausscheidungen der Cu- und Mg-Spezies, instabil, vergrößern rasch oder lösen sich teils auf, was zu einem Gefüge führt, das für diesen Anwendungsfall unbrauchbar wird [5].

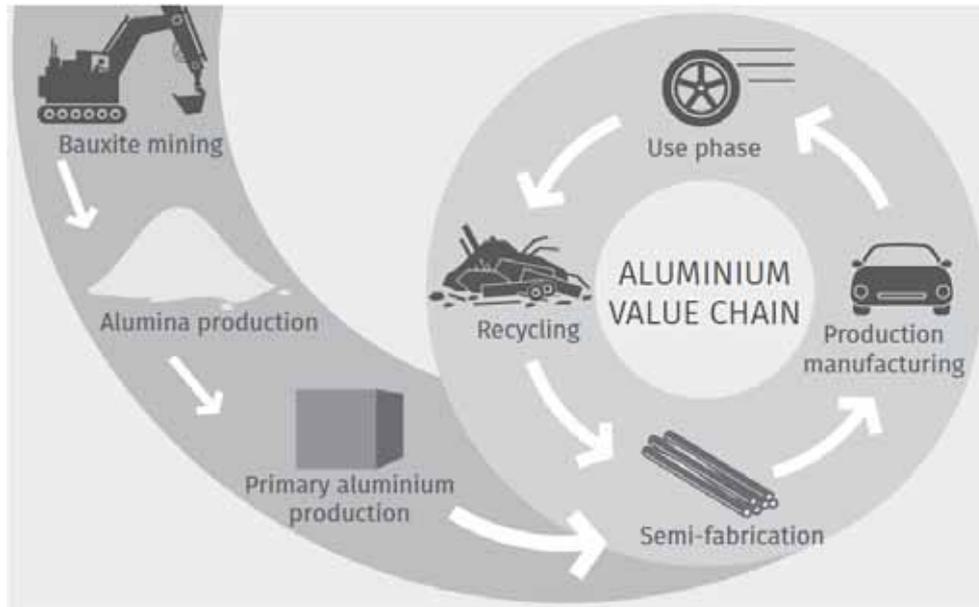


Abbildung 2: schematische Kurzfassung einer Al-Wertschöpfungskette mit Recycling-Kreislauf [1].

2 Aufgabenstellung

Motiviert durch das hohe CO₂-Einsparungspotential bei Verwendung von Recycling-Al und der hohen Effizienz des Al-Vakuumdruckgusses, ist es ein erstrebenswertes Ziel eine günstige und weltweit verfügbare Al-Recyclinglegierung in Verbindung mit einer optimierten Wärmebehandlung für Powertrain-Bauteile, z.B. Kurbelgehäuse, zu entwickeln. Dabei soll Hauptaugenmerk auf gesteigerte Duktilität und Warmfestigkeit in Kombination mit einem robusten Legierungsbereich hinsichtlich Verunreinigungen sowie einer robusten Wärmebehandlung gelegt werden. Die Entwicklung folgt hierbei den Stufen der Pyramide in Abbildung 3 von unten nach oben.

1) Literatur-Recherche

Allem vorangestellt ist eine umfassende Literatur-Recherche über Legierungselemente und -systeme sowie den dabei auftretenden Phasen und Ausscheidungen.

2) JMatPro-Werkstoffsimulation

Im Folgeschritt wird ein breiter Bereich der Recyclinglegierung 226D AlSi9Cu3Fe mit der Werkstoffsimulationssoftware JMatPro® bewertet.

3) Grundlagenversuche

Im Labormaßstab werden verschiedene Elemente und ihr Einfluss auf die Ausbildung intermetallischer Phasen bei der Erstarrung von Al-Recyclinglegierungen abgeprüft.

4) Effekt des Mo und Löslichkeit der Vorlegierung AlMo10

In größeren Laborversuchen wird der Einfluss von Mo auf Fe-haltige intermetallische Phasen untersucht. Außerdem wird die Handhabbarkeit und das Auflegieren der Al-Schmelze mit der Vorlegierung AlMo10 abgeprüft.

5) Bauteile

Ausgewählte Legierungen werden im Druckguss-Kurbelgehäuse abgegossen und entsprechenden Wärmebehandlungen unterzogen.

6) Abprüfen und Auswerten

Die Versuchsbauteile werden umfangreichen Prüfungen unterzogen um eine Bewertung hinsichtlich den Anforderungen in Tabelle 1 vornehmen zu können.

7) Schlussfolgerungen und Endvorschlag

Letztlich wird ein Vorschlag einer Ziellegierung inklusive Wärmebehandlung gegeben.

Die zu entwickelnde Ziellegierung mit Wärmebehandlung sollte den Anforderungen in Tabelle 1 möglichst in allen Punkten entsprechen, wobei die genauen Prüfparameter bei der jeweiligen Messdurchführung näher beschrieben werden. Zusätzlich zu diesen Forderungen werden Langzeitemperaturbelastungen nachgestellt, die Kerbschlagarbeit bestimmt und eine Bewertung der Ausscheidungen sowie intermetallischen Phasen vorgenommen.

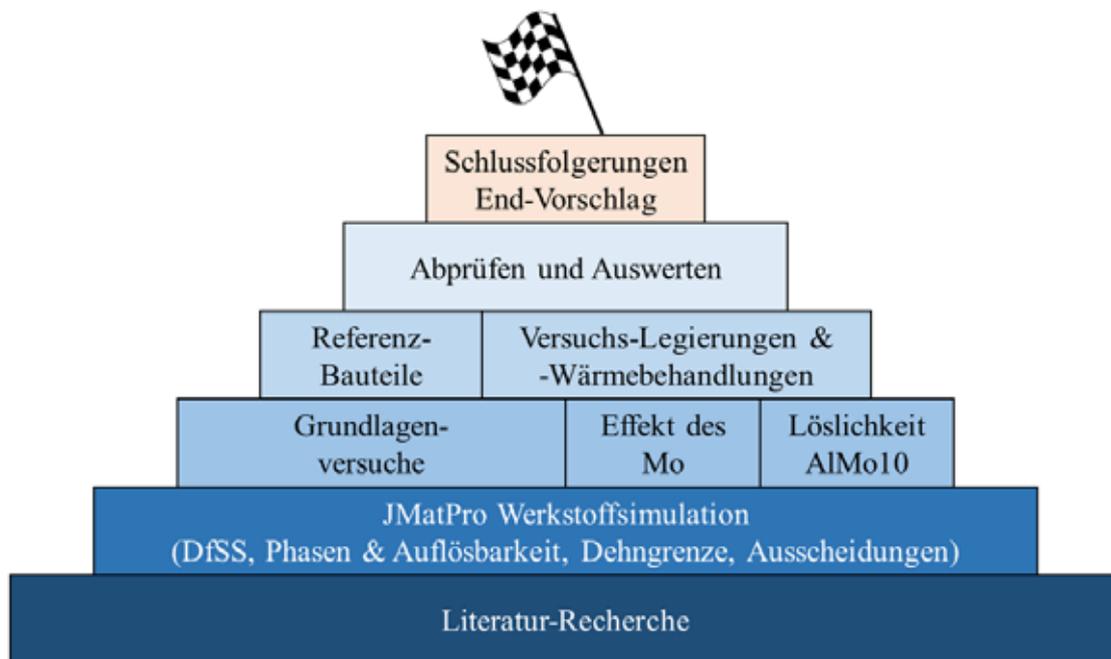


Abbildung 3: Entwicklungspyramide einer duktilen und höher-warmfesten Al-Recycling-Druckgusslegierung für Powertrain-Bauteile. Die Vorgehensweise verläuft von unten nach oben.

Tabelle 1: Ziel-Anforderungen an die zu entwickelnde Legierung und Wärmebehandlung am Bauteil.

Dauerschwellfestigkeit mit $R = 0,05$, $T = 423 \text{ K}$ (150 °C), $f = 150 \text{ Hz}$, 10^7 Lastwechsel.

Bereich	Probe	293 K (20 °C)			423 K (150 °C)			473 K (200 °C)		
Quasistatische mechanische Kennwerte										
		$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
Zylindersteg	Rundzug	240	280	-	200	240	-	160	190	-
Lagerstuhl	Rundzug	200	230	2	160	200	3	-	-	-
Verschraubung	Hohl-Rundzug	220	250	2	180	220	3	-	-	-
Dynamische mechanische Kennwerte Pü50 [MPa]										
Lagerstuhl	Dauerschwell.	-			50			-		
Irreversibles thermisches Wachstum 100 h [%]										
Zylindersteg	Stab	-			< 0,03			< 0,03		

3 Stand des Wissens

3.1 Al-Druckguss-Verfahren und Besonderheiten

Das Druckgussverfahren zählt zu den schnellsten Wegen um von metallischem Rohmaterial zu montagefertigen Gusserzeugnissen zu gelangen [6 S.ix-xii] und stellt somit entgegen hoher Maschinenkosten aufgrund der geringen Taktzeiten das bisher wirtschaftlichste Gießverfahren für Nicht-Eisen Legierungen in der Großserienfertigung dar [7]. Daher kommt es bevorzugt bei niedrigschmelzenden Nicht-Eisen-Metallen wie Al-Legierungen zum Einsatz.

Die Metallschmelze kommt mit dem Stahl der Gießkammer zeitlich nur kurz in Kontakt, da Schmelztiegel und Gießaggregat getrennt voneinander aufgestellt sind und die für jeden Gießtakt nötige Schmelzemenge über eine Dosiervorrichtung in die Gießkammer befördert wird. Warmkammermaschinen werden für Al-Legierungen bisher kaum bis gar nicht genutzt, da ein zeitlich längerer Kontakt von Gießkammer und Schmelze zur Degradation des Stahls der Kammer führt. [8 S.29-31]

Der eigentliche Druckgussprozess besteht aus immer wiederkehrenden Teilschritten, welche in Abbildung 4 schematisch dargestellt sind. Vor dem Zyklus wird eine Stahlform bestehend aus mehreren Teilen in eine Druckgussmaschine eingebaut. Diese Formen sind in der Lage mehrere zehntausend Abgüsse in kurzer Taktfolge zu überstehen. Der Gießprozess beginnt mit der Benetzung der Formteile mit einem Trennmittel um ein Anhaften der Schmelze auf dem Formstahl zu verhindern. Anschließend werden die Formteile mit hoher Presskraft von bis zu 45.000 kN zusammengefahren und die Form verschlossen. Die in der Gießkammer befindliche Schmelze wird nach einer langsamen Anfahrstufe des Kolbens mit hoher Geschwindigkeit und entsprechenden Drücken in die Form geschossen. Während der Erstarrung wird auf die Schmelze ein hoher Druck ausgeübt, welcher zum Ende der Erstarrung hin nochmals erhöht wird. Ziel ist die Verbesserung der Festigkeit und Duktilität sowie Verringerung der Porosität. Im Anschluss an die rasche Erstarrung und Abkühlung werden die Formhälften geöffnet und das Gussteil mittels Auswerfer entformt. Derart hergestellte Bauteile weisen eine hohe Oberflächengüte auf und können unter geringster mechanischer Nacharbeit, wie Abtrennen von Anguss und Überlauf, direkt zur Anwendung kommen. [6 S.ix-ii & 69-104, 8 S.29-31, 9 S.421ff]

Für Al-Druckgussbauteile werden bevorzugt hoch-Si-haltige Legierungen verwendet [6 S.30f, 9 S.114-116]. Dabei gilt es zu beachten, dass herkömmliche Druckgussteile ohne Vakuumunterstützung keinen Temperatureinfluss $> 673 \text{ K}$ (400 °C) und damit kein Lösungsglühen erfahren dürfen. Bei derartigem Wärmeeintrag expandieren eingeschlossene Gasporen und führen zur Bildung sogenannter Blister und verstärkter innerer Porosität. Durch gezielten Vakuumeinsatz, optimierter Entgasung der Schmelze sowie Formfüllung werden die hierfür verantwortlichen Gaseinschlüsse minimiert. [7, 8 S.421ff]

Die Formfüllung im Druckgussverfahren ist mit Besonderheiten verbunden, welche mit Anschnittgeometrie, Formauslegung, Schussgewicht, Schmelztemperatur, Restgasdruck etc. zusammenhängen. Die Gießkammer der Horizontalkammermaschinen wird für gewöhnlich nur zu maximal 75 % mit Schmelze gefüllt, sodass das restliche Volumen mit Gas gefüllt ist, welches während des Schusses nicht mehr entweichen kann. Dies würde mit dem Metall in die Form gelangen und neben den Zersetzungsprodukten des Trennmittels und der Ausgasung der Schmelze zu unerwünschter Porosität im Druckgusserzeugnis führen, was wiederum verminderte Duktilität und Festigkeit bedeutet. Jene sich negativ auf die Eigenschaften des Gussstücks auswirkenden Störfaktoren sind durch eine Evakuierung der Form im Vakuum-Druckgussverfahren nicht vollständig zu beseitigen, können aber weitreichend reduziert werden. Beim Vakuum-Druckguss wird im Gießsystem enthaltenes Gas bestmöglich abgesaugt, sodass die Schmelze in einen praktisch luftleeren Raum strömt. Hierdurch werden Gaseinschlüsse im Zusammenhang mit Verwirbelungen der Schmelze weitreichend verhindert. [8 S.29-31, 10 S.421ff, 11 S.3-11 & S.29-42, 12 S.322-327]

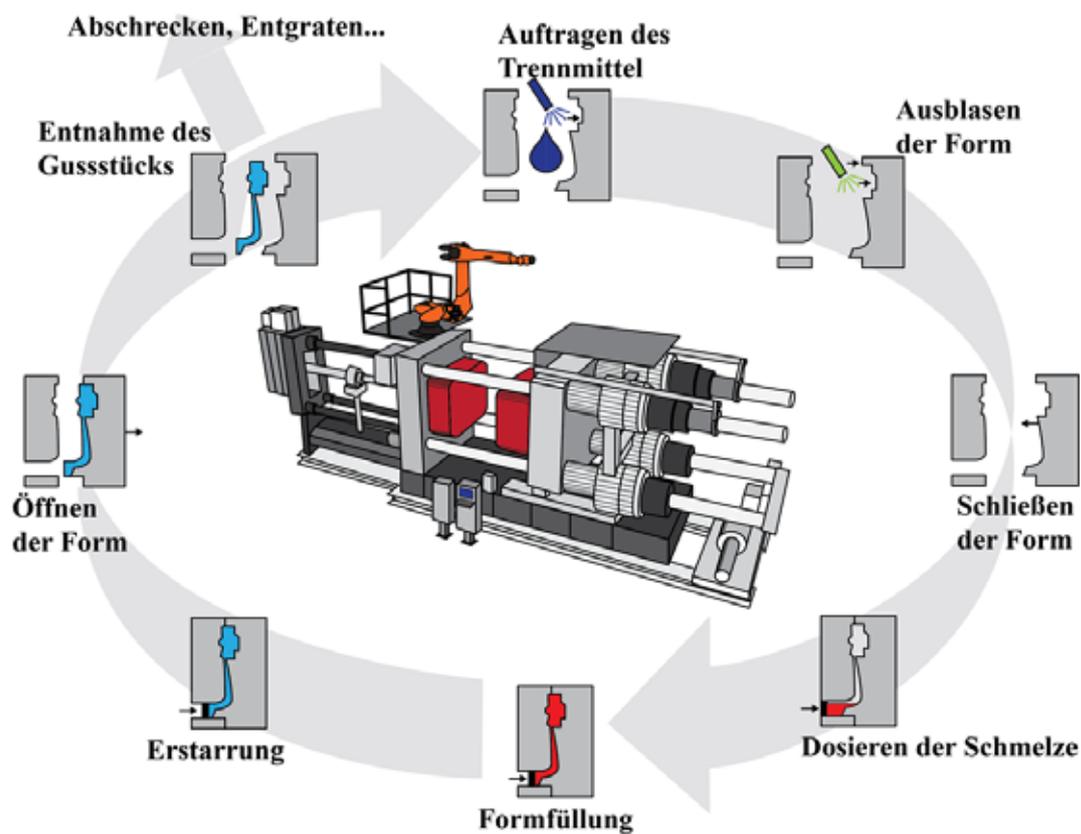


Abbildung 4: Schematischer Ablauf des Druckgussprozesses, nach [13]. Der Gießtakt beginnt mit dem Auftragen des Trennmittels und dem Ausblasen der Form. Nach dem Schließen wird die Schmelze dosiert und der Schuss gesetzt. Sobald das Bauteil erstarrt ist, wird die Form geöffnet und das Gussstück entnommen. Hieran können sich Folgeschritte anschließen, wie ein gezieltes Abschrecken oder das Entgraten.

3.2 Mechanisches Verhalten allgemein

Physikalische, thermo-physikalische und mechanische Eigenschaften können auf verschiedene Dimensionen im Werkstoff zurückgeführt werden. Zur Verdeutlichung des Zusammenhangs Struktur – Gefüge – Eigenschaften ist in Abbildung 5 ersichtlich, welche Größenordnungen des Werkstoffs sich jeweils auf Eigenschaften des Bauteils auswirken. Hier finden sich insbesondere mechanische Eigenschaften sowie das irreversible thermische Wachstum wieder, welche auch einen Entwicklungsschwerpunkt dieser Arbeit darstellen.

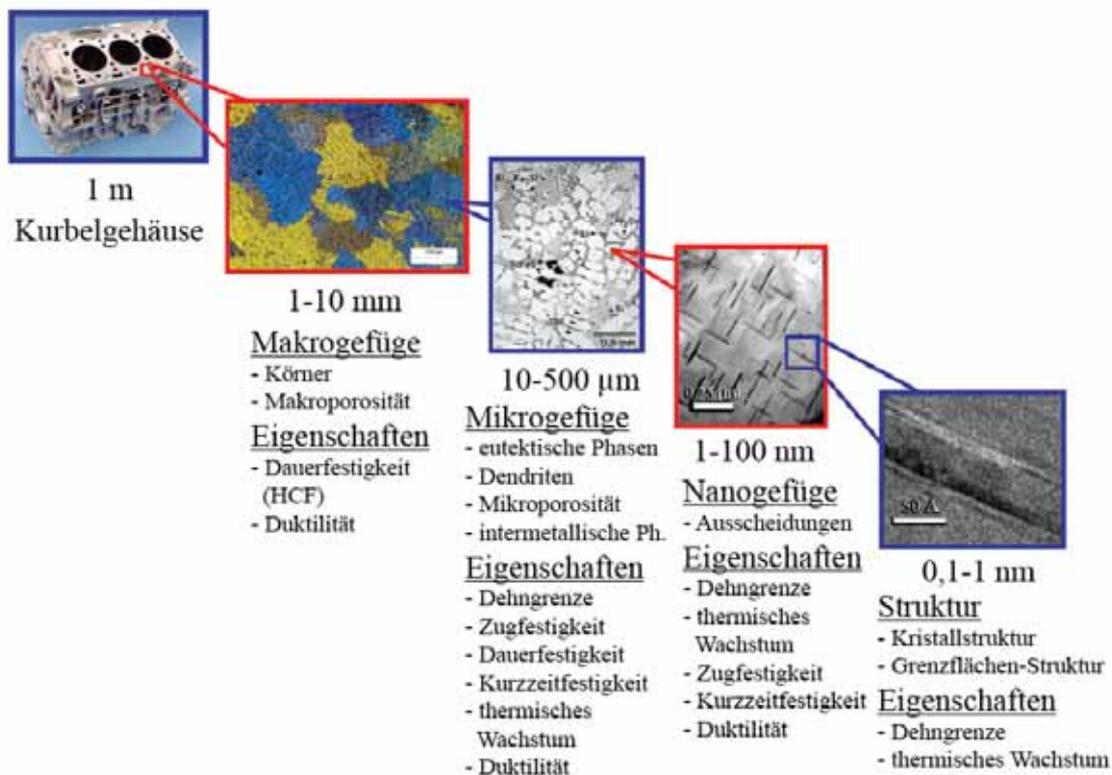


Abbildung 5: Darstellung der metallographischen Größenordnungen, welche jeweils die Eigenschaften in Al-Gussprodukten und -legierungen beeinflussen, nach [14].

Die mechanischen Eigenschaften, insbesondere Dehngrenze und plastische Verformung, beruhen im Temperaturbereich $T \lesssim 0,4 T_S$ [K] auf der Bewegung und Erzeugung von Versetzungen in den verformungsfähigen Körnern sowie auf der Wechselwirkung von Versetzungen mit Hindernissen, die ihrer Bewegung in den Körnern und an den Korngrenzen entgegenwirken. Versetzungen treten je nach Vorgeschichte in den Körnern eines metallischen Werkstoffs bevorzugt in den dichtest gepackten Netzebenen auf. Unter Schubspannungen führt die Versetzungsbewegung zu Relativverschiebungen benachbarter Kornbereiche und damit zur Probenverlängerung. Man spricht von Abgleiten bzw. Abscheren der Geitebenen. Während der Verformung werden durch verschiedene Mechanismen neue Versetzungen erzeugt. Bei ihrer Bewegung treffen Versetzungen auf verschiedene Hindernisse und Widerstände, die laufwegbegrenzend wirken oder unter Arbeitsaufwand zu überwinden sind. [15 S.167-176]

Man spricht von zwei Hindernisgruppen [15 S.167-176]:

- weitreichende innere Spannungsfelder, die über einige tausend Atomabstände wirken,
- kurzreichende innere Spannungsfelder, die nach wenigen Atomabständen abgeklungen sind.

Der der Versetzungsbewegung entgegenwirkende Werkstoffwiderstand R_W , welcher sich im weitesten Sinne mit der Fließspannung zusammenhängt, lässt sich entsprechend in zwei Additive zerlegen [15 S.167-176]:

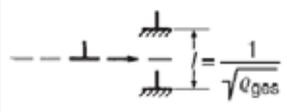
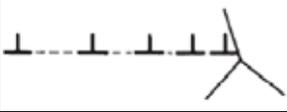
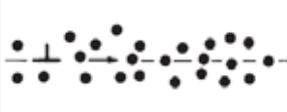
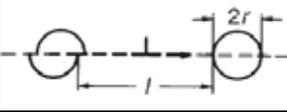
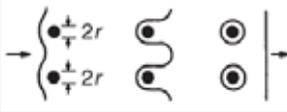
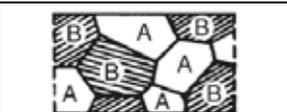
$$R_W = R_G(\text{Struktur}) + R^*(T, \dot{\epsilon}, \text{Struktur}) \quad 1$$

Der von Hindernissen mit weitreichenden Spannungsfeldern bestimmte Werkstoffwiderstand R_G wird von der Kristallstruktur und dem Gefüge des Werkstoffs und nur im Ausmaße der Temperaturabhängigkeit des Schubmoduls von der Temperatur beeinflusst und wird auch athermischer Werkstoffwiderstand genannt. Der Widerstandsanteil R^* , von kurzreichenden Spannungsfeldern, ist ausgeprägt von der Temperatur T und der Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ abhängig und wird ferner von Kristallstruktur und Gefüge beeinflusst und wird als thermischer Werkstoffwiderstand bezeichnet. Wie sich die einzelnen Widerstandsanteile zusammensetzen ist in Tabelle 2 aufgeführt. Ab Erreichen einer bestimmten Temperatur wird die zur Überwindung der Hinderniswiderstände nötige Energie bzw. Arbeit thermisch aufgebracht. Somit geht der thermische Werkstoffwiderstand gegen Null und lediglich der athermische Werkstoffwiderstand kann noch wirken. Die Werkstoffwiderstände fallen kontinuierlich mit wachsender Temperatur ab und münden in das R_G -Plateau ein. [15 S.167-176]

Das mechanische Werkstoffverhalten hängt i.A. von der Art des Werkstoffes, dessen Zustand und den vorherrschenden Beanspruchungsbedingungen ab. Dies gilt für Verformungs- und Bruchverhalten, wie auch für das Ermüdungsverhalten. Vor allem die lokalisiert ablaufenden Vorgänge der Rissbildung und der frühen Rissausbreitung können durch geringfügig erscheinende Änderungen des Werkstoff- oder Beanspruchungszustands in empfindlicher Weise beeinflusst werden. Zum Beispiel werden ein ungünstig liegender Schlacke-Einschluss oder eine Drehriefe bei einem duktilen Werkstoff auf die Kennwerte des Zugversuchs keinen nennenswerten Einfluss ausüben. Dagegen können solche Stellen leicht zum Ausgangspunkt eines Ermüdungsrisses und damit zur eigentlichen Ursache eines Dauerbruchs werden. Der Einfluss des Zustands, d.h. des Gefüges auf die Ermüdungsfestigkeit müsste sowohl hinsichtlich seiner Auswirkungen auf die Rissbildung als auch auf die Vorgänge bei der Rissausbreitung betrachtet werden. Da zur Rissbildung ein bestimmtes Maß an Versetzungsbewegungen erforderlich ist, kann zunächst angenommen werden, dass alle Maßnahmen, die zur Erhöhung der statischen Festigkeit führen, auch eine Erhöhung der Dauerfestigkeit nach sich ziehen. Mit gewissen Einschränkungen lässt sich eine derartige allgemeine Tendenz in der Tat beobachten, wenn auch in allen Fällen die Steigerung der Schwingfestigkeit merklich geringer ausfällt als die Steigerung der statischen Festigkeit. Sowohl mit Mischkristall-, als auch mit Teilchenverfestigung ist eine Steigerung der Schwingfestigkeit möglich. Werden jedoch Ausscheidungsteilchen durch fortwährende

Versetzungsschneidprozesse in der Matrix zerstört, so entstehen lokale Erweichungszonen mit der Folge konzentrierter Gleitprozesse und erleichterter Rissbildung. Bei der Beurteilung des Einflusses von Werkstoffdefekten wie Einschlüssen, Poren und Mikrolunkern spielen deren Größe und Form sowie Lage zur Oberfläche und zur Beanspruchung eine entscheidende Rolle. Ihre Wirkung beruht auf Spannungskonzentrationen, die ein lokalisiertes, zyklisches Abgleiten und nachfolgendes Rissbilden auslösen. Diese Gefahr besteht v.a. bei hohen Beanspruchungsamplituden. [16 S.155-157]

Tabelle 2: Zusammenstellung von Verfestigungsmechanismen und der von ihnen bewirkten Werkstoffwiderstandsanteilen und Oberflächenmerkmalen [15 S.168].

Verfestigungsmechanismen		Werkstoffwiderstandsanteil	Oberflächenmerkmale
Wechselwirkung von Gleitversetzungen mit	Schematische Darstellung		
1. Versetzung		$\Delta R_1 = R_{Vers} = \alpha_1 G b \sqrt{q_{ges}}$	Gleitlinien und Gleitbänder und/oder Zwillingslamellen
2. Korngrößen		$\Delta R_2 = R_{KG} = \frac{k_k}{\sqrt{d_k}}$	Mehrfachgleitung
3. gelösten Fremdatomen		$\Delta R_3 = R_{MK} = \alpha_2 G c^n$ $0,5 \leq n \leq 1$	Schärfer ausgeprägte Gleitbänder infolge kleiner Stapelfehlerenergie
4. Teilchen a) kohärente Ausscheidungen		$\Delta R_4^{(a)} = R_{Aus} = \alpha_3 \gamma_{eff}^m \frac{r^m}{l + 2r}$ $m = 1 \text{ bzw. } 1,5$	Grobleitung
b) inkohärente Ausscheidungen bzw. Dispersionen		$\Delta R_4^{(a)} = R_{Teil} = \alpha_3 \frac{Gb}{l} \ln \frac{r}{b}$	Feingleitung
c) körnige Anordnung 2. Phasen		$\Delta R_4^{(c)} = R_{P,k} = \frac{k'}{\sqrt{\lambda}}$	Inhomogene Gleitung
d) lamellare Anordnung 2. Phasen		$\Delta R_4^{(d)} = R_{P,l} = \frac{\alpha_5}{\lambda_1}$	
e) grobe Zweiphasigkeit		$\Delta R_4^{(e)} = R_{P,g} = (R_B - R_A) f_b$	

3.3 Einfluss hoher Erstarrungsgeschwindigkeit auf AlSi-Gussgefüge – *Jet-Cooling*

Im dickwandigen Al-Guss bzw. Al-Druckguss bereitet insbesondere die Abfuhr der Wärmemenge aus Kernen mit geringen Durchmessern und relativ großer Länge sowie aus Formteilen mit komplizierter Geometrie besondere Schwierigkeiten. Sinken die Erstarrungs- und Abkühlraten zu weit ab, so kommt es zu einer Vergrößerung des Sekundärdendritenarmabstands (SDAS) und zu einer geringeren Übersättigung des Al-Mischkristalls mit ausscheidungsbildenden Elementen. Da insbesondere dünne Kerne oder Verdränger hier eine Herausforderung darstellen, hat die französische Firma Lethiguel hierfür die technische Lösung des *Jet-Coolings* entwickelt [17]. Eine derartige Einrichtung verfügt über Anschlüsse für Hochdruckwasser und Druckluft, verbunden mit einem Verteiler, der auf der Druckgießform aufgebracht ist. Eine dritte Leitung ist für den Medienrücklauf vorgesehen, vgl. Abbildung 6. Die Funktionsweise ist nach Abbildung 7 wie folgt. Im ersten Schritt steht der *Jet-Cooling* Kern unmittelbar vor dem eigentlichen Druckgießvorgang für den Einsatz bereit. Gleichzeitig mit dem Auslösen des Gießvorgangs wird ein Ventil in der Anlage geöffnet und Druckwasser fließt zur Kühlung eine bestimmte Zeit lang durch den Kern. Es wird angenommen, dass das einströmende Wasser durch die hohe Temperatur des Kerns teilweise verdampft und durch den Entzug der Verdampfungswärme des Kühlwassers die Temperatur des Kerns und damit auch des unmittelbar umgebenden Gießmetalls abgesenkt wird. Nach Ablauf der eingestellten Kühlzeit wird das Wasser aus dem Kern mittels Druckluft verdrängt, bis der entleerte Kern wieder für einen neuen Gießvorgang zur Verfügung steht. Das dabei erzielte Gefüge beinhaltet im Bereich bis 1,5 mm Abstand von der Kernoberfläche keinerlei Poren. Im Bereich bis 2,5 mm Abstand ist dann bei rund 50 % der Bauteile von Porenfreiheit zu sprechen. Der Einfluss des *Jet-Coolings* wirkt maximal bis 3 mm tief in das Gussgefüge hinein, vgl. Abbildung 8. [17]

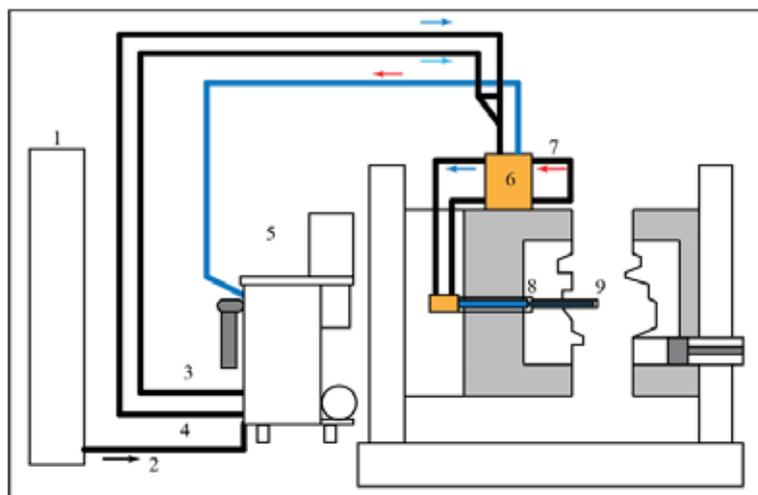


Abbildung 6: Schematischer Aufbau einer *Jet-Cooling*-Anlage [17]. (1 Kontrolleinheit, 2 Signal, 3 Druckluft, 4 Hochdruck-Kühlwasser, 5 Zentraleinheit, 6 Verteiler, 7 Schläuche, 8 *Jet-Cooler*, 9 Kühlkern).

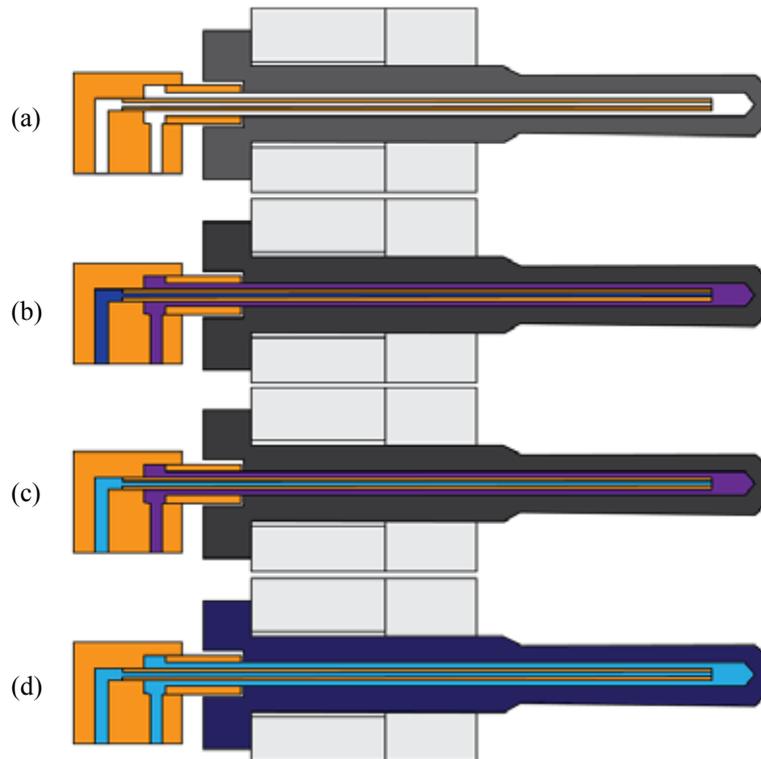


Abbildung 7: Ablauf des Kühl- und Reinigungsvorganges im *Jet-Cooling*-Kern [17]. (a) *Jet-Cooling*-Kern unmittelbar vor Druckgießvorgang, (b) Kühlwasser durchströmt unter Druck den *Jet-Cooling*-Kern, (c) Ausblasen des Kühlwassers durch Druckluft, (d) Der Hohlraum des *Jet-Cooling*-Kerns wird mittels Druckluft gereinigt und für den neuen Druckgießvorgang vorbereitet.

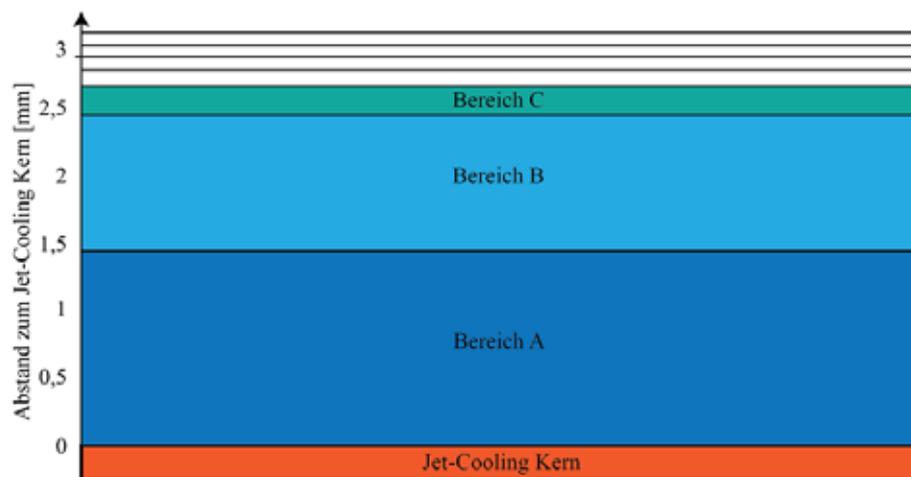


Abbildung 8: Charakterisierung der in den Versuchsteilen gefundenen Bereiche unterschiedlicher Porosität [17]. (Bereich A: alle Gussteile porenfrei, Bereich B: 46,7 % aller Teile porenfrei, Bereich C: 6,7 % aller untersuchten Teile porenfrei)

3.4 Recycling-Legierung 226D

Die Legierung 226D ist eine im Druckguss häufig verwendete Sekundärlegierung. Bauteile ohne besondere Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften oder den Korrosionswiderstand werden mit diesen vergleichsweise günstig am freien Markt erhältlichen Legierungen gegossen. Sie weisen aus werkstofflicher Sicht ein breites Erstarrungsintervall auf. Es gibt große Unterschiede im Erstarrungsverhalten, die durch unterschiedliche Zusammensetzungen innerhalb der Normen, siehe Tabelle 3, entstehen können. Interessant sind insbesondere hoch- bzw. niedrigschmelzende Phasen. Dabei wird sowohl das Erstarrungsintervall, als auch die Form der Abkühlkurve beeinflusst. Besonderes Augenmerk ist auf den Anstieg der Liquidustemperatur und das veränderte Fließverhalten je nach Zusammensetzung zu legen. In der Regel bedeuten mehr Legierungszusätze im Material ein größeres Erstarrungsintervall und eine niedrigere Liquidustemperatur. Hier können allerdings verschiedene hochschmelzende Phasen auftreten, die die Liquidustemperatur erhöhen können. [18]

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der Legierung 226D nach DIN-EN-1706:2013 [19].

[wt%]		Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Ni	Cr	Ti	Zn	Pb	Sn
226D	EN AC-46000	8,0	2,0	0,05	0,60							
		11,0	4,0	0,55	1,10	0,55	0,55	0,15	0,25	1,20	0,35	0,15

3.5 Einflüsse von Legierungselementen

Die Art und Menge der Legierungselemente haben großen Einfluss auf Gefüge und damit verbundene mechanische Eigenschaften von Al-Gusslegierungen, weshalb es gilt optimierte Legierungen zu entwickeln. Das Gefüge wird dabei beschrieben durch Korngröße, Dendritenarmabstand, Größe, Form und Verteilung eutektischer Si-Partikel sowie Menge und Morphologie intermetallischer Phasen [20]. Die Beziehung zwischen Dendritenarmabstand d und Abkühlrate \dot{T} lautet allgemein wie folgt [21].

$$d = A_L \cdot (\dot{T})^{n_L} \quad 2$$

Dabei sind A_L und n_L jeweils legierungsspezifische Werte und nehmen zum Beispiel für eine AlSi9Cu3Fe1ZnMn-Legierung $A_L = 31$ und $n_L = -0,366$ an [21].

Im Folgenden wird auf die Legierungselemente Si, Mg, Cu, Fe, Mn, Mo, Ni, Ti, Sr in Al-Gusslegierungen eingegangen. In aller Regel kommen Mehrkomponentensysteme zur Anwendung, sodass die hier aufgeführten Eigenschaften teils nicht simpel superpositioniert werden können. Es kann zur gegenseitigen Beeinflussung und damit Neubildung von Effekten kommen. Der Übersicht halber sind die Atomradien der einzelnen Elemente nach Pauling [22] in Abbildung 9 zusammengefasst. Hier wird deutlich, dass alle Elemente außer Sr weniger wie 15 % Abweichung gegenüber Al im Atomradius aufweisen und damit potentiell im Al-Mischkristall löslich sind.

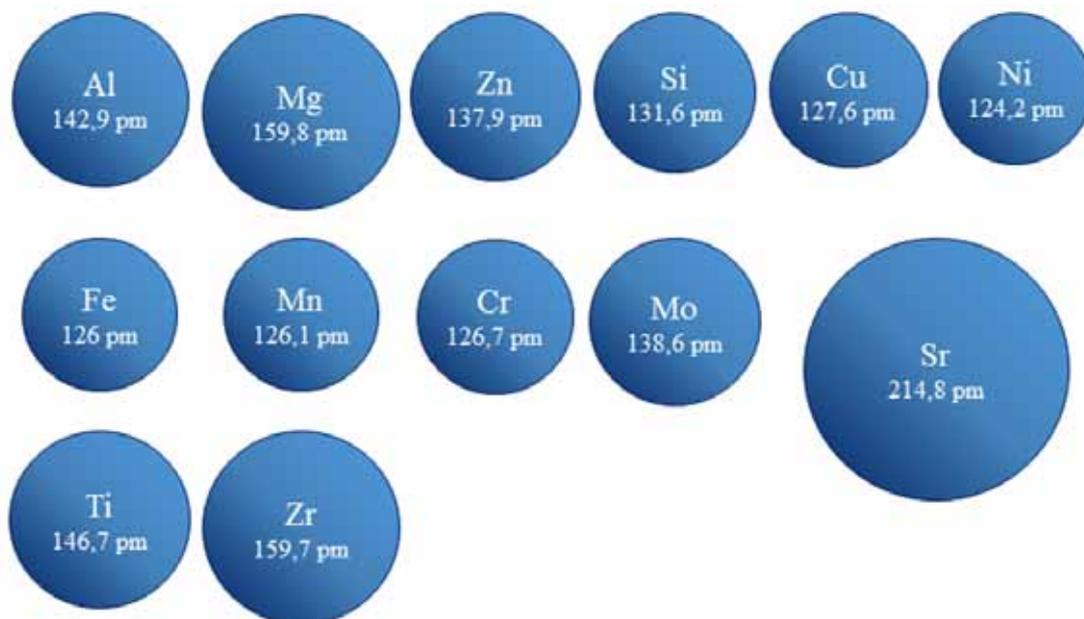


Abbildung 9: Atomradien verschiedener Elemente im Vergleich zu Al, nach [22].

Die Morphologie der Erstarrungsfront und damit letztlich das entstehende Gefüge hängen von einer Vielzahl von Parametern ab. Neben Materialgrößen wie dem Diffusionskoeffizienten in der Schmelze, dem Gibbs-Thompson Koeffizienten, dem Verteilungskoeffizienten der Legierungselemente und der Breite des Erstarrungsintervalls sind Temperaturgradient G_T und Erstarrungsgeschwindigkeit v von großer Bedeutung. Mögliche Mikrosegmentierungen treten bei jedem

technischen Gießverfahren mit dendritischem Gefüge auf. Sie sind ein Maß für die Gefügehomogenität und beeinflussen die Phasenbildung während der Erstarrung und damit die Werkstoffeigenschaften. Ursache dieser Seigerungen sind unterschiedliche Löslichkeiten der Legierungselemente in der Al-Schmelze und im erstarrten Al-Mischkristall in Kombination mit beschränkten Diffusionsraten. Eine Beschreibung der Konzentrationsunterschiede während des Erstarrungsvorganges wird mittels des Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten k ermöglicht. Dieser wird definiert anhand des Quotienten aus der Konzentration im erstarrten Festkörper c_s und der Konzentration der Restschmelze c_L an der auftretenden Phasengrenze fest/flüssig. Bei linearem Verlauf der Solidus- und Liquiduslinie in Abhängigkeit der Konzentration eines betrachteten Elementes ist k für alle Konzentrationen konstant. In der Praxis sind die Phasengrenzlinien allerdings gekrümmt und k abhängig von der Konzentration. [23]

$$k = \frac{c_s}{c_L} \quad 3$$

Im Falle des thermodynamischen Gleichgewichts werden die während der Erstarrung zwangsläufig entstehenden Mikroseigerungen durch Diffusion ausgeglichen, sodass am Ende der Erstarrung im gesamten Gefüge eine homogene Zusammensetzung vorliegt. Bei diesem Verhalten wird allerdings eine unendlich lange Abkühlzeit vorausgesetzt, durch die im gesamten Bauteil ein Konzentrationsausgleich ermöglicht wird. In der Praxis kommt es durch endlich langsame Abkühlung bzw. gezielt schnelle Abkühlung zu Mikroseigerungen, die sich nicht ausgleichen. Dies ist mit dem wenig effizienten Materialtransport durch begrenzte Diffusion in fester und flüssiger Phase zu begründen. [23]

In einem ersten Modell von Gullivier und Scheil aus dem Jahr 1954 werden eine ideale, vollständige Diffusion in der Schmelze und keine Diffusion im Festkörper angenommen. Der zu Beginn erstarrende Festkörper hat die Zusammensetzung c_{s0} , wobei c_0 der Ausgangskonzentration der Schmelze entspricht und f_s dem Festphasenanteil, mit einem Festphasenanteil nahe Null. Während der fortlaufenden Erstarrung verarmt oder reichert sich die Schmelze mit Legierungselementen an, welche sich aber aufgrund schneller Diffusion bzw. starker Konvektion homogen in der Schmelze verteilen. Die Verarmung oder Anreicherung im erstarrenden Festkörper wird über den Verteilungskoeffizienten k bestimmt. Ist $k < 1$, so reichert sich das Element bevorzugt im interdendritischen Bereich, d.h. am Rand der Dendriten bzw. vor der Erstarrungsfront an. Ist $k > 1$, tritt der umgekehrte Fall ein und das Element reichert sich bevorzugt im Dendriteninneren an bzw. wird im Al-Mischkristall eingebaut. Da keine Diffusion im Festkörper angenommen wird, verbleibt ein Konzentrationsgradient im Festkörper in Form eines Schalenmischkristalls. [23]

$$c_s = k \cdot c_0 \cdot (1 - f_s)^{k-1} \quad 4$$

In einem erweiterten Modell wird ebenfalls keine Diffusion im Festkörper angenommen, wohingegen die Diffusion in der Schmelze begrenzt und eine Konvektion ausgeschlossen wird. Aufgrund der begrenzten Diffusion in der Schmelze kommt es zu stationären Bereichen, in denen

die Konzentration im Festkörper einen konstanten Wert c_0 annimmt. Hierfür ist der Aufstau an Legierungselementen vor der Erstarrungsfront verantwortlich. Erst beim Zusammentreffen zweier Erstarrungsfronten endet der stationäre Bereich und ein Anstieg der Konzentration in der Restschmelze erfolgt. Entscheidende Größen bei diesem Modell sind Erstarrungsfrontgeschwindigkeit v , zurückgelegter Weg der Erstarrungsfront x und Diffusionskoeffizient D des gelösten Elements in der Schmelze. [23]

$$c_S = c_0 \cdot \left[1 - (1 - k) \cdot e^{-\left(\frac{k \cdot v \cdot x}{D}\right)} \right] \quad 5$$

Ein drittes Modell berücksichtigt die mögliche Rückdiffusion von Legierungselementen in den Festkörper bei begrenzter Diffusion in der Schmelze ohne Konvektion. Dabei wird angenommen, dass ein gewisses Maß an Rückdiffusion in den Festkörper an der Erstarrungsfront stattfindet. Im Falle $k < 1$ kommt es zu einer Rückdiffusion von der flüssigen in die feste Phase bzw. bei $k > 1$ von der festen in die flüssige Phase. Dabei spielen Diffusionskoeffizient D_S im Festen, lokale Erstarrungszeit t_f und Diffusionslänge L eine Rolle. [23]

$$c_S = k \cdot c_0 \cdot \left[1 - (1 - 2 \cdot \alpha \cdot k) \cdot f_S \right]^{\left(\frac{k-1}{1-2 \cdot \alpha \cdot k}\right)} \quad 6$$

$$\alpha = \frac{D_S \cdot t_f}{L^2} \quad 7$$

3.5.1 Silicium (Si)

Silicium als das wohl wichtigste Hauptlegierungselement in Al-Si-Gusslegierungen [24] verdankt seine kommerzielle Bedeutsamkeit hauptsächlich der Verbesserung der Gießeigenschaften von Al-Legierungen. So steigen Fließfähigkeit und Formfüllungsvermögen [25] bei gleichzeitiger Minderung der Warmrissneigung mit zunehmendem Si-Gehalt [24]. Si reduziert die Erstarrungsschrumpfung von Al-Si-Legierungen, da es bei der Erstarrung an Volumen zunimmt und so der Schrumpfung entgegenwirkt [25]. Durch die geringe Dichte von $2,4 \text{ g/cm}^3$ bei Raumtemperatur kann das Gewicht von Al-Gussteilen weiter reduziert werden und wird nicht wie bei fast allen anderen Legierungselementen erhöht [24]. Al und Si bilden ein einfaches eutektisches System mit beschränkter Löslichkeit an beiden Rändern, vgl. Abbildung 10 [26 S.48]. Der Al-Mischkristall besitzt ein kubisch-flächenzentriertes Gitter und der Si-Mischkristall Diamantstruktur [27]. Das Eutektikum liegt bei $12,5 \text{ wt\% Si}$ und 850 K (577 °C) [28].

Somit wird das System in drei Hauptkategorien unterteilt. Untereutektische Legierungen mit weniger als 12 wt\% Si zeichnen sich durch hohe Festigkeit bei guter Duktilität aus. Eutektische Legierungen im Bereich $12\text{-}13 \text{ wt\% Si}$ weisen einen sehr kleinen Erstarrungsbereich bis Erstarrungspunkt auf, besitzen eine ausgezeichnete Fließfähigkeit und sind somit leicht gießtechnisch zu verarbeiten. Zudem bieten sie einen hohen Verschleißwiderstand bei moderater Duktilität. Oberhalb von 13 wt\% Si handelt es sich um übereutektische Legierungen, deren Gefüge von primären Si-Partikeln und Al/Si-Eutektikum geprägt ist. Auszeichnende Eigenschaften sind hoher Verschleißwiderstand und hohe Warmfestigkeit aufgrund der primären Si-Partikel. [24, 29]

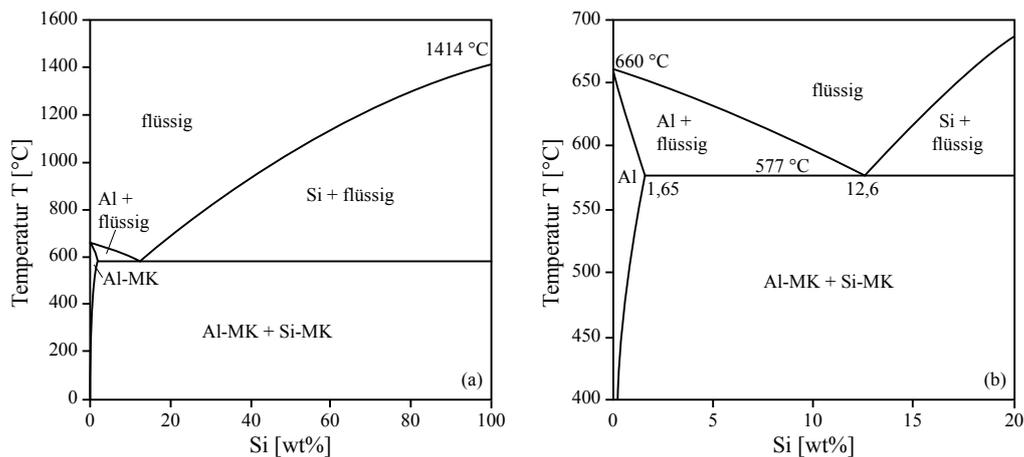


Abbildung 10: (a) Phasendiagramm des Zweistoffsystems Al-Si; (b) Ausschnitt des technisch relevanten Bereichs; nach [27].

Die maximale Löslichkeit von Si im Al-Mischkristall beträgt bei der eutektischen Temperatur 1,65 wt% [9 S.76f, 25, 28] und nimmt mit fallender Temperatur stark ab, sodass bei Raumtemperatur im Gleichgewicht unter 0,01 wt% löslich sind [9 S.76f, 30 S.9]. Unter Nicht-Gleichgewichtsbedingungen wie im Druckguss sind allerdings wesentlich höhere Mischkristallkonzentrationen erreichbar. Die geringe Löslichkeit im festen Al führt zur Ausscheidung von nahezu reinem Si, welches hart und spröde ist [24]. So liegt bei untereutektischen Legierungen ein Gefüge aus primären Al-Dendriten und Al/Si-Eutektikum vor [9 S.76f]. Die Morphologie des eutektischen Si und damit die mechanischen Eigenschaften sind abhängig von der Si-Konzentration, der Abkühlungs- und Kristallisationsbedingungen im Erstarrungsprozess und der Art der Modifizierung bzw. Veredelung [31 S.268-270]. Hohe Abkühl- und Erstarrungsgeschwindigkeiten wie im Kokillen- und insbesondere Druckguss bedeuten somit tendenziell eine Gefügefeynung und höhere Festigkeit und Duktilität [31 S.268-270]. Je nach Kristallisationsbedingungen und Art der Veredelung mit Zusätzen von Na, Sr, Sb ergibt sich ein entartetes oder veredeltes Al/Si-Eutektikum. Im ersten Fall liegen grobe, plattenförmige und spießige Kristalle und im zweiten Fall stark gefeynte, lamellare oder korallenartige Si-Kristalle vor [31 S.268-270]. Das Al/Si-Eutektikum ist in unveredeltem Falle ein unregelmäßig und teils nur lose miteinander verbundenes Eutektikum, welches in Form von Kolonien wächst. Dabei breitet sich Si von einem Keim her aus und wächst in Richtung des Al in die abkühlende Schmelze hinein [32]. Da die Bildung des Eutektikums oft die letzte Stufe der Erstarrung ist, beeinflusst dies das Speisungsverhalten und die Bildung von Gussfehlern wie Porosität und Warmrissen in hohem Maße [32]. Die Festigkeitseigenschaften werden durch steigenden Si-Gehalt i.A. bis zur eutektischen Konzentration verbessert, wobei dies mit einem Verlust an Duktilität einhergeht [33]. Eine Lösungsglühung bei zweistufiger Wärmebehandlung (T6) vereinzelt und sphäroidisiert das eutektische Si und ist somit hauptverantwortlich für gute Bruchdehnungswerte im T6-Zustand. In Abbildung 11 ist dieser Vorgang der Fragmentierung und Sphäroidisierung einer veredelten AlSi10-Legierung bei 500 °C Lösungsglühung erkennbar. Es ist bekannt, dass die Duktilität ohne

entsprechende Lösungsglühung aufgrund des scharfkantigen eutektischen Si stark begrenzt ist. AlSi-Gusslegierungen, bei denen das eutektische Si durch Sr, Na oder Sb veredelt wurde, erfahren eine rasche Sphäroidisierung des Si-Netzwerks, wohingegen vollständige Sphäroidisierung bei unveredelten Legierungen nie erreicht werden kann. [34]

Die Veränderung des eutektischen Si kann grob in drei Schritte untergliedert werden: [34]

- 1) Desintegration des Si-Netzwerks
- 2) Sphäroidisierung der Si-Partikel
- 3) Wachstum der Si-Partikel in der Matrix

Die treibende Kraft der Sphäroidisierung ist die Minimierung der Oberflächenenergie unter dem Effekt der Oberflächenspannung. Es wurde herausgefunden, dass die Duktilität von AlSi-Gusslegierungen abhängig ist von der mittleren freien Weglänge zwischen den Si-Partikeln. Die Vereinzelung des einst zusammenhängenden Si-Netzwerks hat den wohl größten Einfluss auf die Zeit der Sphäroidisierung und wird von der Morphologie des Si beeinflusst. Da Störstellen verantwortlich sind für die thermischen Instabilitäten der Si-Strukturen, wird eine veredelte Si-Struktur leichter desintegriert und schneller sphäroidisiert als unveredelte Si-Platten. [34]

Eutektische Strukturen bestehen aus Stäbchen einer bestimmten Phase, welche eingebettet sind in eine umgebende Gefüge-Matrix. Diese weisen gewisse thermische Instabilitäten auf. Der Drang von Zylinderstrukturen zur Einkugelung aufgrund der Oberflächenspannung wird durch die thermischen Instabilitäten unterstützt und führt zur Sphäroidisierung des Si. Am Ende wird ersichtlich, dass die Desintegrationszeit stark vom Radius der Si-Äste des Netzwerks und dem Diffusionskoeffizienten abhängig ist, vgl. Abbildung 12. Deshalb wird unter anderem eine Veredelung mit Sr vorgenommen. Bei der Diffusion hat ein Si-Atom zwei Möglichkeiten. Es kann an der Oberfläche durch Selbstdiffusion die Position wechseln oder die Störstellen an der Al-Si Phasengrenze nutzen und Störstellendiffusion ausnutzen. Aktivierungsenergie für Selbstdiffusion ist ca. 2,3 eV und für Al-Si-Interdiffusion ca. 1,4 eV, sodass diese die wahrscheinlichere Variante ist und hieraus der Interdiffusionskoeffizient berechnet werden kann. Letztlich lässt sich die Desintegrationszeit τ_{\max} in Abhängigkeit des Radius ρ_{Si} des eutektischen Si berechnen. [34]

$$\tau_{\max} = \frac{32 \pi^2}{9} \cdot \frac{k_B T}{D_S \gamma} \cdot \left(\frac{\rho_{\text{Si}}}{\phi}\right)^4 \cdot \ln\left(\frac{\rho_{\text{Si}}}{\phi}\right) \quad 8$$

$$D_S = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{E_{\text{A,inter}} - E_{\text{A,V}}}{R \cdot T}\right) \quad 9$$

k_B – Boltzmann-Konstante $1,38 \cdot 10^{-23}$ J/K

T – Temperatur in K

R – universelle Gaskonstante 8,314 J/mol K

γ – Grenzflächenenergie Al-Si ca. 1

Φ – kovalenter Atomradius Si $2,22 \cdot 10^{-10}$ m

D_0 – Frequenzfaktor $2,29 \cdot 10^{-4}$ m²/s

$E_{\text{A,inter}}$ – Aktivierungsenergie Si-Al Interdiffusion 148,6 kJ/mol

$E_{\text{A,V}}$ – Aktivierungsenergie Leerstellenbildung 74,3 kJ/mol

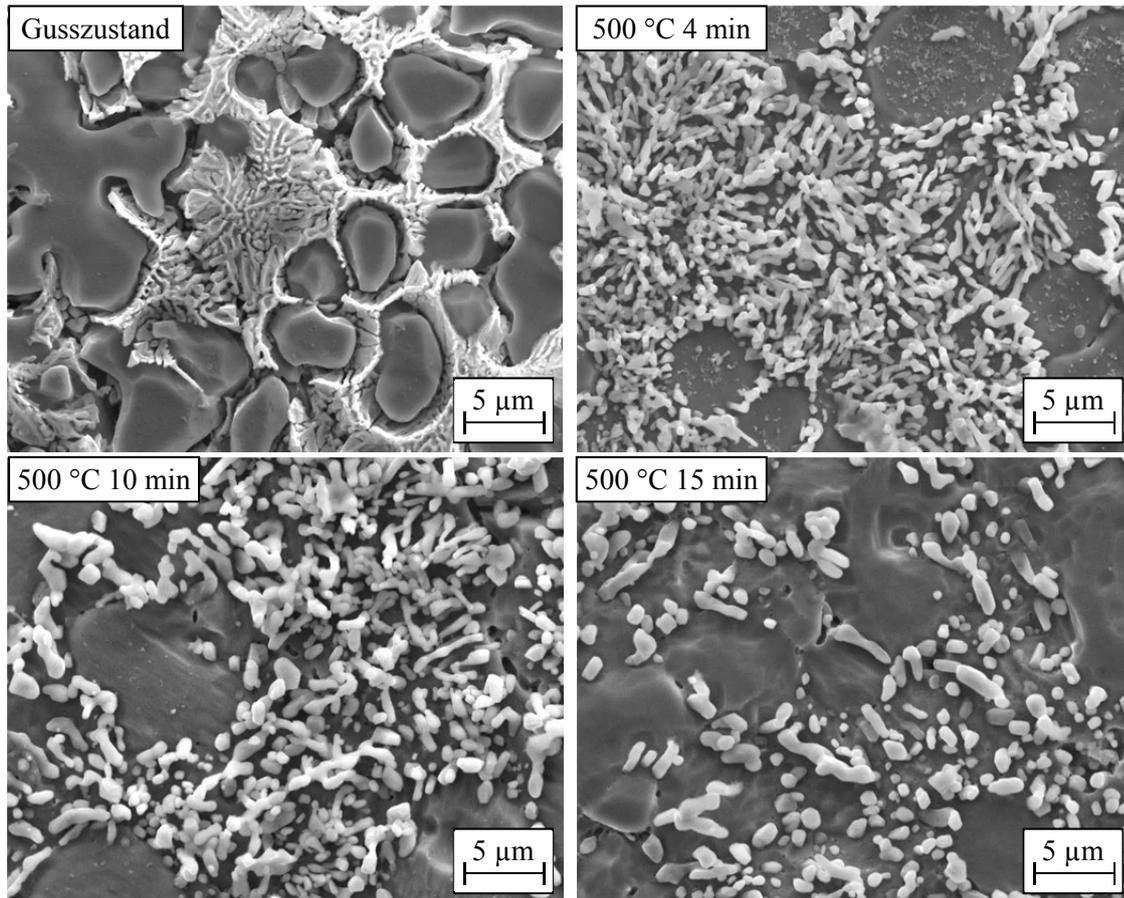


Abbildung 11: Si-Fragmentierung einer AlSi10-Legierung bei verschiedenen Wärmebehandlungszeiten bei 500 °C mit Tiefätzung [35].

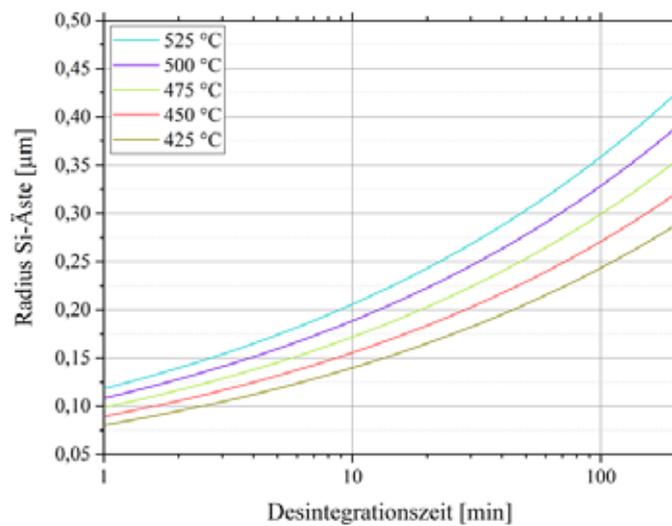


Abbildung 12: Desintegrationszeit des eutektischen Si für verschiedene Temperaturen und Radien der Si-Äste, nach [34].

3.5.2 Strontium (Sr)

Eutektisch erstarrtes Si ist im Gefüge untereutektischer AlSi-Gusslegierungen in unterschiedlichen Erscheinungsformen anzutreffen. Für gewöhnlich erstarrt es in einem relativ groben teils zusammenhängenden Netzwerk aus dünnen facettierten Platten [24, 32], die den weichen Grundwerkstoff unterbrechen. Unveredeltes Si wächst nur in bestimmte Richtungen, meist $\langle 112 \rangle$, und ist an bestimmte kristallographische Ebenen, i.d.R. $\{111\}$ gebunden, wodurch eine Richtungsänderung des Wachstums nicht möglich ist [36]. Eine derartige Erstarrungsmorphologie führt zu unerwünschten Spannungsspitzen im Werkstoff und begrenzt somit die maximale Festigkeit und Duktilität [24]. Durch Zugabe veredelnd wirkender Elemente wie Sr [37] zu untereutektischen und eutektischen AlSi-Gusslegierungen wird die Si-Phase zu einer feinfaserigen bis lamellaren Morphologie hin verändert [24, 37], vgl. Abbildung 13. Durch die Veredelung des Al/Si-Eutektikums wird eine Steigerung der Duktilität erzielt [38]. Allerdings ist die positiv veredelnd wirkende Sr-Konzentration beschränkt. Bei zu hohem Sr-Gehalt steigt die Gefahr der Bildung intermetallischer Al-Si-Sr Phasen [24]. Bei höheren Abkühlraten bzw. Erstarrungsgeschwindigkeiten sind die Effekte der Veredelung stärker ausgeprägt [39]. Außerdem steigen Dehngrenze und Zugfestigkeit aufgrund Veredelung und erhöhter Abkühlrate zusätzlich an [39].

Die eutektische Erstarrung findet in chemisch veredelten AlSi-Gusslegierungen bei vergleichsweise stärkerer Unterkühlung von $\Delta T = 5-10$ K und einer Verschiebung des eutektischen Punktes zu höheren Si-Gehalten von ca. 13,5 wt% statt. Grund ist, dass die Keimbildung eutektischer Körner durch Sr-Zugabe deutlich reduziert wird und so Körner entstehen, die um bis zu zwei Größenordnungen größer sind als in unveredelten Legierungen. Dabei wird davon ausgegangen, dass das zugegebene Veredelungselement die potentiellen Kristallisationskeime unwirksam macht, somit die Kristallisation gehemmt wird und an anderen Keimen bei größerer Unterkühlung starten muss. Durch diese gebremste Kristallisation wird das Wachstum einiger weniger und größerer Körner erklärt. Keimbildung und Wachstum der eutektischen Phase erfolgen somit unabhängig von den primären Al-Dendriten innerhalb der interdendritischen Bereiche. Wichtig ist, dass in chemisch veredelten AlSi-Gusslegierungen während der Erstarrung des Eutektikums die Si-Phase an der Erstarrungsfront nicht vorausseilt, sondern annähernd gekoppelt mit der Al-Phase wächst. So entstehen dreidimensional sphärisch wachsende eutektische Körner. Bei fortschreitendem Wachstum bildet die eutektische Si-Phase fein und gedrunge ausgebildete Si-Fasern mit geringen Faserabständen. Die entstehende dreidimensionale Erscheinungsform des Netzwerks wird als korallenförmige oder Seetang-Morphologie bezeichnet. [40]

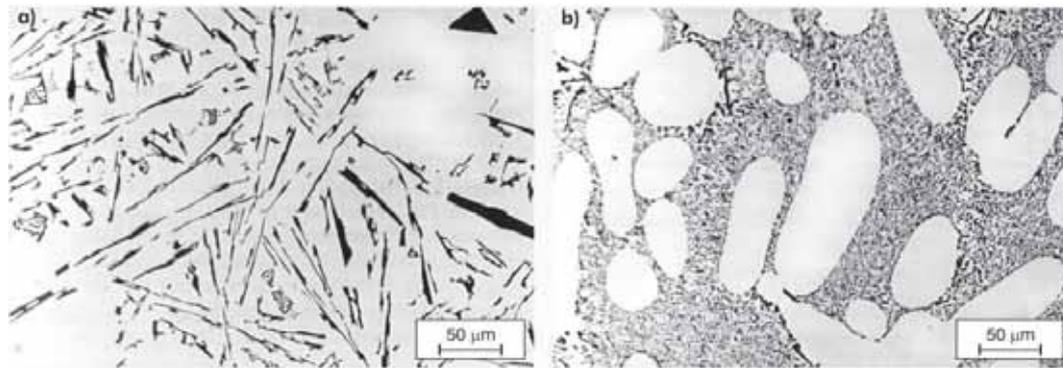


Abbildung 13: Lichtmikroskopische Aufnahmen einer AlSi11Mg0,1-Legierung; (a) unveredelt, (b) mit 200 ppm Sr [41].

Für dieses veränderte Kristallwachstum existieren mehrere Theorien, von denen zwei anerkannt sind [37]. Zum einen kommt es durch veredelnde Elemente zum gehemmten Wachstum der eutektischen Phase (*restricted growth theory*) [42, 43] und zum anderen wird durch das Legierungselement eine verstärkte Zwillingsbildung (*twin plane reentrant edge*, TPRE) gefördert [36]. Die Wachstumshemmung wird durch die Adsorption des Veredelungselements an der Grenzfläche der Erstarrungsfront bewirkt, welche bevorzugt die $\{111\}$ -Wachstumsflächen der eutektischen Si-Phase sind. Daneben kommt es in veredelten AlSi-Legierungen zu einer deutlich verstärkten Zwillingsbildung und damit hoher Flächendefektdichte im eutektischen Si. Das beobachtete Zick-Zack-Wachstum des Si in unterschiedliche kristallographische Richtungen wird durch interne Verzweigungen erklärt, die unbegrenzt wiederholt auftreten können. Für den Zwillingsmechanismus ist der Einbau von Atomen bestimmter Größe in die wachsende Si-Phase wichtig. Das optimale Radienverhältnis des veredelnden Atoms zu Si beträgt 1,65 [32]. Der Atomradius von Strontium beträgt 2,148 Å und ergibt mit Si 1,316 Å ein Verhältnis von 1,63 [32], was diese Theorie stützt.

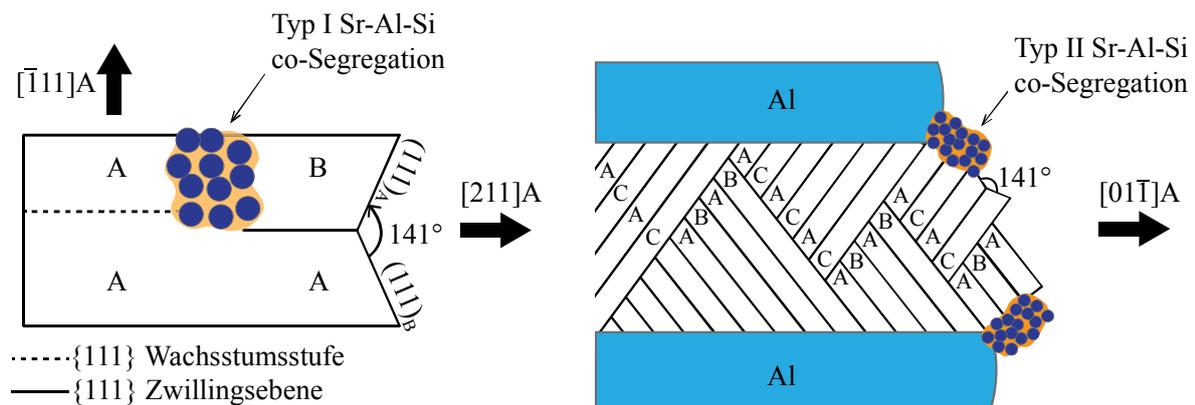


Abbildung 14: Graphische Verdeutlichung der veredelnd wirkenden Mechanismen von Sr, nach [37]. Darstellung einer (011)-Projektion des eutektischen Si; (a) *Impurity Induced Twinning*: Zwillingsbildung durch veränderte Stapelfolge aufgrund von Al-Sr-Si co-Segregation; (b) *Restricted TPRES Growth*: gehemmtes Wachstum des Si aufgrund Al-Sr-Si co-Segregation an den einspringenden Kanten bzw. Wachstumsfronten.

3.5.3 Eisen (Fe)

Eisen ist eine herkömmliche Verunreinigung in Al-Legierungen, dessen Hauptursprung in der Herstellung primären Aluminiums mit dem Bayer-Verfahren und der Hall-Héroult elektrolytischen Reduktion zu finden ist [44]. Je nach Prozessparametern und Qualität des Ausgangsmaterials erstreckt sich dieser Gehalt von 0,03-0,15 wt% Fe [44]. Bisher existieren keine effektiven und wirtschaftlichen Methoden den Fe-Gehalt weiter zu reduzieren [45], sodass mit Kompromisslösungen gearbeitet werden muss, welche den negativen Effekt des Fe abschwächen [46]. Fe weist eine hohe Löslichkeit im flüssigen Al auf, was allerdings in eine sehr geringe Löslichkeit im Festen von $< 0,005$ wt% [47 S.4] umschlägt. Bei Al-reichen Legierungen bildet sich ein Eutektikum bei 928 K (655 °C) im Bereich 1,7-2,2 wt% Fe aus [26 S.52]. Die entstehende Gleichgewichtsphase Al_3Fe wird direkt aus der Schmelze und nicht durch peritektische Reaktion gebildet [26 S.52]. Das weitere Phasendiagramm, vgl. Abbildung 15, der Al-reichen Seite ist sehr kompliziert und mit vielen Besonderheiten geprägt [27].

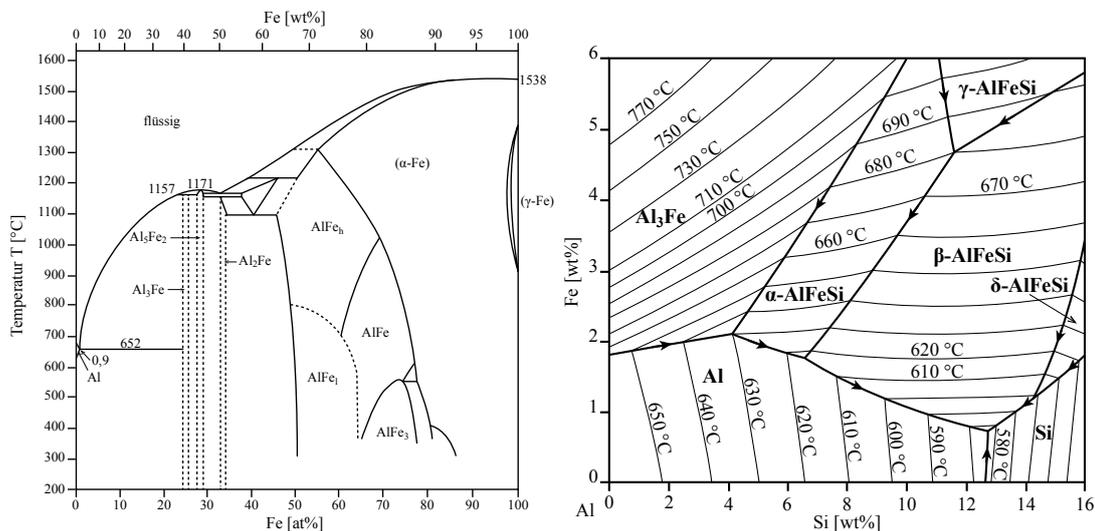


Abbildung 15: (a) Phasendiagramm von Al-Fe, nach [27] (b) berechneter Liquidus-Verlauf der Al-reichen Ecke des Systems Al-Fe-Si, nach [48, 49].

Neben dem negativen Einfluss auf mechanische Eigenschaften bringt Fe in Al-Legierungen insbesondere im Druckguss auch Vorteile mit sich. So wird die Klebneigung von Gussteilen an metallischen Dauerformen erheblich gesenkt [45]. Die Erscheinung des Klebens wird auf einen diffusionsbasierten Prozess zurückgeführt [50]. Bei Kontakt der Al-Schmelze mit den Dauerformen diffundiert Fe in Al und umgekehrt, was zur Bildung einer Reihe intermetallischer Phasen auf dem Formmaterial führt. Durch die Reaktion entstehen Phasen binärer Art, welche mit Si ternäre AlFeSi-Phasen, vgl. Abbildung 16, oder je nach Elementgehalt quaternäre Phasen bilden. Aufgrund der hohen Affinität zwischen Fe und Al und der hohen Reaktionskinetik ist die Klebneigung nicht ohne weiteres zu unterbinden. Nach der Bildung der intermetallischen Phasen klebt das Al aufgrund der günstigeren Grenzflächenenergie zwischen intermetallischen Phasen und Al auf der Form. Der Mechanismus des Klebens von Al-Bauteilen in metallischen Dauerformen ist in

Abbildung 17 schematisch dargestellt. Um den Fe-Gehalt nicht unnötig erhöhen zu müssen, kann mit Mn die Klebeneigung kontrolliert gesteuert werden. [50]

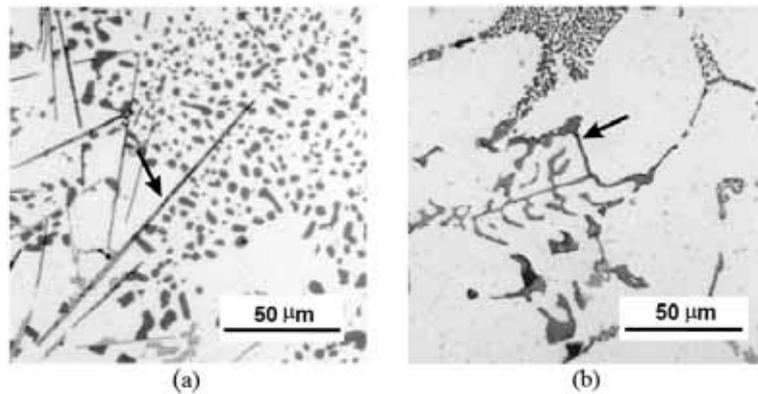


Abbildung 16: Lichtmikroskopische Aufnahmen intermetallischer Fe-haltiger Phasen in einer AlSi5Cu1Mg-Legierung: (a) β -Al₅FeSi, (b) chinesenschriftartige α -Al₈Fe₂Si [44].

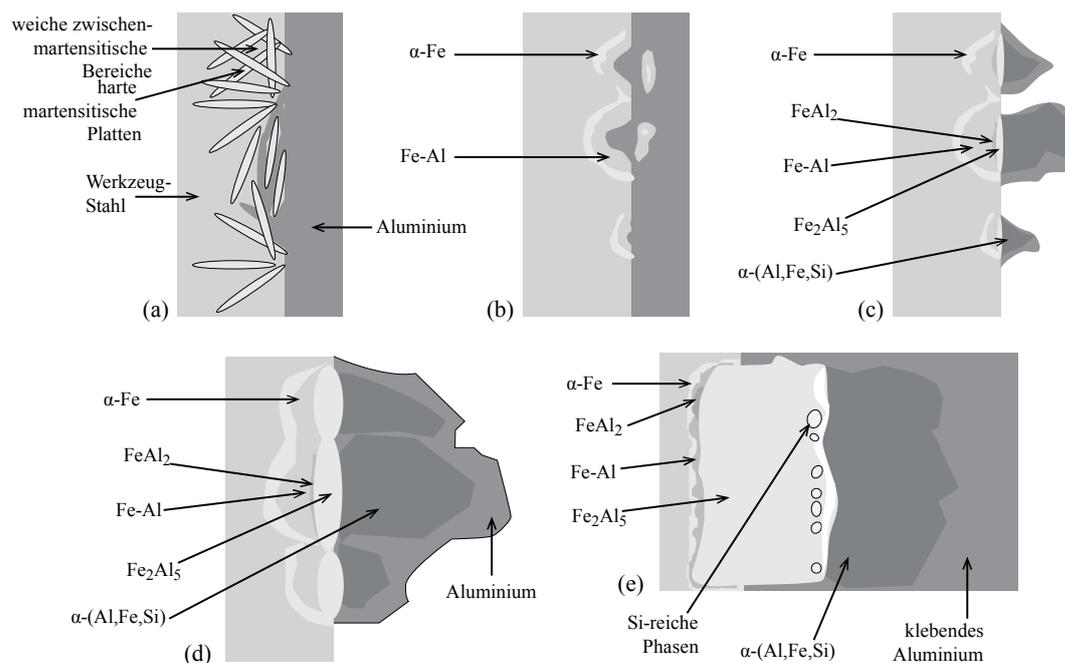


Abbildung 17: Schrittweiser Mechanismus des Klebens von Al-Gussteilen in metallischen Dauerformen, nach [50].

3.5.4 Mangan (Mn)

Al und Mn bilden ein eutektisches System mit einer Gleichgewichtstemperatur von 931 K (658 °C) [51] bei 1,9 wt% Mn [26 S.48], vgl. Abbildung 18 links. Im Al-Mischkristall sind bei hohen Abkühlraten > 10 K/s bis zu 1,9 wt% Mn zwangsgelöst [47 S.3f] und tragen somit aufgrund des gegenüber Al kleinen Atomradius von Mn zur Mischkristall-Verfestigung und Festigkeits-

steigerung bei [26 S.234]. Die vergleichsweise hohe Löslichkeit sinkt stark mit fallender Temperatur und im Gleichgewicht bildet sich neben dem Al-Mischkristall die orthorhombische Phase Al_6Mn [47 S.3]. Mangan als alleiniges Legierungselement ist in Al-Legierungen nicht unbedingt förderlich für die mechanischen Eigenschaften [45], verhindert aber das Kleben von Gussteilen in metallischen Dauerformen [34] und bildet mit Si und Fe zusammen intermetallische Phasen, vgl. Abbildung 18 rechts.

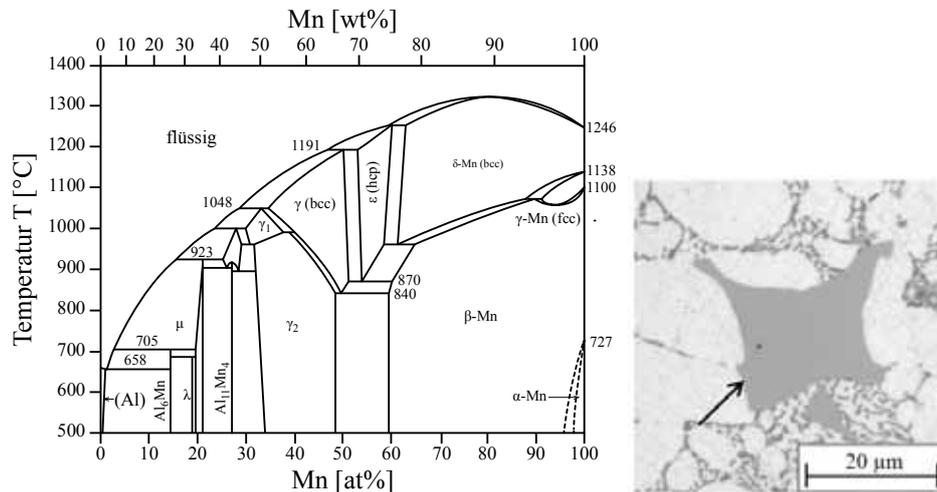


Abbildung 18: Phasendiagramm von Al-Mn, nach [51] und lichtmikroskopische Aufnahme einer $\text{AlSi}_9\text{Zn}_5\text{MnMg}$ -Legierung mit kompakter, blockiger α -Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ [35].

3.5.5 Molybdän (Mo)

Mo wird in AlSi-Gusslegierungen nur selten als gezieltes Legierungselement verwendet und bisher stattdessen tendenziell als Verunreinigung gesehen. Al und Mo zeigen auf der Al-reichen Seite des binären Phasendiagramms eine peritektische Reaktion der Form $\text{Liquid} + \text{Al}_{12}\text{Mo} \rightarrow \text{Al-MK}$ bei 934 K (661 °C) und ca. 0,21 wt% Mo [52], vgl. Abbildung 19. Daher wird es vereinzelt bis 0,3 wt% als kornfeinendes Legierungselement eingesetzt [26 S.235]. Die maximale Löslichkeit von Mo im Al-Mischkristall beträgt bei 933 K (660 °C) ca. 0,25 wt% und nimmt mit fallender Temperatur stark ab [53 S.20]. Allerdings kann durch eine hohe Abkühlrate ein übersättigter Mischkristall erzeugt werden. So ist mit $> 10^4$ K/s eine Mischkristall-Übersättigung von 0,6 wt% möglich [53 S.21]. In Kombination mit Fe und Si neigt Mo dazu die plattenförmigen Fe-haltigen intermetallischen Phasen β -AlFeSi zu unterdrücken und stattdessen eine mehr blockig, eingeförmte $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mo})\text{Si}$ -Phase zu bilden [54, 55]. Deren Zusammensetzung wird als $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mo})_2\text{Si}$ [56], $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mo})_3\text{Si}$ [57] oder auch $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mo})_3\text{Si}_2$ [58] beschrieben. Mit Mn-Zusätzen erhöht sich der Anteil intermetallischer Phasen [58] und sie werden zu mehr kompakten, sternförmigen, polygonalen Formen geändert [45, 58]. Somit entsteht die mehr globulitische oder elliptische, aber weniger skelettförmige [56] $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mo})\text{Si}$ -Phase mit kubisch-raumzentrierter Struktur [57], welche zudem Mn enthalten kann und deshalb als α - $\text{Al}(\text{FeMnMo})\text{Si}$ -Phase beschrieben wird mit

Zellparameter $a = 1,256(4) \text{ nm}$ [58]. Ihre Zusammensetzung wiederum wird u.a. mit $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Mo})_3\text{Si}_2$ [58] angegeben. Der einformende und Morphologie verändernde Effekt des Mo auf Fe-haltige intermetallische Phasen soll effektiver sein als der des Mn [52].

In einer 226D-Druckgusslegierung wurden 0,1 wt% Mo als Optimum bei Dünnwandigkeit herausgefunden. Die entstehenden Fe-haltigen intermetallischen Phasen sind kleiner als $10 \mu\text{m}$. Dadurch wurde die Bruchdehnung um ca. 13 % und die Zugfestigkeit um ca. 17 % bei gleichbleibender Dehngrenze gesteigert. D.h. die entstehenden intermetallischen Phasen fördern die Duktilität der Legierung und ermöglichen damit höhere Festigkeiten und das Ausschöpfen des Legierungspotentials. Es ist aber darauf zu achten, dass nicht mehr als 0,1 wt% zulegiert werden, da sonst die intermetallischen Phasen zu grob werden und damit die mechanischen Kennwerte absinken. [59]

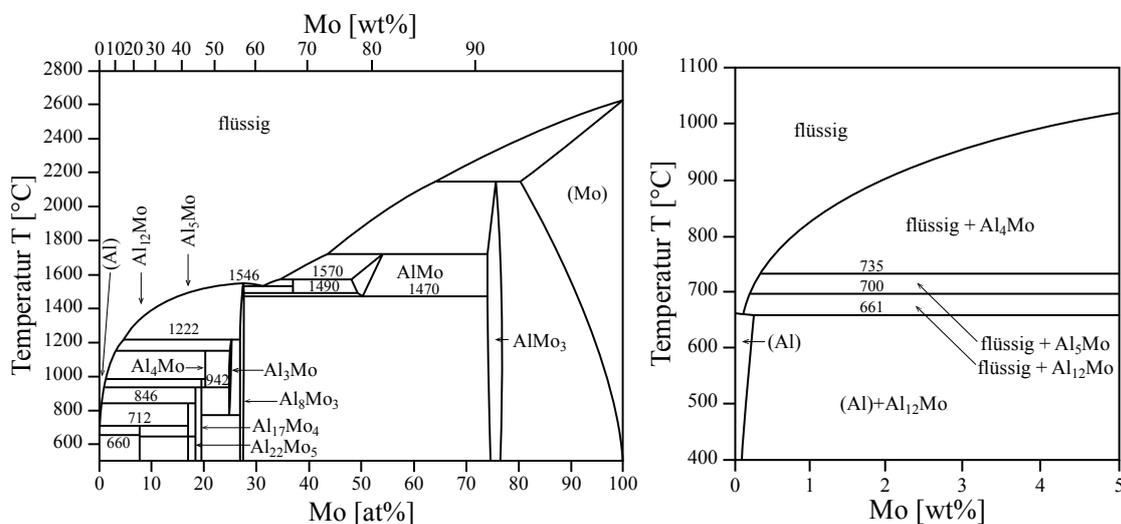


Abbildung 19: Phasendiagramm von Al-Mo, nach [60] und Detailausschnitt, nach [52].

3.5.6 Kupfer (Cu)

Kupfer nimmt Einfluss auf Festigkeit und Härte von Al-Gusslegierungen, sowohl wärmebehandelbar als auch nicht-wärmebehandelbar. Es erhöht sowohl bei Raumtemperatur, als auch bei erhöhten Temperaturen die Festigkeit aufgrund von Ausscheidungen [61]. Allerdings sind Festigkeit und Duktilität stark davon abhängig, wie das Cu in der Legierung vorliegt. Befindet es sich zwangsgelöst im Dendriteninneren, was meist bei geringen Beimengungen der Fall ist (maximale Löslichkeit 5,7 wt% [9 S.77f]), so steigen Festigkeit und Härte des Al-Mischkristalls unter Duktilitätsverlust an. Scheidet sich Cu hingegen als kontinuierliches Netzwerk in Form von Al_2Cu an den Dendritengrenzen aus, dann steigt insbesondere die Sprödigkeit [6 S.120]. Neben einer Verbesserung der Aushärtbarkeit verhindern geringe Mengen Cu in Zn-haltigen Al-Legierungen die Spannungsrisskorrosion und mindern die Heißrissanfälligkeit. Hohe Cu-Gehalte bei Al-Cu Legierungen hingegen fördern die Heißrissanfälligkeit. [8, 24, 61-64]

3.5.7 Magnesium (Mg)

Die maximale Löslichkeit von Mg im Al-Mischkristall beträgt 17,4 wt% bei 723 K (450 °C) [26]. AlMg-Gusslegierungen erstrecken sich deshalb von 4-10 wt% [26], teils auch von 3-12 wt% Mg [9]. Ab etwa 7 wt% Mg ist eine Wärmebehandlung zur Homogenisierung des Gefüges erforderlich, um die günstigen Festigkeitseigenschaften zur Geltung zu bringen [9]. Die Ausscheidung von Mg findet sogar bei Raumtemperatur bei AlMg10-Legierungen statt [26]. Legierungen mit < 7 wt% Mg sind bei Raumtemperatur stabil, nicht aber bei erhöhten Temperaturen [26]. Mg-Ausscheidungen bevorzugt an Korngrenzen sind stark anodische Phasen (Mg_5Al_3 , Mg_5Al_8), wodurch Spannungsris- und Korngrenzen-Korrosion gefördert wird [26].

3.5.8 Titan (Ti)

Titan ist ein übliches Legierungselement in AlSi-Gusslegierungen, was bereits in geringen Konzentrationen zur Kornfeinung der Al-Dendriten beiträgt. Durch Zugabe von Vorlegierungen wie AlTi10 wird die Keimzahl in der Schmelze erhöht und damit eine heterogene Kristallisationskeimbildung positiv gefördert [25]. Somit werden die sonst groben und großen Dendriten in feinere, globulitische Dendriten umgewandelt, vgl. Abbildung 20. Diese führen zu höherer Zähigkeit und Dehngrenze sowie einer gleichmäßigeren Verteilung sekundärer Phasen im Material [65]. Des Weiteren wird insbesondere die Duktilität und Bruchdehnung bis 0,15 wt% Ti gesteigert. Da die Beweglichkeit kleinerer Körner höher ist, werden Formfüllung und Nachspeisung mit flüssiger Schmelze erleichtert und so eine geringere Erstarrungsschrumpfung und Schrumpfungsporosität erzielt [65, 66]. Die kornfeinende Wirkung wird durch Al_3Ti -Partikel und der peritektischen Reaktion $Liquid + Al_3Ti \rightarrow Al-MK$ bei 938 K (665 °C) erzielt [67], vgl. Abbildung 21. Diese Partikel sind in der Schmelze stabil und wirken in unterperitektischer Zusammensetzung als aktive Keimbildner [68]. Für die genaue kornfeinende Wirkungsweise von Ti-Zusätzen bestehen verschiedene Theorien in der Literatur [68-70].

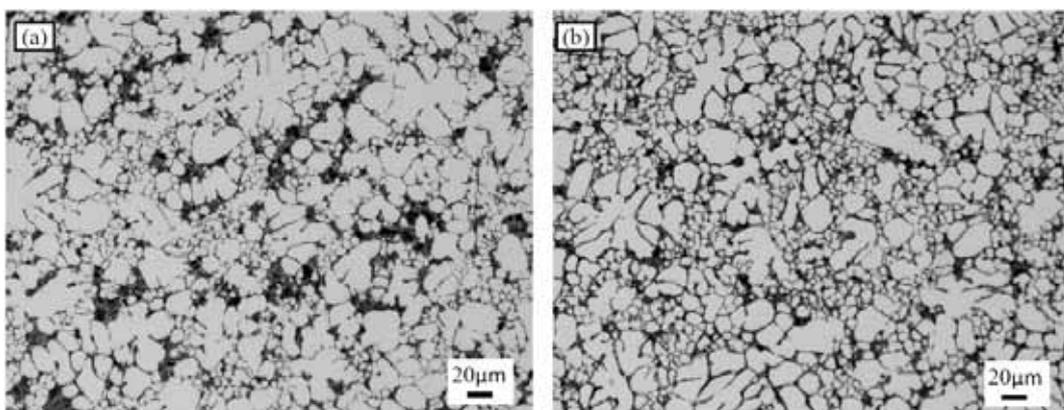


Abbildung 20: Lichtmikroskopische Aufnahmen einer Al-Mg-Si Legierung im Gusszustand mit (a) 0,008 wt% Ti und (b) 0,20 wt% Ti [71].

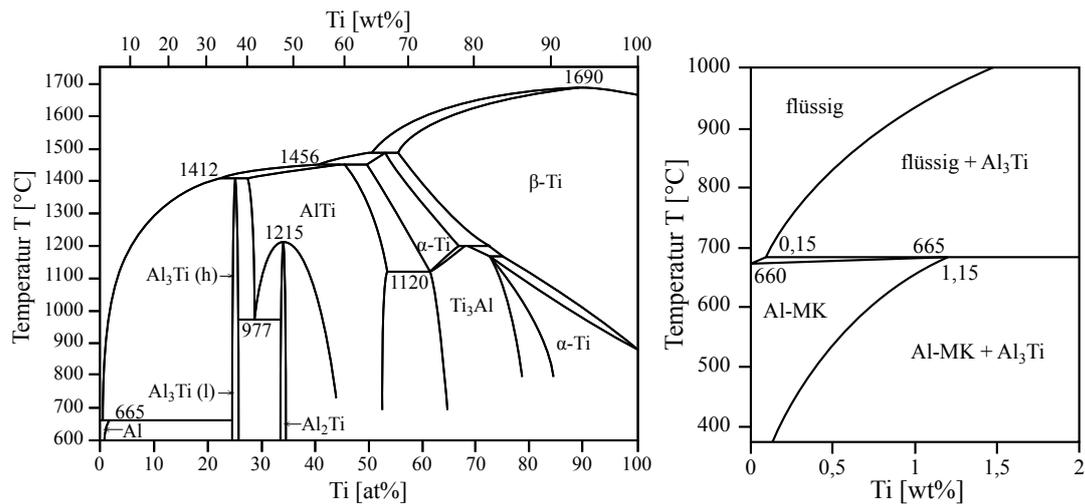


Abbildung 21: Phasendiagramm von Al-Ti, nach [67], und Detailausschnitt, nach [68].

3.5.9 Nickel (Ni)

Die Löslichkeit von Ni im festen Al ist $< 0,05$ wt%. Oberhalb dieses Wertes liegt es in Form unlöslicher intermetallischer Phasen vor, für gewöhnlich in Kombination mit Fe. Ni bis 2 wt% erhöht die Festigkeit von hochreinem Al, mindert aber die Duktilität. In Al-Cu und in Al-Si Legierungen wird Ni gezielt zugegeben, um Härte und Festigkeit bei erhöhten Temperaturen zu verbessern und den Ausdehnungskoeffizienten zu verkleinern. [26]

Die entstehenden intermetallischen Phasen haben bei primärer Erstarrung dendritische Morphologie und bei eutektischer Erstarrung eine lamellare Morphologie. In aller Regel ist es in Kombination mit Fe anzutreffen und bildet dann AlFeMnSiNi-Phasen und selten Al_3Ni -Phasen. Da erstere Phasen i.d.R. hart und spröde sind, steigt zwar die Dehngrenze gering an, aber die Duktilität fällt signifikant ab in Form einer abnehmenden Bruchdehnung. [72]

Zusätzlich kann auch Al_9FeNi in herkömmlich verunreinigten Legierungen entstehen [73]. In AlSiCuMg-Legierungen mit Ni-Zugabe entstehen verschiedene intermetallische Phasen mit Al, Cu, Fe: $\text{T-Al}_9\text{FeNi}$, $\gamma\text{-Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$, $\delta\text{-Al}_3\text{CuNi}$, $\varepsilon\text{-Al}_3\text{Ni}$ [74]. Die Sprödigkeit dieser Phasen mindert die Duktilität signifikant, sodass eine ausgesprochene Hochtemperaturbehandlung > 813 K (540 °C) nötig ist um die Phasen aufzulösen und die Duktilität zu erhöhen [74]. Wenn diese Phasen nicht aufgelöst werden können, so wird die Festigkeit durch Ni-Zugabe (deutlich ab $\sim 0,4$ wt%) gesenkt, da eine Cu-Ni-Reaktion der Bildung von Al_2Cu ein Teil des benötigten Cu entzieht [75].

3.6 Legierungssysteme

Da es sich bei den allerwenigsten Legierungen um binäre Systeme handelt, werden im Nachfolgenden ternäre, quaternäre, quinäre und senäre Systeme betrachtet. Zusätzlich zu Literaturrecherchen wurden JMatPro® Werkstoffsimulationen der Systeme durchgeführt und hier mit eingefügt.

3.6.1 Al-Si-Fe-Mn

3.6.1.1 Al-Si-Fe

In diesem Legierungssystem treten neben Al und Si die Phasen Al_3Fe , $\alpha(\text{AlFeSi})$ und $\beta(\text{AlFeSi})$ auf. Im Falle der Ungleichgewichtserstarrung können zusätzlich die Phasen Al_4FeSi_2 bzw. $\delta(\text{AlFeSi})$ oder Al_3FeSi entstehen. Bei Legierungen mit technischen Abkühlraten liegen die Phasen Al_3Fe , Al_6Fe , $\alpha(\text{AlFeSi})$, $\beta(\text{AlFeSi})$ und $\delta(\text{AlFeSi})$ neben Al und Si co-existent im Gefüge vor. Eine Identifizierung der Phasen anhand ihrer Morphologie führt oft zu Fehlern, da ein und dieselbe Phase verschiedene Formen aufweisen kann, abhängig ihres Ursprungs: primärer Kristall oder Produkt von peritektischen oder eutektischen Reaktionen. Des Weiteren beeinflusst die Abkühlrate die Bildung möglicher Phasen. So wird bei hohen Abkühlraten bis 100 K/s die Bildung von Al_3Fe und $\beta(\text{AlFeSi})$ stark behindert und bevorzugt $\alpha(\text{AlFeSi})$ gebildet. [76 S.1-10]

Grund ist, dass es durch die schnelle Abkühlung zu einer signifikanten Unterkühlung kommt, was die Bildungsreaktionen der Phasen beeinflusst. Die Bildung von Al_3Fe hat einen höheren Wert der Unterkühlung im Vergleich zur Bildung von $\alpha(\text{AlFeSi})$, weshalb zweite Reaktion thermodynamisch günstiger erscheint [76]. Ist eine bestimmte Menge $\alpha(\text{AlFeSi})$ bereits gebildet, steigt die benötigte Unterkühlung zur Bildung von $\beta(\text{AlFeSi})$ weiter an und dessen Bildung wird damit unterdrückt [76].

Tabelle 4: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phasen im System Al-Si-Fe, [76]

Name	Zusammensetzung	Struktur	Zellparameter	Dichte [g/cm^3]
$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ $\text{Al}_{23}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ $\text{Al}_{7,4}\text{Fe}_2\text{Si}$ $\alpha(\text{AlFeSi})$	30 - 33 wt% Fe 6 - 12 wt% Si	Hexagonal P63/mmc	a = 1,23 - 1,24 nm c = 2,62 - 2,63 nm	3,258
Al_5FeSi $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ $\text{Al}_5(\text{Fe,Mn})\text{Si}$ $\beta(\text{AlFeSi})$	25 - 30 wt% Fe 12 - 15 wt% Si	monoklin	a = b = 0,612 nm c = 4,148 - 4,150 nm $\beta = 91^\circ$	3,3 - 3,6

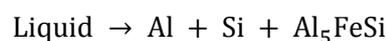
In Si-haltigen Al-Legierungen wirkt sich Fe stark nachteilig auf das Gefüge aus [25], da es plattenförmige AlFeSi-Phasen bildet und deren Anteil so gering wie möglich gehalten werden sollte. Der kritische Fe-Gehalt für AlSi-Legierungen, welcher nicht überschritten werden sollte, lässt sich mit $\text{Fe}_{\text{crit}} = 0,075 \cdot \text{Si}$ [wt%] - 0,05 grob abschätzen [44]. Der nachteilige Effekt auf das Gefüge basiert auf der sehr geringen Löslichkeit des Fe im festen Al und seiner Tendenz Fe-haltige intermetallische Phasen mit Al und Si zu bilden [25, 46]. Der Fe-Gehalt ist in den meisten

kommerziellen Gusslegierungen auf 0,8-1,0 wt% beschränkt, da höhere Gehalte die Speisungscharakteristik und die mechanischen Eigenschaften vehement verschlechtern [26]. Allerdings wird die Auflösungserscheinung von metallischen Dauerformen bei $> 0,8$ wt% Fe signifikant reduziert [46].

Die $\alpha(\text{AlFeSi})$ Phase weist eine kompakte Morphologie wie chinesenschriftartig, sternenförmig oder polygonal auf [45]. Die $\beta(\text{AlFeSi})$ Phase ist in Al-Si-Fe-Legierungen bei gewöhnlichen Si-Gehalten häufiger anzutreffen und weist eine plattenförmige Morphologie auf [45, 46], die im Schliff als Nadeln erscheinen. Diese kann auch Mn enthalten und wird dann als $\beta\text{-Al}_5(\text{Fe,Mn})\text{Si}$ bezeichnet [77]. Diese Platten aus einer harten, spröden Fe-haltigen intermetallischen Phase sind zumeist im Al/Si-Eutektikum anzutreffen [78], da sie vor- oder co-eutektisch erstarren [79] und wirken als großflächige Gefügetrennungen. Sie führen aufgrund ihrer facettierten Form zu Spannungsspitzen und begünstigen damit bereits bei geringer Verformung einen Bruch [28, 46]. Demnach werden durch Fe-Verunreinigungen die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflusst, sodass Duktilität und Festigkeit progressiv mit steigendem Fe-Gehalt sinken [45].

Der Phasenanteil von $\beta(\text{AlFeSi})$ steigt linear mit dem Fe-Gehalt der Legierung, wobei das eigentliche Phasengebiet aufgrund binärer und ternärer eutektischer Reaktionen oder primärer Erstarrung variieren kann [76 S.38-46]. Durch Zugabe anderer Elemente wie Cr, Mn, Ni, Co, Mo kann die Erscheinungsform der intermetallischen Phasen in eine weniger schädliche und mehr kompakte Form umgewandelt werden [28].

Bei hohen Si-Gehalten bis 12 wt% tritt ein ternäres Eutektikum bei 849 K (576 °C) auf: [76 S.1-10]



10

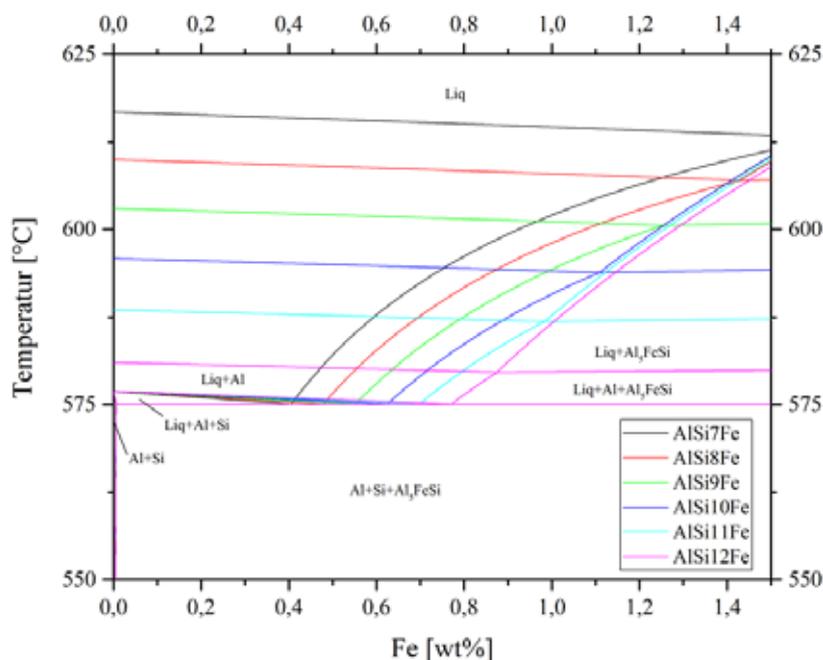
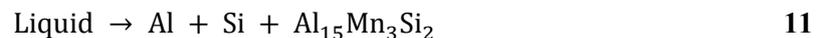


Abbildung 22: Isopleth AlSi7-12Fe, nach JMatPro®. Variation des Si und Fe Gehalts im ternären System Al-Si-Fe. Phasen Al, Si und $\beta(\text{Al}_5\text{FeSi})$.

Die Berechnung der Isoplethen für AlSi7-12Fe, vgl. Abbildung 22, zeigt, dass die Soliduslinie durch Si und Fe nicht beeinflusst wird, wohingegen die Liquiduslinie durch höheren Si-Gehalt deutlich gesenkt wird. Eine Fe-Steigerung führt bei Gehalten > 0,4 wt% zu einer primären Bildung von $\beta(\text{AlFeSi})$, welches dann im Gefüge als grobe Nadeln bzw. Platten erscheint. Bei hoch-Si-haltigen Legierungen bewirkt eine Fe-Steigerung aufgrund der primären Bildung der Fe-haltigen intermetallischen Phasen eine Anhebung der Liquidustemperatur entgegen der Liquidussenkung des Si.

3.6.1.2 Al-Si-Mn

In diesem Legierungssystem stehen auf der Al-reichen Seite neben Si die Phasen Al_6Mn und $\alpha(\text{MnSi})$ mit dem Al-Mischkristall im Gleichgewicht. Bei hohen Abkühlraten sind bis zu 1 wt% Mn im Al-Mischkristall gelöst. AlSi-Legierungen mit bis zu 2 wt% Mn weisen ein Eutektikum bei 846 K (573 °C) auf. [76 S.12-15]



Unter Ungleichgewichtsbedingungen können weitere Phasen wie Al_4Mn oder $\text{Al}_{10}\text{Mn}_3\text{Si}$ entstehen [80 S.53f] und die Mischkristallkonzentration gesteigert werden. Die wichtigsten intermetallischen Phasen sind in Tabelle 5 mit ihren Zusammensetzungen sowie kristallographischen Parametern aufgelistet.

Tabelle 5: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phasen im System Al-Si-Mn.

Name	Zusammensetzung	Struktur	Zellparameter	Dichte [g/cm^3]
$\alpha(\text{Mn,Si})$ [80] $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$ [76, 80] $\text{Al}_{10}\text{Mn}_2\text{Si}$ [80] $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$ [80] $\text{Al}_9\text{Mn}_2\text{Si}_{1,8}$ [80]	25 - 29 wt% Mn 8 - 13 wt% Si	kubisch, Pm3 [80]	$a = 1,2625 - 1,26575 \text{ nm}$ [81-83]	3,5 [76]
$\alpha\text{-(AlMnSi)}$ $\text{Al}_6\text{M}_3\text{Si}_2$ [78] $\text{Al}_9\text{Mn}_2\text{Si}$ [81, 82]		hexagonal [78] oder kubisch [81, 82]	$a = 1,2625 - 1,26575 \text{ nm}$ [81-83]	
$\beta\text{-(AlMnSi)}$ $\text{Al}_9\text{Mn}_3\text{Si}$ [81, 82] $(\text{Al,Si})_{12}\text{Mn}_3$ [81]		hexagonal [81-83]	$a = 0,74376 - 0,74491 \text{ nm};$ $c = 0,77149 - 0,77330 \text{ nm}$ [81, 83] $a = 0,7513 \text{ nm};$ $c = 0,7754 \text{ nm}$ [81]	

In Abbildung 23 links wird erkennbar, dass bei niedrig Si-haltigen Legierungen die Steigerung des Mn-Gehalts eine deutliche Anhebung der Liquidustemperatur bedeutet, da es zu einer primären Bildung von Mn-haltigen intermetallischen Phasen kommt. Entsprechend wird in der rechten Darstellung erkennbar, wie die Variation von Si und Mn jeweils den Liquidusverlauf und die Art der primären Mn-haltigen intermetallischen Phasen in diesem System beeinflussen. In hoch-Si-haltigen Legierungen des Systems Al-Si-Mn führt eine Steigerung des Si-Gehalts wiederum zu

einem Absinken der Liquidustemperatur, wobei darauf zu achten ist, dass es ab einem gewissen Mn-Gehalt, abhängig vom Si-Gehalt, zur primären Erstarrung der Phase $\alpha(\text{Mn},\text{Si})$ bzw. $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$ kommt. Dies wird in Abbildung 24 deutlich.

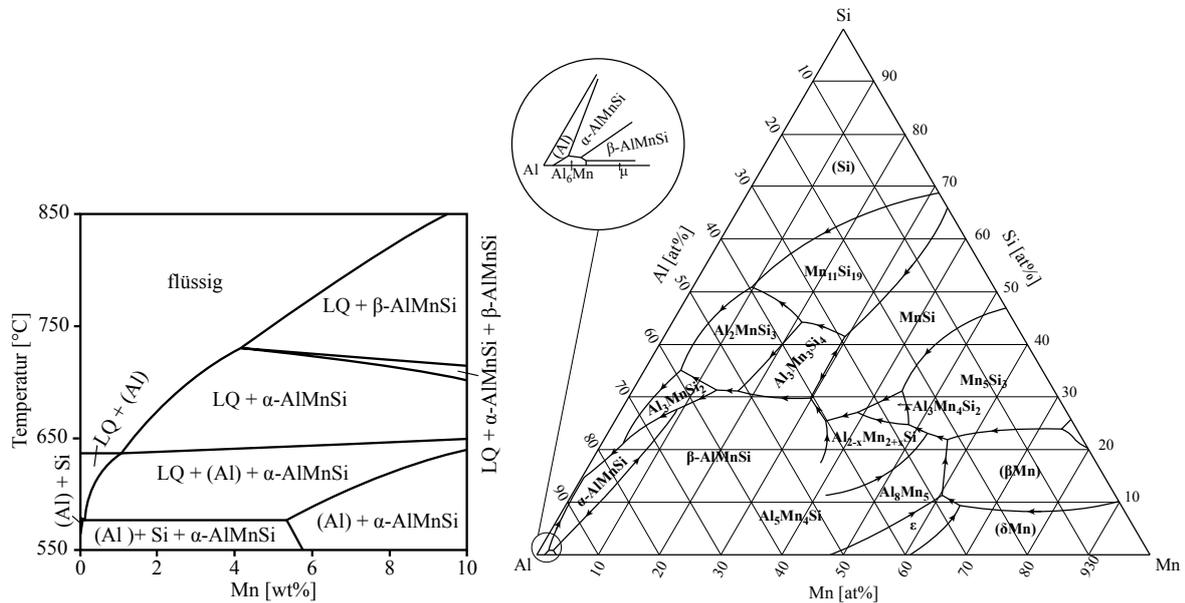


Abbildung 23: berechneter Isopleth des Systems Al-Mn-Si bei 4 wt% Si, nach [84], und berechneter Liquidusverlauf des Systems Al-Mn-Si, nach [85].

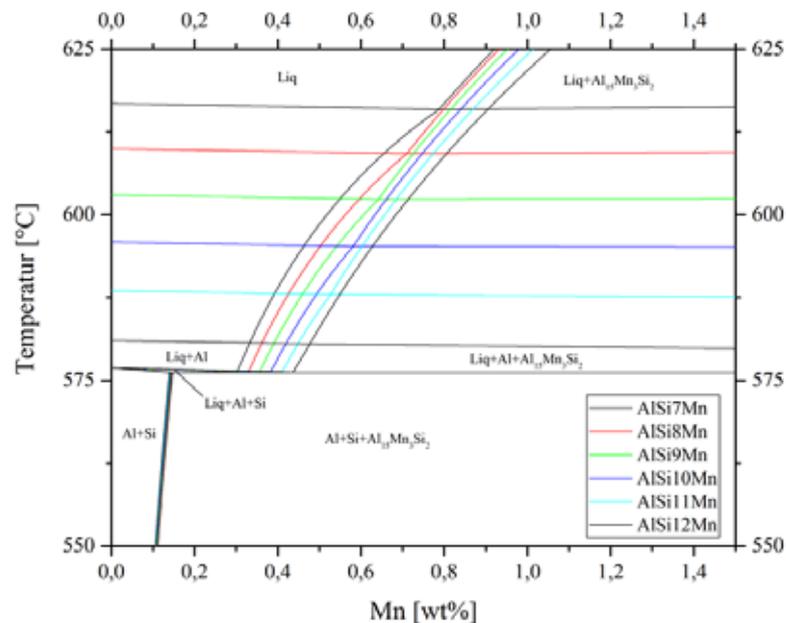


Abbildung 24: Isopleth AlSi7-12Mn, nach JMatPro®. Variation des Si und Mn Gehalts im ternären System Al-Si-Mn. Phasen Al, Si und $\alpha(\text{MnSi})$ bzw. $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$.

3.6.1.3 Al-Fe-Mn

Auf der Al-reichen Seite dieses Systems können nur die Phasen Al_3Fe und $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$ mit dem Al-Mischkristall im Gleichgewicht stehen. Die maximale Löslichkeit von Mn in Al_3Fe von 4-5 wt% Mn entspricht der Zusammensetzung $\text{Al}_3\text{Fe}_{0,88}\text{Mn}_{0,12}$. Bei hohen Abkühlraten $> 10 \text{ K/s}$ ist nur die Phase $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$ mit den Parametern in Tabelle 6 zu erwarten. Dabei senkt der Fe-Gehalt die Konzentration des Mn im Al-Mischkristall, da ein Teil des Mn durch Fe-haltige intermetallische Phasen abgebunden wird. [76 S.10-12, 78, 80, 86]

Im Isoplethen $\text{AlMn}0\text{-}0,6\text{Fe}$ aus Abbildung 25 wird erkennbar, dass die Fe- und Mn-Variation keinen Einfluss auf Liquidus und Solidustemperatur haben, sondern nur die Festphasengebiete verschoben werden.

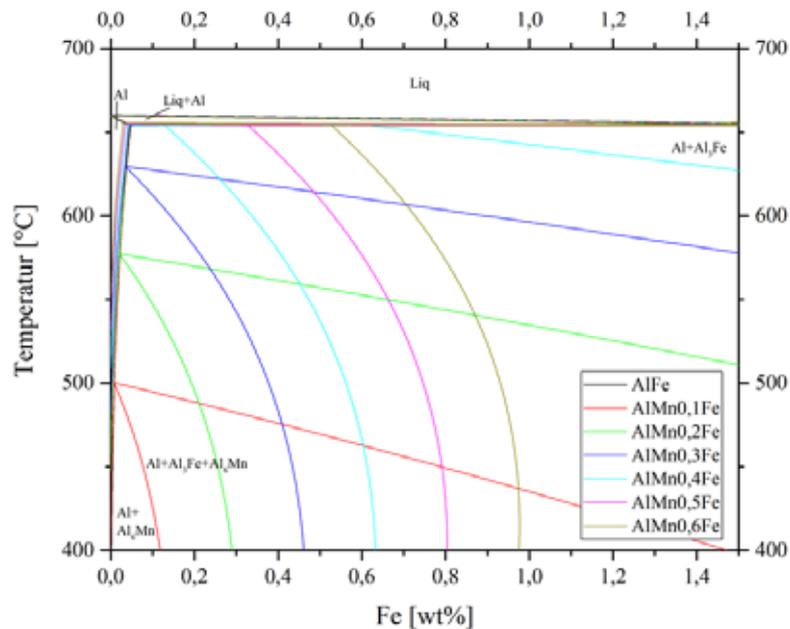


Abbildung 25: Isopleth $\text{AlMn}0\text{-}0,6\text{Fe}$, nach JMatPro®. Variation des Mn und Fe Gehalts im ternären System Al-Mn-Fe. Phasen Al, Al_6Mn und Al_3Fe .

3.6.1.4 Al-Si-Fe-Mn

Dieses Legierungssystem dient zum Verständnis des modifizierenden Einflusses von Mn auf nadelige Fe-haltige intermetallische Phasen wie $\beta(\text{AlFeSi})$. Es ergibt sich ein breiter Existenzbereich der Phase $\alpha(\text{MnSi})$. Diese kann Fe aufnehmen und führt damit zur Bildung der quasi-quaternären Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$. Abhängig vom Fe/Mn-Verhältnis wird von verschiedenen Phasen berichtet:

Fe:Mn = 1:1 Erstarrung bei 849 K (576 °C) mit Al, Si und $\text{Al}_{16}(\text{Fe},\text{Mn})_4\text{Si}_3$.

Fe:Mn > 1 Erstarrung bei 847 K (574 °C) mit Al, Si, $\text{Al}_{16}(\text{Fe},\text{Mn})_4\text{Si}_3$ und $\beta(\text{AlFeSi})$.

Fe:Mn < 1 Erstarrung bei 848 K (575 °C) mit Al, Si, $\text{Al}_{16}(\text{Fe},\text{Mn})_4\text{Si}_3$ und $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$.

Abweichend von diesen Gleichgewichtserstarrungen kann im Falle der Ungleichgewichtserstarrung die Phase $\beta(\text{AlFeSi})$ auch bei größeren Mn:Fe-Verhältnissen auftreten. Die Löslichkeit von Mn im

Al-Mischkristall sinkt mit steigendem Fe- und Si-Gehalt, da ein Großteil des Mn durch intermetallische Phasen wie $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ bei der Erstarrung abgebunden wird. [76 S.15-19]

Tabelle 6: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phasen im System Al-Si-Fe-Mn, [76]. Zusätzlich können die Phasen der Systeme Al-Si-Fe, Al-Si-Mn und Al-Fe-Mn auftreten.

Name	Zusammensetzung	Struktur	Zellparameter	Dichte [g/cm^3]
$\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ Al_6Mn	Fe:Mn = 0...1	orthorhombisch	a = 0,74980 - 0,75518 nm, b = 0,64950 - 0,64978 nm, c = 0,88370 - 0,88703 nm	
$\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$	0 - 31 wt% Fe 2 - 29 wt% Mn 8 - 13 wt% Si	kubisch	a = 1,265 nm (0 wt% Fe) bis a = 1,25 nm (31,1 wt% Fe)	
$\text{Al}_{16}(\text{Fe,Mn})_4\text{Si}_3$		kubisch- flächenzentriert	a = 1,248 - 1,256 nm	

Im quaternären System Al-Si-Fe-Mn, welches gängige Al-Gusslegierungen abbildet, wird Mn bevorzugt eingesetzt um die nachteiligen Einflüsse unvermeidbarer Fe-Gehalte ($\sim 0,15$ wt%) bzw. zu geringer Fe-Gehalte (Klebneigung) oder auch wesentlich höherer Konzentrationen in Sekundärlegierungen abzuschwächen [25, 45]. Da Mn einen ähnlichen Atomradius wie Fe besitzt und chemisch diesem sehr ähnelt [45], wird es in Fe-haltige intermetallische Phasen miteingebaut. Die dabei entstehenden Phasen sind in aller Regel keine stöchiometrischen quaternären Phasen [87], vgl. Tabelle 6. Somit können verschiedene Mn-haltige Phasen co-existent im Gefüge vorliegen [88].

Die spröden und scharfkantigen $\beta(\text{AlFeSi})$ Platten werden in eine kompakte, chinesenschriftartige, globulitische oder polygonale Morphologie umgewandelt [45, 46], wodurch Zugfestigkeit und Bruchdehnung tendenziell ansteigen [24, 45, 46, 89]. Abhängig vom Fe- und Mn-Gehalt können die intermetallischen Phasen vordendritisch (primär), voreutektisch, co-eutektisch oder naheutektisch erstarren [90]. Die Bildung ist wiederum über drei Wege möglich: vordendritisch (primär), eutektisch oder peritektisch [90]. Um $\beta(\text{AlFeSi})$ Platten möglichst hinreichend zu unterdrücken ist ein Fe:Mn-Verhältnis von wenigstens 2:1 nötig, wobei auf die Schlamm-Bildung zu achten ist [90].

Die Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ hat gegenüber der Phase $\beta(\text{AlFeSi})$ eine mehr favorisierte Morphologie in Skelettform oder polygonalen Kristallen. Unter realen Abkühlbedingungen kann das Abbinden der gesamten Fe-Verunreinigungen mit Mn nur dann erfolgreich geschehen, wenn $\beta(\text{AlFeSi})$ bei der Erstarrung überhaupt nicht gebildet wird. Dies wird klar bei der Betrachtung der peritektischen Reaktionen, vgl. Tabelle 7, und der thermodynamischen Stabilität dieser Phasen. Diese Reaktionen verlaufen oftmals unvollständig und es verbleibt $\beta(\text{AlFeSi})$ im Gefüge. Für eine sichere vollständige Unterdrückung dieser Phasen sollte $\text{Fe} < 0,4$ wt% sein bzw. sicher nicht über 1 wt%. Das Mn:Fe-Verhältnis sollte gegenüber des Gleichgewichtsfalles von 1:20 basierend auf 1,5 wt% Mn und 31 wt% Fe in $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ wesentlich höher sein. Andererseits führt der Anstieg der Gesamtkonzentration von Fe und Mn über 2-2,5 wt% zur Bildung primärer $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ Phasen

mit polygonaler Form und der Gefahr großer Cluster. Bei Konzentrationen von $\text{Si} > 8 \text{ wt\%}$ und $\text{Fe} > 1 \text{ wt\%}$ erscheint die Verwendung von Mn als Fe-Korrektor als ineffizient, wohingegen bei Legierungen bis 6 wt\% Si das Element Mn sinnvoll die Phase $\beta(\text{AlFeSi})$ unterdrückt. [76 S.38-46]

Tabelle 7: Verwandtschaft von AlFeSi-Phasen mit AlMnSi-Phasen, nach [88].

Struktur	Verwandtschaft
monoklin	$\text{Al}_3\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}_{0,97}\text{Mn}_{0,03}$
orthorhombisch	$\text{Al}_6\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_6\text{Fe}_{0,5}\text{Mn}_{0,5} \rightarrow \text{Al}_6\text{Mn}$
hexagonal	$\text{P63/mmc } \alpha_{\text{H}}(\text{AlFeSi}) \rightarrow \alpha_{\text{H}}\text{-AlFe(Mn)Si} \text{ ---- } \text{P63/mmc } \beta(\text{AlMnSi})$
kubisch	$\alpha_{\text{C}}(\text{AlFeSi}) \rightarrow \text{Im3 } \alpha_{\text{C}}\text{-AlFeMnSi} \text{ ---- } \text{Pm3 } \alpha_{\text{C}}(\text{AlMnSi})$

Bei Tabelle 7 gilt zu beachten, dass die hexagonale ternäre $\alpha_{\text{H}}\text{-AlFeSi}$ Phase und die kubische $\alpha_{\text{C}}\text{-AlFeMnSi}$ Phase sich direkt aus der Schmelze bilden können [88]. Bei diesen sich direkt bildenden Phasen ist das Mn/Fe-Verhältnis i.d.R. höher, als bei Phasen, welche sich schrittweise durch peritektische Reaktionen bilden [91]. Das Mn/Fe-Verhältnis der Phasen wird allerdings auch vom Mn/Fe-Verhältnis der Legierung selbst beeinflusst [91]. In Abhängigkeit von diesem Verhältnis wird das Auftreten unterschiedlicher Phasen beobachtet [76]. Ein Mn/Fe-Verhältnis von 1,1 führt zur Bildung von $\text{Al}_{16}(\text{Fe,Mn})_4\text{Si}_3$. Bei Unterschreitung dieses Wertes erscheint zusätzlich die Phase $\beta(\text{AlFeSi})$ und bei Überschreitung $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$. Das Mn/Fe-Verhältnis beeinflusst auch stark die Struktur der intermetallischen Phasen. So sind kubische und hexagonale AlFeMnSi-Phasen in Abhängigkeit dieses Verhältnisses möglich [30]. Das kritische Mn/Fe-Verhältnis für den Umschlagpunkt der Struktur ist abhängig vom Si-, Fe- und Mn-Gehalt der Legierung [30]. Die Morphologie dieser Phasen und damit auch der neutralisierende Effekt des Mn ist abhängig von der Abkühlrate und der Si- und Fe-Gehalte der Legierungen [45] sowie der Überhitzung und Unterkühlung [92] und der hierdurch beeinflussten Ausbildung der Struktur und Morphologie intermetallischer Phasen [45]. Hohe Gehalte an Fe und Mn begünstigen die Bildung grober, sternenförmiger Phasen [45], deren primäre Erstarrung u.a. auch von der Si-Konzentration beeinflusst wird [93].

Bei zu hohen Gehalten an Fe und Mn verschlechtern sich mechanische Eigenschaften und Gießbarkeit [25]. Der ansteigende Phasenanteil mit zunehmendem Mn-Gehalt und die damit verbundene tendenziell primäre Erstarrung der intermetallischen Phasen hoher Dichte führt zu Schwereseigerungen in der Schmelze, welche sich als Schlamm am Ofenboden absetzen können [12 S.413f, 46]. Zur Quantifizierung dieser Erscheinung wurde der Schlammfaktor SF definiert [12 S.413f], welcher die schlammbildenden Begleitelemente Fe, Mn, Cr berücksichtigt. Mit dieser Größe ist es möglich einen legierungs- und temperaturspezifischen Wert für AlSiCu-Legierungen anzugeben [46], unterhalb dessen es nicht zur unerwünschten Schlammbildung kommt und somit die tolerablen Elementkonzentrationen bestimmt werden können [12 S.413f]. Bei unerwünschter Schlammbildung und somit Bildung grober $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ -Phasen ist zu beachten, dass diese die Rissinitiierung und den –fortschritt fördern [20]. Erstarren die Phasen primär und können nicht als

Schlamm zu Boden sinken, liegen sie in Form sechseckiger grober Kristalle in der Al-Matrix vor, da das Al deren Wachstum begrenzt [94].

$$SF = \text{wt\% Fe} + 2 \cdot \text{wt\% Mn} + 3 \cdot \text{wt\% Cr} \quad 12$$

Die kritische Temperatur der Schlammbildung nach Shabestari lässt sich wie folgt abschätzen [46]:

$$T [^{\circ}\text{C}] = 645,7 + 34,2 \cdot (\text{wt\% Fe})^2 \quad 13$$

Der in der Schmelze bzw. dem Gussstück zu beobachtende Schlammanteil SA ist wie folgt mittels Schlammfaktor SF berechenbar [46]:

$$SA = 1,5 \cdot SF - 1,9 \quad 14$$

In Abbildung 26 wird erkennbar, dass eine Steigerung des Mn- und/oder Fe-Gehalts zu einer tendenziell primären Erstarrung der Fe-haltigen intermetallischen Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ sowie $\beta(\text{AlFeSi})$ führt. Dies bedeutet auch, dass das Erstarrungsintervall der Legierungen größer wird, die Liquidustemperatur ansteigt und damit höhere Schmelzetemperaturen bei höheren Fe- und Mn-Gehalten nötig sind um primäre Vorerstarrungen zu vermeiden.

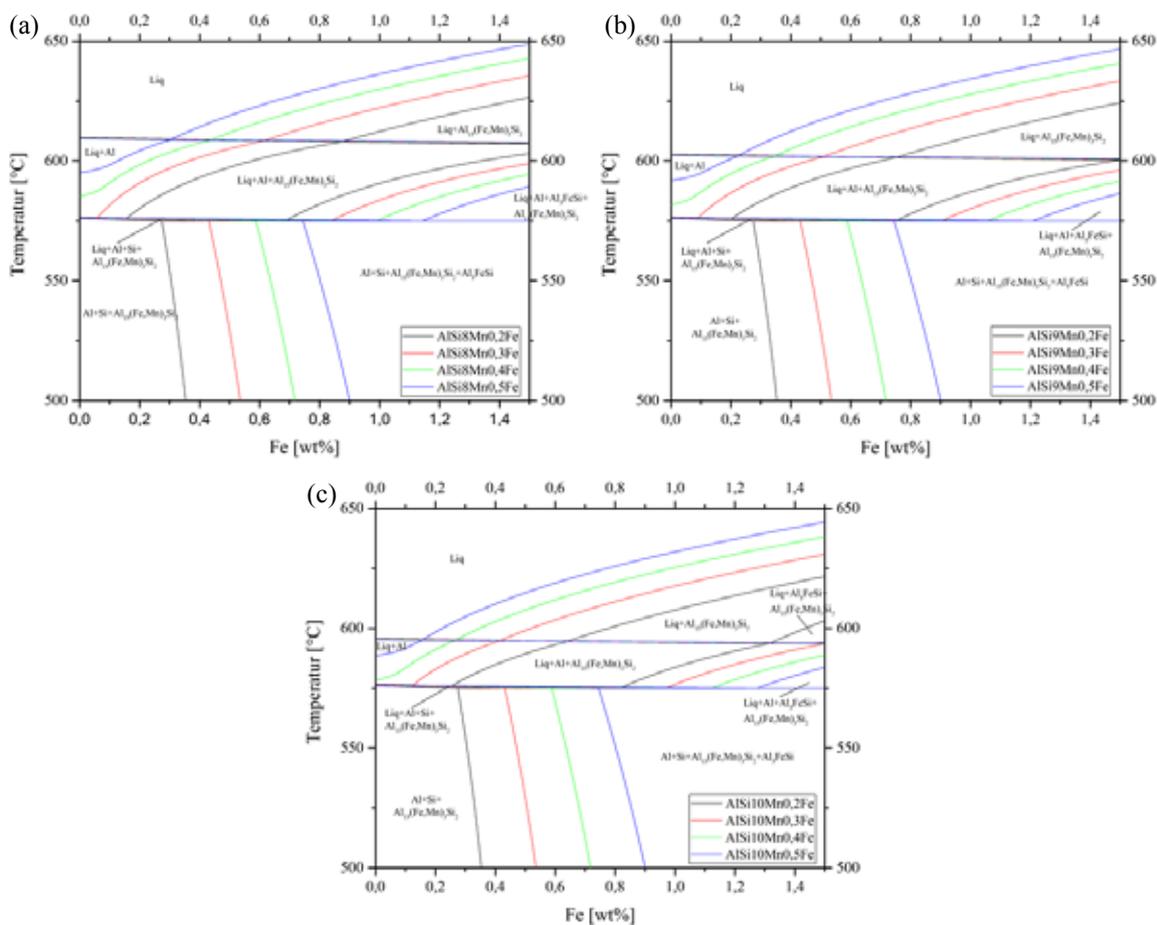


Abbildung 26: Isoplethe (a) AlSi8Mn0,2-0,5Fe; (b) AlSi9Mn0,2-0,5Fe; (c) AlSi10Mn0,2-0,5Fe, nach JMatPro®.

3.6.2 Al-Si-Mg-Fe-Mn

3.6.2.1 Al-Si-Mg

Diese Legierungsfamilie wird aufgrund ihrer exzellenten Gießbarkeit, ihres Korrosionswiderstandes und guten mechanischen Eigenschaften nach Wärmebehandlung bevorzugt in Gießereien mit hohen Ansprüchen verwendet. Mg wird zulegiert um die Aushärtbarkeit dieser Gusslegierungen durch die Bildung von metastabilen Ausscheidungen und Guinier-Preston-Zonen (GP) zu ermöglichen. In diesem System gibt es keine ternären, stabilen Phasen, welche im Gleichgewicht mit Al und Si stehen können, sondern nur Mg_2Si oder Al_8Mg_5 . Beide Phasen sind nicht sonderlich wärmeresistent. Das binäre Al/Si-Eutektikum bildet sich im Bereich von 823-850 K (550-577 °C) nach der primären Erstarrung des Al-Mischkristalls. In AlSi-Gusslegierungen erstarrt Mg_2Si in Folge einer ternären, eutektischen Ungleichgewichtsreaktion bei ca. 823-828 K (550-555 °C), wobei der Phasenanteil oft < 1 wt% liegt und damit dessen Detektion erschwert. [76 S.47-52,59-78, 95 S.165-177]

Eine Erhöhung des Mg-Gehalts oder der Abkühlrate senken die Liquidustemperatur und binäre eutektische Reaktionen werden zu etwas niedrigeren Temperaturen verschoben [96].



Tabelle 8: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phasen im System Al-Si-Mg, [76].

Name	Zusammensetzung	Struktur	Zellparameter	Dichte [g/cm ³]
Mg_2Si		kubisch Fd3m oder $Fm\bar{3}m$		1,88
Al_8Mg_5 Al_3Mg_2		kubisch- flächenzentriert Fd3m	a = 2,82 - 2,86 nm	2,23

Aufgrund der begrenzten Löslichkeit der Elemente Mg und Si im Al-Mischkristall (übersättigter Al-Mischkristall, *super-saturated solid solution*, SSSS) wird die Ausscheidungshärtung durch die Bildung metastabiler kohärenter und teilkohärenter Spezies (β'' und β') der β - Mg_2Si -Phase während der Auslagerung ermöglicht. Der Schritt des Lösungsglühens sollte unterhalb der Temperatur des ternären Eutektikums stattfinden, um lokale Anschmelzungen zu vermeiden. Das zulegierte Mg wird nahezu vollständig im Al-Mischkristall gelöst und damit zur Ausscheidungsbildung zur Verfügung gestellt. Durch geringe Mg-Zusätze im Bereich 0,07-0,40 wt% [8 S.14] oder auch bis 0,5 wt% [28] und bis teilweise 0,7 wt% [97] werden warm- oder auch kaltaushärtbare AlSiMg-Legierungen erhalten. Die günstige Konzentration sinkt mit wachsendem Si Gehalt etwas [28]. Der festigkeitssteigernde Effekt dieses Legierungssystems ist abhängig vom enthaltenen Mg:Si-Verhältnis, welches bei $Mg_2Si = 1,73$ bezogen auf wt% beträgt. Daher werden die Legierungen in Bereiche mit überschüssigem Mg bzw. überschüssigem Si eingeteilt. [76 S.47-52,59-78, 95 S.165-177]

Im Falle von überschüssigem Mg ist die Ausscheidungsabfolge wie folgt:

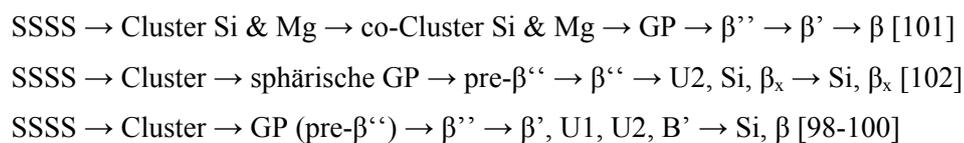
- 1) GP-Zonenbildung
- 2) kohärente nadelförmige β'' (Mg_xSi_y) Ausscheidungen
- 3) teilkohärente stabförmige β' (Mg_xSi_y) Ausscheidungen
- 4) Gleichgewichts Mg_2Si

Überschüssiges Si beeinflusst die Kinetik und die Zusammensetzung der ausscheidenden Phasen deutlich. So sind für die teilkohärente β' -Phase verschiedene Modifikationen möglich. Die Zusammensetzung der metastabilen Phasen unterscheidet sich auch hier von der Gleichgewichtsphase. So steigt das Mg:Si-Verhältnis innerhalb der Phasen kontinuierlich in der Ausscheidungsserie. Bei Legierungen mit Si-Überschuss ergibt sich nachfolgende Ausscheidungsfolge: [76 S.47-52,59-78, 95 S.165-177]

- 1) Cluster aus Si und Cluster aus Mg
- 2) Auflösung Cluster Mg
- 3) Bildung Mg/Si-Cluster
- 4) kohärente nadelförmige GP-Zonen
- 5) kohärente nadelförmige β'' Ausscheidungen, feine Si-Partikel
- 6) teilkohärente stabförmige β' Ausscheidungen, Si-Plättchen
- 7) Gleichgewichts β - Mg_2Si

Die kohärenten GP-Zonen und β'' -Phasen sind effektive festigkeitssteigernde Ausscheidungen [98-100] und bilden sich bei der Kalt- und Warmauslagerung. Bei der Überalterung vergrößern diese zur β' -Modifikation, welche zwar erheblich stabiler ist, aber weniger festigkeitsfördernd wirkt. Durch diese ergibt sich keine nennenswerte Festigkeitssteigerung. Diese Umwandlung findet v.a. bei Temperaturen > 175 °C statt. [76 S.47-52,59-78, 95 S.165-177, 98]

Die Ausscheidungs-Abfolge für Al-Si-Mg sieht nach folgenden Quellen wie folgt aus:



Die Daten der einzelnen Ausscheidungen sind in Tabelle 9 dargestellt.

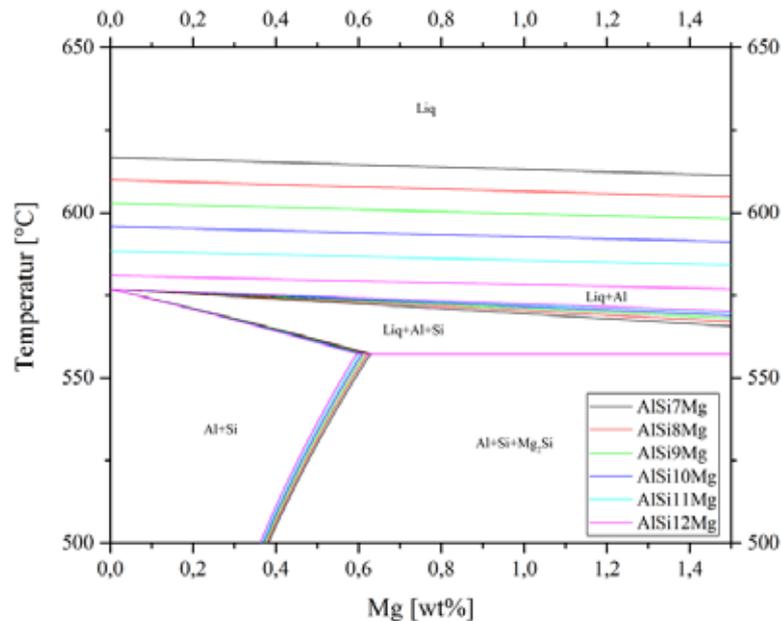
Der Ausscheidungsmechanismus im Legierungssystem AlSiMg verläuft kurz zusammengefasst somit wie folgt: [64, 103-105]



Die Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungen ist dabei abhängig vom Volumenanteil, der Verteilung und Größe der Ausscheidungen [103]. Für gewöhnlich wird die maximale Festigkeit einer primären AlSi7Mg0,3-Legierung zwischen β'' und β' erreicht [103]. Bei einer 2-stufigen Wärmebehandlung ist zudem darauf zu achten, wie viel Zeit zwischen Abschrecken und Warmauslagern verstreicht, da es durch Kaltauslagerung bereits zur Cluster-Bildung kommt und damit die Festigkeitsentwicklung beeinflusst wird [105].

Tabelle 9: Zusammenfassung möglicher Ausscheidungen des Systems Al-Si-Mg [95 S.165-177, 100-102]

Ausscheidung		Struktur	Morphologie
GPI	$Mg_{2+x}Al_{7-x-y}Si_{2+y}$ $1 < x + y < 3$	monoklin, $a = 1,48$ nm, $b = 0,405$ nm, $c = 0,648$ nm, $\beta = 105,3^\circ$	sphärisch, Nadeln
pre- β''	$(Mg,Al)_5Si_6$	ähnlich β'' , aber andere Atompositionen	Nadeln
β'' (kohärent) GPII	$(Mg,Al)_5Si_6$	monoklin, $a = 1,516$ nm, $b = 0,405$ nm, $c = 0,674$ nm, $\beta = 105,3^\circ$	Nadeln
β'' (kohärent) GPII	$MgAl_3Si_6$	$a = 0,770$ nm, $b = 0,670$ nm, $c = 0,203$ nm, $\gamma = 75^\circ$	Nadeln
β'	$Mg_{1,8}Si$ Mg_9Si_5	hcp, $a = 0,705 - 0,715$ nm, $c = 0,405$ nm $a = 0,715$ nm, $c = 1,215$ nm	Nadeln, Stäbchen
U1	$MgAl_2Si_2$ $MgAl_4Si_5$	hex, $a = 0,405$ nm, $c = 0,67$ nm hcp, $a = 0,405$ nm, $c = 0,674$ nm	Nadeln
U2	$MgAlSi$	$a = 0,675$ nm, $b = 0,405$ nm, $c = 0,794$ nm	Nadeln
B'	$Mg_9Al_3Si_7$ oder $Mg/Si \sim 1$	hex, $a = 1,03$ nm, $c = 0,405$ nm (mit Cu zeigt B' gleiche Parameter wie Q')	Latten
β (inkohärent)	Mg_2Si	fcc, $a = 0,633 - 0,640$ nm	Plättchen

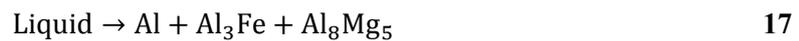
**Abbildung 27: Isoleth AlSi7-12Mg, nach JMatPro®.** Variation des Si und Mg Gehalts im ternären System Al-Si-Mg. Phasen Al, Si und Mg_2Si .

Bei einer Warmauslagerung von 443-483 K (170-210 °C) kann durch Anpassung der Zeiten die gleiche maximale Festigkeit erzielt werden [106]. Eine Auslagerung von AlSiMg-Legierungen bei 453 K (180 °C) führt dazu, dass ab ca. 443 K (170 °C) eine deutliche Degradation der Eigenschaften aufgrund von Ausscheidungsvergrößerung zu verzeichnen ist [107], da die β'' -Ausscheidungen vergrößern und sich zu Nachfolgederivaten β' umwandeln [98]. Bei noch höheren Temperaturen > 473 K (200 °C) sinkt die erreichbare Festigkeit, da β'' zunehmend durch β' ersetzt wird, welche einen weniger festigkeitssteigernden Effekt aufweist [106]. Temperaturen oberhalb der zuvor gewählten Warmauslagerung von ca. 473-513 K (200-240 °C) erhöhen die Duktilität und führen zu einem Festigkeitsverlust, da die Phasen der maximalen Festigkeit β'' und β' vergrößern

oder verschwinden und sich stattdessen die Gleichgewichtsphase bildet (vergleichbar T7-Zustand) [103]. Der Festigkeitsabfall ist somit auf einen Wechsel der Ausscheidungen zurückzuführen [106]. Die Betrachtung des Isoplethen AlSi7-12Mg aus JMatPro® lässt erkennen, dass eine Erhöhung des Si-Gehalts die Liquidustemperatur stark senkt, wohingegen eine Mg-Erhöhung nur geringen Einfluss zeigt. Allerdings führt eine Mg-Steigerung zur Bildung von Mg_2Si , welches ab ca. 0,6 wt% Mg durch Lösungsglühen nicht mehr vollständig aufgelöst werden kann.

3.6.2.2 Al-Fe-Mg

In der Al-reichen Ecke des Legierungssystems gibt es keine ternären Phasen, die im Gleichgewicht mit dem Al-MK stehen können. Entsprechend sind die binären Phasen Al_3Fe und Al_8Mg_5 mit dem Al-Mischkristall im Gleichgewicht. Die geringe Löslichkeit von Fe im Al-MK wird durch Mg noch weiter verringert. In AlMg-Legierungen wird Fe im Bereich 0,25-0,50 wt% beschränkt, um mechanische Eigenschaften, wie Duktilität, sicherzustellen. Umgekehrt verringert sich die Löslichkeit von Mg im Al-Mischkristall um ca. 20 %. Ungleichgewichtserstarrungen führen zur Bildung des ternären Eutektikums bei 722 K (449 °C). [76 S.52-54]



Aus dem Isoplethen in Abbildung 28 lässt sich schließen, dass durch höhere Mg-Gehalte sowohl Liquidus-, als auch Soliduslinie absinken. Eine Erhöhung des Fe-Gehalts senkt die Liquiduslinie etwas ab, wohingegen die Soliduslinie unverändert bleibt. Lediglich die Entstehungstemperatur von Al_3Fe wird beeinflusst.

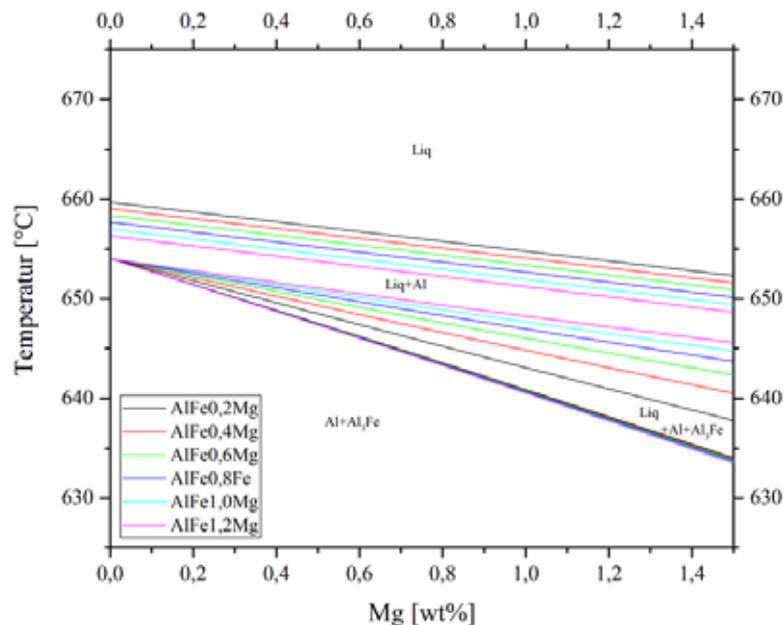


Abbildung 28: Isopleth AlFe0-1,2Mg, nach JMatPro®. Variation des Fe und Mg Gehalts im ternären System Al-Fe-Mg. Phasen Al und Al_3Fe .

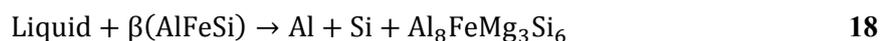
3.6.2.3 Al-Si-Mg-Fe

Das Vorhandensein dieser vier Elemente in einem System macht die Verwendung von ternären Phasendiagrammen unnützlich, da die Elemente miteinander interagieren und eine quaternäre Phase, π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ bilden.

Tabelle 10: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phase im System Al-Si-Mg-Fe, [46].

Name	Zusammensetzung	Struktur	Zellparameter	Dichte [g/cm^3]
$\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$		hexagonal, P62m	a = 0,663 nm c = 0,794 nm	2,82

Als Fe-haltige intermetallische Phase erweist sie sich als hinreichend hitzebeständig, d.h. bei Temperaturen $< 773\text{-}823\text{ K}$ ($500\text{-}550\text{ °C}$) verändert sich diese Phase nicht. Im Gefüge erscheint sie oft mit chinesenschriftförmiger Morphologie und ist häufig eng verknüpft mit $\beta(\text{AlFeSi})$ [46]. Größe und Menge der Fe-haltigen intermetallischen Phasen ist stark abhängig von der Abkühlrate sowie der Konzentration Morphologie-verändernder Elemente wie Mn, Cr, Ni, Mo, Co, Sr [46]. Neben dieser Phase können Al_3Fe , Al_8Mg_5 , Mg_2Si , $\beta(\text{AlFeSi})$ und $\alpha(\text{AlFeSi})$ mit Si und dem Al-Mischkristall im Gleichgewicht stehen. Da die π -Phase einen merklichen Anteil des zulegierten Mg abbildet, steht dieses auch nach Lösungsglühen nicht mehr zur Ausscheidungsbildung zur Verfügung und für die Berechnung der Ausscheidungen ist die tatsächlich erreichte Mischkristall-Zusammensetzung zu berücksichtigen und nicht die nominelle Legierungszusammensetzung. Bei AlSi-Legierungen gibt es verschiedene peritektische und eutektische Reaktionen. Im Ungleichgewichtsfall wird die nachfolgende peritektische Reaktion unterdrückt und stattdessen bilden sich Ränder der π -Phase auf $\beta(\text{AlFeSi})$ Phasen. Diese Anhäufungen bleiben von einer Wärmebehandlung unberührt. [76 S.54-59]



Viele technische Legierungen fallen in die Phasengebiete $\text{Al} + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si} + \pi$ oder $\text{Al} + \text{Si} + \beta(\text{AlFeSi}) + \pi$. Dies bedeutet, dass ab ca. 0,3-0,4 wt% Fe das komplette Mg in Form von π -Phasen abgebunden wird. In realen Gusslegierungen bleibt die oben genannte peritektische Reaktion oft aus oder verläuft unvollständig aufgrund der geringen Diffusivität des Fe, sodass zumindest ein Teil des Mg im Al-Mischkristall bei einer Wärmebehandlung zwangsgelöst werden kann und sich hingegen $\beta(\text{AlFeSi})$ bildet. Unter realen Gießbedingungen liegen im Gefüge im Gusszustand neben Al und Si die Phasen $\beta(\text{AlFeSi})$, π und Mg_2Si oberhalb von 0,4 wt% Mg co-existent vor. Die finale eutektische Reaktion findet bei 827 K (554 °C) statt und kann bei hohen Abkühlraten auf bis zu 778 K (505 °C) gesenkt werden. [76 S.75-78, 97]



Für Premiumfestigkeiten bei AlSiMg- oder AlSiMgCu-Legierungen ist ein Maximum von 0,2 wt% Fe vorgegeben, um die nötige Duktilität und Zähigkeit zu gewährleisten. Fe verbindet sich mit anderen Elementen der Legierungen und bildet unlösliche, spröde Verbindungen, die zu

Spannungsspitzen führen, weshalb dessen Konzentration für hohe Duktilitätswerte sehr gering gehalten werden muss. [26]

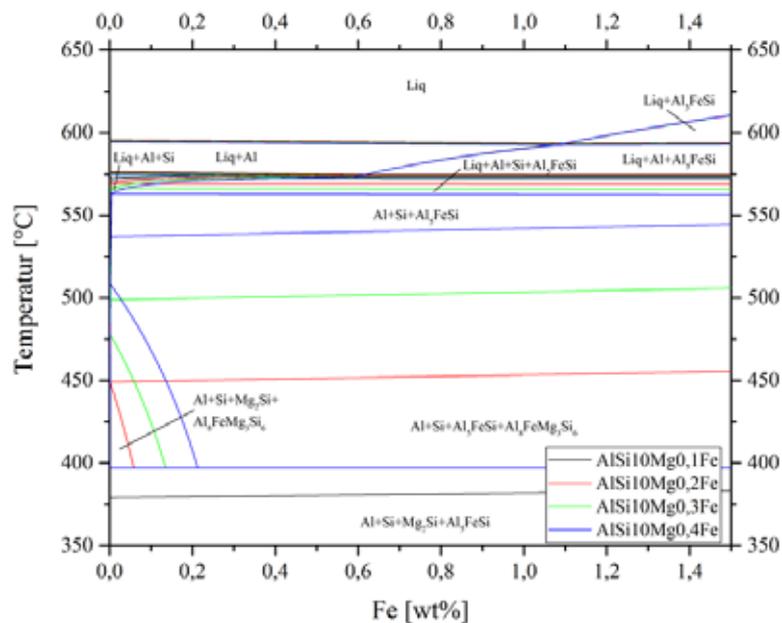


Abbildung 29: Isopleth AlSi10Mg0,1-0,4Fe, nach JMatPro®. Variation des Fe und Mg Gehalts im quaternären System Al-Si10-Fe-Mg. Phasen Al, Si, Mg₂Si, β(AlFeSi) und Al₈FeMg₃Si₆.

3.6.2.4 Al-Si-Mg-Mn

Auf der Al-Seite des Systems können die Phasen Mg₂Si, Al₆Mn, Al₈Mg₅, Al₁₀(Mg,Mn)₃ und Al₁₅Mn₃Si₂ mit dem Al-Mischkristall und Si im Gleichgewicht stehen. Bei Si-reichen Legierungen entsteht zusätzlich Al₁₅Mn₃Si₂. Die wichtigste, letzte eutektische Reaktion bei 827 K (554 °C) ist unten dargestellt. Während des Homogenisierungsglühens können sich Mg₂Si und Al₈Mg₅, je nach Si und Mg Gehalt der Legierung, im Al-Mischkristall lösen, wobei Mn-haltige intermetallische Phasen sich in ihrer Zusammensetzung nicht ändern, allerhöchstens geringfügig in ihrer Morphologie. [76 S.136-140]



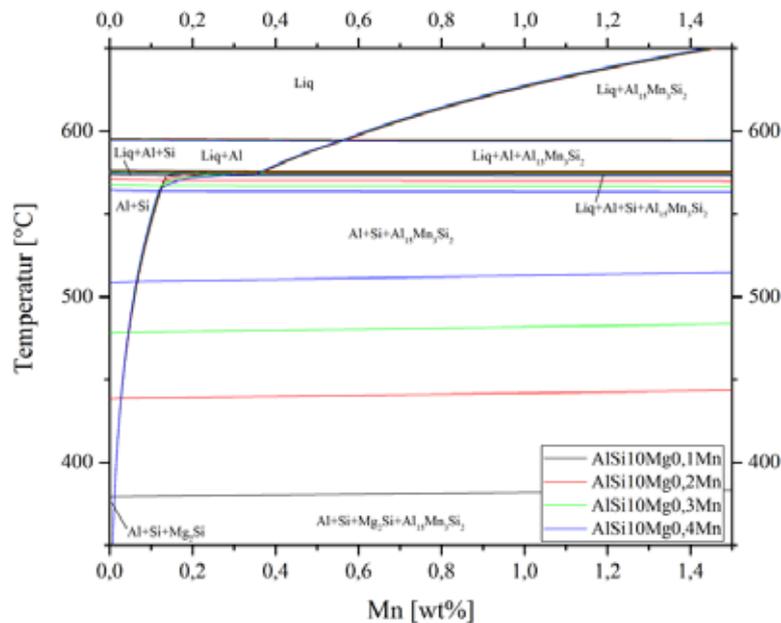


Abbildung 30: Isoleth AlSi10Mg0,1-0,4Mn, nach JMatPro®. Variation des Mg und Mn Gehalts im quaternären System Al-Si10-Mg-Mn. Phasen Al, Si, Mg₂Si und Al₁₅Mn₃Si₂ auf.

3.6.2.5 Al-Si-Mg-Fe-Mn

Bei Si-reichen Legierungen des Systems können folgende Phasen mit dem Al-Mischkristall und Si im Gleichgewicht stehen: Mg₂Si, Al₅FeSi, Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ und π -Al₈FeMg₃Si₆. Die Erstarrung beginnt mit dem Al-Mischkristall, gefolgt von Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ und β (AlFeSi) in binären und ternären eutektischen Reaktionen. Erst danach entsteht das eutektische Si bzw. Al-Si- β (AlFeSi). Die letzte eutektische Reaktion läuft bei 827 K (554 °C) ab. Der Phasenanteil der π -Phase steigt mit erhöhter Abkühlrate, was erklärt, dass diese Phase in Mn-haltigen Legierungen erst bei hohen Abkühlraten zu beobachten ist. [76 S.142-157]

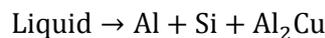


Im Legierungssystem Al-Si-Mg besteht das Gefüge im Gusszustand i.d.R. aus eutektischem Si, Mg₂Si, β -Al₅FeSi, α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ und π -Al₈FeMg₃Si₆ Phasen [108]. Mit zunehmender Gieß- und Erstarrungsgeschwindigkeit sowie höheren Abkühlraten sinken SDAS und die Phasenanteile Mg₂Si und β -Al₅FeSi nehmen ab, wobei der Anteil an π -Al₈FeMg₃Si₆ Phasen zunimmt [108]. Allerdings nimmt der Abstand zwischen den intermetallischen Phasen ab was als eine Feinung zu verstehen ist [108]. Außerdem bestimmen die Konzentrationen von Fe und Mg die vorhandenen Anteile Mg₂Si, β (AlFeSi) und π -Al₈FeMg₃Si₆ und damit die Mg-Konzentration im Al-Mischkristall, wobei insbesondere das Auftreten von Mg₂Si von der Mg-Konzentration der Legierung abhängig ist [106]. Beim Lösungsglühen bei ausreichend hoher Temperatur wird Mg₂Si aufgelöst und Mg im Al-Mischkristall gelöst und die π -Phase wandelt sich bei hinreichender Temperatur tendenziell um in die β (AlFeSi) Phase oder bleibt stabil [106, 108]. Bei Mg-Konzentrationen von 0,3-0,4 wt% ist diese Transformation rasch möglich, aber bei höheren Gehalten kann der Prozess unterdrückt werden [106].

3.6.3 Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn

3.6.3.1 Al-Si-Cu

In diesem Legierungssystem gibt es keine ternären Phasen. Auch bei zusätzlich geringen Fe- und Mg-Gehalten von bis zu 1 wt% bzw. 0,1 wt% kann die Analyse mit diesem System durchgeführt werden. Die mit dem Al-Mischkristall im Gleichgewicht stehenden Phasen sind Si und θ -Al₂Cu. Nach primärer Erstarrung des Al-Mischkristalls folgt zunächst das binäre Al/Si-Eutektikum. Die binäre Phase θ -Al₂Cu kann sich erst unterhalb von 864 K (591 °C) bilden und führt in diesem System zur Ausbildung eines ternären Eutektikums bei 797-798 K (524-525 °C). Bei 798 K (525 °C) sind maximal 4,5 wt% Cu und 1,1 wt% Si im Al-Mischkristall löslich, wobei mit sinkender Temperatur auch die Löslichkeit dieser Elemente stark abnimmt. [76 S.83-85,109-123, 95 S.135-147]



22

Tabelle 11: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phase im System Al-Si-Cu, [76].

Name	Zusammensetzung	Struktur	Zellparameter	Dichte [g/cm ³]
θ -Al ₂ Cu	52,5 - 53,9 wt% Cu	tetragonal I4/mcm	a = 0,6063 - 0,6067 nm c = 0,4872 - 0,4877 nm	4,34

Durch Cu-Zugabe entsteht bei AlSi-Legierungen ein ternäres AlSiCu-Eutektikum, welches den Erstarrungsbereich erweitert und somit die Gießbarkeit und das Fließvermögen beeinflusst [28]. Die Phase Al₂Cu kann massiv, blockig bei hoher Cu-Konzentration oder als feines, ternäres Eutektikum Al-Al₂Cu-Si als letzte Phase der Erstarrung entstehen [79, 106]. Dabei gilt, dass tendenziell bei geringeren Abkühlraten das ternäre Eutektikum anstatt der massiv, blockigen Phasen auftritt, welche eher bei hohen Abkühlraten wie an Bauteiloberflächen im Kokillenguss auftritt [109]. Allerdings ist bei Sr-Veredelung auch ein tendenziell umgekehrtes Verhalten zu beobachten, d.h. dass bei hoher Abkühlgeschwindigkeit verstärkt das ternäre Eutektikum auftritt [106]. Gleichzeitig werden Festigkeit, Härte, Kriechbeständigkeit und Warmfestigkeit der Legierung erhöht wohingegen sich der Cu-Gehalt negativ auf die Korrosionswiderstandsfähigkeit und die Duktilität auswirkt [28]. Die Legierungsgruppe AlSiCu erstreckt sich über einen breiten Bereich von 4-10 wt% Si und 2-4 wt% Cu [9].

In der nachfolgenden Abbildung 31 ist erkennbar, dass durch steigenden Si-Gehalt die Liquidustemperatur gesenkt wird. Allerdings kann es bei 12 wt% und hohen Cu-Gehalten zur Bildung primären Siliciums kommen. Die Cu-Zugabe führt in diesem System zur Bildung von Al₂Cu und senkt die Solidustemperatur aufgrund einer ternären eutektischen Reaktion stark ab.

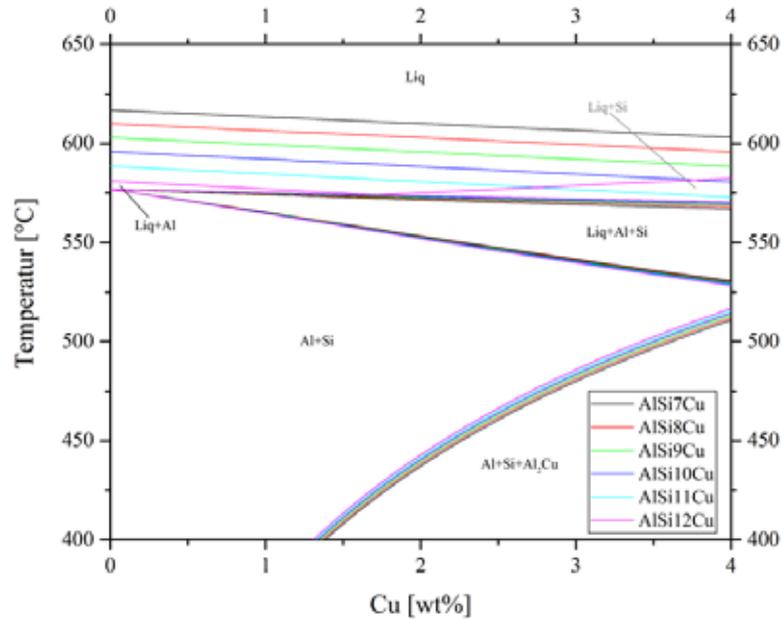


Abbildung 31: Isopleth AlSi7-12Cu, nach JMatPro®. Variation des Si und Cu Gehalts im ternären System Al-Si-Cu. Phasen Al, Si und Al_2Cu .

Die Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungen in diesem System bei Warmauslagerung in T5 oder T6 Wärmebehandlungen basiert auf der Spezies Al_2Cu . Die kohärenten θ'' und teilkohärenten θ' Ausscheidungen sind verantwortlich für ansteigende Festigkeit, wohingegen die inkohärente Gleichgewichtsphase zu abfallender Härte aufgrund des Kohärenzverlusts zwischen Phase und Matrix führt [101]. Ausscheidungen der θ -Spezies bilden sich bevorzugt an Versetzungen [110]. Die Ausscheidungssequenz lautet wie folgt [101]:



Eine detailliertere Abfolge lautet [111]:



Tabelle 12: Eigenschaften von Al_2Cu Ausscheidungen während der Auslagerung [101].

Ausscheidung	Zellparameter	Morphologie
GP/GPI (kohärent)	Cu-Schichten	Scheibchen
GPII/ θ'' (kohärent)	tetragonal, $a = b = 0,404 \text{ nm}$, $c = 0,768 \text{ nm}$	Plättchen
θ' (teilkohärent)	bct, $a = b = 0,404 \text{ nm}$, $c = 0,580 \text{ nm}$	Plättchen
θ (inkohärent)	bct, $a = b = 0,6066 \text{ nm}$, $c = 0,487 \text{ nm}$	Plättchen

3.6.3.2 Al-Si-Cu-Mg

Dieses Legierungssystem kann nicht mit ternären Phasendiagrammen erklärt werden, da die enthaltenen Elemente eine neue, quaternäre Phase $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ bilden. Somit können die Phasen Al_2Cu , Mg_2Si , Al_8Mg_5 , Al_2CuMg , Al_6CuMg_4 , $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ mit dem Al-Mischkristall und Si im Gleichgewicht stehen. Der Phasenanteil in Gusslegierungen unterscheidet sich aufgrund

unvollständiger peritektischer Reaktionen und gehinderter Diffusion von Cu, Mg und Si in Al deutlich vom Gleichgewichtsfall. Nahezu alle Phasen der Al-Ecke des Systems können co-existent im Bauteil im Gusszustand vorliegen. Die letzte eutektische Reaktion im Gleichgewichtsfall für hoch-Si-haltige Legierungen läuft bei 780 K (507 °C) ab. [62 S.9, 76 S.91-96, 79, 108, 112]



Tabelle 13: Übersicht der wichtigsten intermetallischen Phase im System Al-Si-Cu-Mg [113].

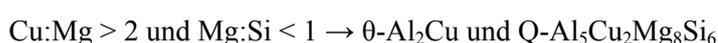
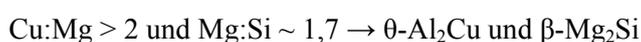
Name	Zusammensetzung	Struktur	Zellparameter	Dichte [g/cm ³]
Q-Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₄ Cu ₂ Mg ₈ Si ₇ Al ₄ CuMg ₅ Si ₄		hexagonal	a = 1,032 - 1,040 nm c = 0,402 - 0,405 nm	2,79

Mit steigender Gieß- und Erstarrungsgeschwindigkeit sowie höheren Abkühlraten sinken der SDAS und der Anteil an Q-Phase sowie Fe-haltiger intermetallischer Phasen, wohingegen der Anteil an θ -Al₂Cu ansteigt [108]. Allerdings nimmt der Abstand zwischen θ -Al₂Cu ab, was als eine Feinung zu verstehen ist [108]. Ein Lösungsglühen bei hinreichend hoher Temperatur bewirkt eine Auflösung von θ -Al₂Cu auch nach kurzer Zeit, sodass Cu im Al-Mischkristall gelöst ist [108], denn im Gusszustand ist mehr als die Hälfte des zulegierten Cu in Form intermetallischer Phasen wie Al₂Cu, Al₅Cu₂Mg₈Si₆ oder Fe-/Ni-haltige Phasen abgebunden [79]. Allerdings werden bei hohen Cu-Konzentrationen nicht alle vorhandenen Q-Phasen aufgelöst [108].

Ein Lösungsglühen von ca. 763 K (490 °C) bei AlSi7Cu3,8Mg bewirkt eine nahezu vollständige Auflösung von θ und Q-Phasen [114]. Eutektisch erstarrtes θ -Al₂Cu löst sich beim Lösungsglühen durch Fragmentierung in kleinere Bruchstücke auf, die sich dann sphäroidisieren und letztlich durch radiale Diffusion des Cu in die Al-Matrix vollständig auflösen [106]. Die blockige Al₂Cu-Phase hingegen braucht längere Zeit, da sie nicht fragmentiert, sondern sich nur einformen kann und damit langsamer auflöst [106]. Dieser Prozess kann dann mehrere Stunden in Anspruch nehmen [106].

Die Zugabe von Mg führt verstärkt zur Bildung von Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ sowie blockigem θ -Al₂Cu wachsend aus der Q-Phase im letzten Schritt der Erstarrung. Dabei stehen beide Phasen immer in engem Kontakt zueinander [112]. Die Grobheit der Q-Phase steigt dabei mit dem Mg-Gehalt an. Abhängig von Legierungszusammensetzung und Lösungsglühparametern kann sich die Q-Phase auflösen, stabil bleiben oder sogar noch weiter bilden. Es wird berichtet, dass bei > 3,5 wt% Cu die Q-Phase beim Lösungsglühen stabil verbleibt, aber bei ~ 1,4 wt% Cu auflöst. Auflösung oder Stabilität der Q-Phase stimmen dabei mit dem Gleichgewichtsphasendiagramm überein. [106]

In AlSiCuMg-Legierungen treten je nach Atomverhältnissen unterschiedliche Cu/Mg-Phasen auf, wobei jeweils die wahrscheinlichsten aufgeführt sind [96]:



In Legierungen mit $\text{Mg}:\text{Si} < 1$ treten neben Al und Si vor allem $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ und $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ auf. Allerdings kann die Q-Phase nicht im Gleichgewicht mit $\text{S-Al}_2\text{CuMg}$ stehen. [96]

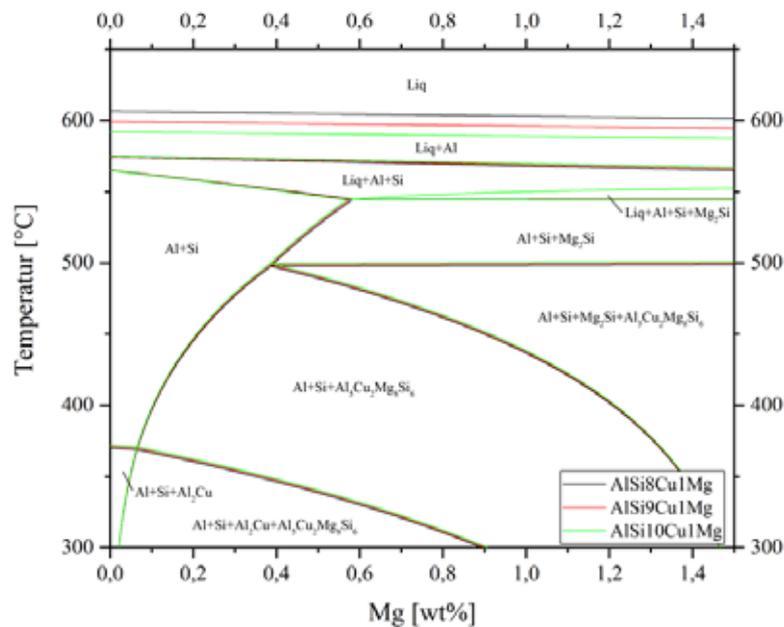


Abbildung 32: Isopleth AlSi8-10Cu1Mg, nach JMatPro®. Variation des Si und Mg Gehalts im System Al-Si-Cu-Mg. Phasen Al, Si, Al_2Cu , $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ und Mg_2Si .

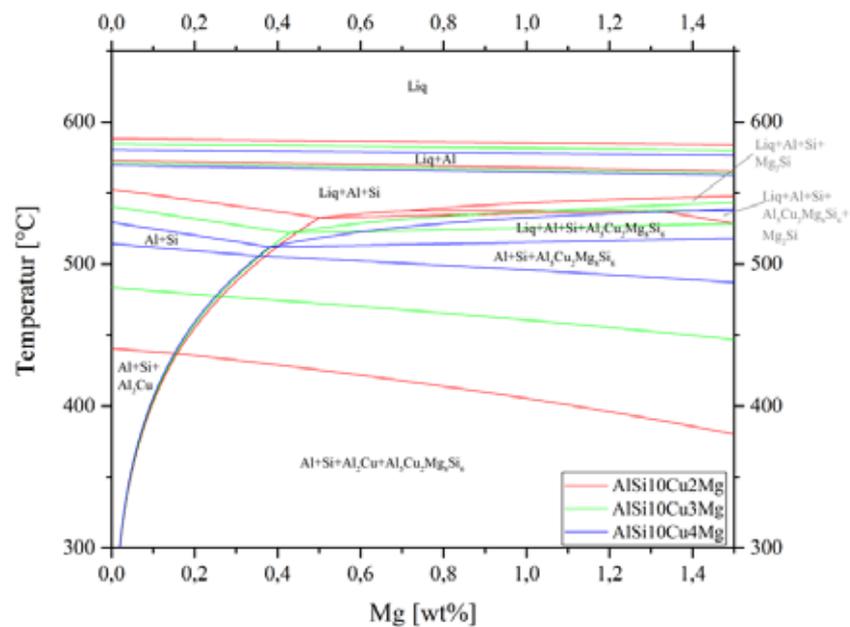


Abbildung 33: Isopleth AlSi10Cu2-4Mg, nach JMatPro®. Variation des Cu und Mg Gehalts im quaternären System Al-Si-Cu-Mg. Phasen Al, Si, Al_2Cu und $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$.

Ausscheidungen:

Für den folgenden Textverlauf gilt es zu erwähnen, dass es in der Literatur keine konsistente Unterscheidung zwischen θ''/θ' oder Q''/Q' gibt. Am Ende des Kapitels wird eine Ausscheidungssequenz angegeben, welche für diese Arbeit verwendet wird.

Bei AlSiMg-Legierungen sind vor allem β'' und β' die aushärtenden Phasen. Eine Zugabe von 0,1 wt% Cu bewirkt die Bildung von Q'' und Q' . Eine weitere Cu-Steigerung führt zusätzlich zu θ'' und θ' -Bildung. Dies deutet darauf hin, dass die Kombinerungsenergie von Mg mit Al, Cu, Si größer ist als die von Mg mit Si. Die co-Ausscheidung von Q und θ -Spezies zeigt an, dass in erster Linie Q-Spezies gebildet werden und übriges Cu dann als θ -Spezies an den Versetzungen ausscheidet. Die punktförmigen Q'' -Ausscheidungen haben eine geringere Härtewirkung als β''/β' , wobei θ' an Versetzungen nur wenig Hindernis für Versetzungsbewegung bildet. [64]

Eine T6-Behandlung bei AlSi8Cu3Mg0,4 führt dazu, dass sich θ' an den Versetzungen und kohärente Q'' bilden. Ausscheidungen dieses Typs bzw. des Typs λ ($Al_5Cu_2Mg_8Si_5$) bilden sich bevorzugt homogen in der Al-Matrix [110] bzw. nahe bei Versetzungen in der Matrix [112].

Dies deutet darauf hin, dass Mg-Atome co-Ausscheidungen mit Cu, Si, Al bilden und zu Q'' führen. Überschüssiges Cu wird als θ -Spezies ausgeschieden. Im Vergleich zur Mg-freien Legierung ist die Mg-haltige Variante im Aushärtungsverhalten um bis zu 260 % schneller aufgrund der kohärenten Q'' -Ausscheidungen anstatt nur θ -Spezies zu bilden. [115]

Die Variation der Cu-Konzentration von 0-4 wt% bei AlSi8Mg0,4 haben gezeigt, dass ohne Cu die Ausscheidungen β'' und β' festigkeitssteigernd wirken [64]. Die Zugabe von 1 wt% Cu bewirkt die Bildung von punktförmigen Q'' , da die Kombinerungsenergie Cu Mg Al Si größer ist als bei Mg und Si, deren Härtewirkung geringer ist, anstatt nadeliger β'' oder β' [64, 116]. Eine weitere Cu-Steigerung > 1 wt% führt zur kombinierten Bildung von Q'' und θ' [64].

Die Ausscheidungsabfolge in diesem Legierungssystem ist abhängig vom Cu-Gehalt. [76 S.132]

geringer Cu-Gehalt: SSSS \rightarrow GP \rightarrow β'' \rightarrow θ' \rightarrow Si \rightarrow β' \rightarrow Mg_2Si , Al_2Cu , Si **26**

hoher Cu-Gehalt: SSSS \rightarrow GP \rightarrow β'' \rightarrow θ' \rightarrow Si \rightarrow β' , Q' \rightarrow Q, Mg_2Si , Si **27**

Weitere Ausscheidungsvorgänge aus der Literatur:

SSSS \rightarrow QP \rightarrow QC \rightarrow Q' \rightarrow Q [101] **28**

SSSS \rightarrow sphärische/plättchenförmige GP \rightarrow pre- β'' \rightarrow β'' \rightarrow $Q'+\beta+Si$ \rightarrow $Q+\beta+Si$ [102] **29**

SSSS \rightarrow Cluster \rightarrow GP \rightarrow (β''), L, S, C, QP, QC \rightarrow β' , Q' \rightarrow Q [98, 99] **30**

SSSS \rightarrow Cluster \rightarrow GP \rightarrow β'' , L, QP, QC \rightarrow β' , Q' \rightarrow Q [100] **31**

Die Ausscheidungsstufen QC, QP und Q' hängen strukturell durch ein hexagonales Subgitter zusammen. Die L-Phase (nadelförmig) ist eine Vorstufe von Q' und trägt zur Festigkeitssteigerung bei. In Cu-haltigen AlMgSi-Legierungen liegen bei maximaler Härte neben β'' auch verschiedene andere Ausscheidungen vor. Deren Struktur entspricht einer hexagonalen Unterstruktur ähnlich der QP, QC, Q' -Reihe. [100]

Die thermische Stabilität mechanischer Eigenschaften und Ausscheidungen wird durch Cu-Zugabe verbessert aufgrund der Bildung von lattenförmigen Ausscheidungen Q' und strukturell ungeordneten L-Ausscheidungen. Die beste thermische Stabilität der Eigenschaften wird beim höchsten Anteil an L-Ausscheidungen erzielt, wobei L als Vorstufe von Q' zu sehen ist. [98, 99]

Die mechanischen Eigenschaften von Legierungen mit Cu-haltigen Ausscheidungen (z.B. Al₂Cu) halten bis 523 K (250 °C) darüber hinaus besser durch, wohingegen bei den Mg-gehärteten Legierungen schon ab 443 K (170 °C) eine Vergrößerung der Mg₂Si-Phasen einsetzt und damit sich die mechanischen Eigenschaften verschlechtern [107].

Tabelle 14: Eigenschaften von Q-Phasen und Vorstufen während der Alterung von AlSiCuMg-Legierungen [100-102].

Ausscheidungen	Zusammensetzung	Zellparameter	Morphologie
GP-Zonen sphärisch (kohärent)	Mg und Si Cluster, sowie co-Cluster	keine definierte Struktur	sphärisch
GP-Zonen Plättchen	Si/Mg = 1	fcc a = 0,405 nm	Plättchen
QP (kohärent)	unbekannt	hex, a = 0,393 nm, c = 0,405 nm	Stäbchen, Nadeln
QC	unbekannt	hex, a = 0,670 nm, c = 0,405 nm	Stäbchen, Nadeln
C	unbekannt	monoklin, a = 1,032 nm, b = 0,81 nm, c = 0,405 nm, γ = 101°	Plättchen
L	unbekannt	unbekannt	Nadeln
Q' (kohärent)	Al ₃ Cu ₂ Mg ₉ Si ₇ Al ₄ CuMg ₆ Si ₆	hex, a = 1,032 nm, c = 0,405 nm hex, a = 1,04 nm, c = 0,405 nm	Latten, Nadeln
Q (inkohärent)	Al ₃ Cu ₂ Mg ₉ Si ₇ Al ₄ Cu ₂ Mg ₈ Si ₇ Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	hex, a = 1,04 nm, c = 0,405 nm hex, a = 1,039 nm, c = 0,402 nm hex, a = 1,03 nm, c = 0,4505 nm	Stäbchen, Nadeln

Über die Existenz der Q- bzw. der quaternären Phase herrscht Uneinigkeit, da sich auch eine metastabile Phase mit anderer Struktur als die Gleichgewichtsphase bilden kann, wenn die Gleichgewichtsphase gar nicht existiert. Für metastabile Phasen, die die gleiche Struktur (Bravais-Gitter und Basis) und die gleichen Zellparameter haben wie die Gleichgewichtsphase, sollte bei Existenz der Gleichgewichtsphase auch die metastabile Phase existieren und umgekehrt. Wenn nur das Kristallsystem identisch ist, nicht aber die Struktur (unterschiedliche Basis), dann muss die Gleichgewichtsphase nicht zwangsweise existieren, wenn die metastabile Phase vorliegt. Dies zeigt, dass eine ternäre Q'-ähnliche Phase (gleiches Bravais-Gitter und Zellparameter) in Si-überschüssigen ternären Legierungen existieren kann, bei denen Q (quaternär) nicht vorliegt. Die Q'-ternäre metastabile Phase hat eine andere Basis (kein Cu) gegenüber der quaternären Phase. [96]

Es wurde auch gezeigt, dass Q' bei maximaler Festigkeit bei Legierungen nicht immer vorliegt, die Q als Gleichgewichtsphase enthalten. In AlMgSiCu-Legierungen treten lattenförmige Ausscheidungen bei maximaler Härte und Überalterung auf. Diese Latten sind Vorstufen der Q-Gleichgewichtsphase und werden als Q' bezeichnet. [96]

Entgegen der Umwandlung $\beta' \rightarrow \beta$, welche einen Wechsel der Struktur von hexagonal zu kubisch bedeutet, weist Q' die gleiche Kristallstruktur und Morphologie wie Q auf, vgl. Tabelle 15, von maximaler Härte bis in überalterte Zustände. Lediglich die Größe nimmt zu. In AlMgSiCu-Legierungen treten bei maximaler Härte vor allem β'' und QP Ausscheidungen auf. Bei Überalterung gehen diese in QC und QP über, später in Q' bis hin zu Q . Da Q' erst bei Überalterung auftritt, wird diese Phase oft mit abfallender Festigkeit in Verbindung gebracht. Weder Q noch Q' haben nennenswertes Festigkeitspotential, wohingegen die lattenförmigen Vorstadien von Q' eine signifikante Rolle bei Festigkeitssteigerung von AlMgSiCu-Legierungen spielen können. [96]

Tabelle 15: Kristallographische und morphologische Daten ausgewählter Ausscheidungen in Al-Legierungen [96]. bct – body centered tetragonal (tetragonal-raumzentriert); hex – hexagonal; sco – side centered orthorhombic (orthorhombisch-seitenzentriert).

System	Gleichgewichtsphase	metastabile Phase		
		isostrukturell	nicht-isostrukturell	Bravais-Gitter
		mit Gleichgewichtsphase		
Al-Cu	θ (bct)		θ'	bct (Plättchen)
Al-Si-Mg	β (fcc)		β'	hex (Stäbchen)
Al-Cu-Mg	S (sco)	S'		sco (Latten)
Al-Si-Cu-Mg	Q (hex)	Q'		hex (Latten)

DSC Untersuchungen:

In der Literatur gibt es eine Fülle an DSC-Untersuchungen mit entsprechender Auswertung hinsichtlich der vorliegenden Ausscheidungen in Al-Legierungen. Für das betrachtete Legierungssystem sind in Tabelle 16 einige Beispiele aufgeführt. Der allgemeine Ausscheidungsablauf lässt sich wie folgt zusammenfassen: [117]

SSSS \rightarrow Bildung GPI \rightarrow Bildung GPII ($\theta'/Q'/\beta''$) \rightarrow Auflösung GPII \rightarrow

Bildung metastabiler Phasen ($\theta'/Q'/\beta'$) \rightarrow Bildung Gleichgewichtsphasen **32**

Unter Berücksichtigung aller obigen Informationen sowie weiterer Literaturstellen aus Tabelle 16 zeigt sich, dass die maximale Dehngrenze bzw. Festigkeit beim Vorliegen der höchsten Ausscheidungsdichte an GPII-Zonen ($\beta''/\theta'/Q''$) erreicht wird. Dies entspräche einem T5 bzw. T6-Zustand.

Bei Cu-haltigen AlSi-Legierungen, welche im T6-Zustand auf maximale Festigkeit wärmebehandelt sind, kommt es während des Einflusses erhöhter Temperaturen zu makroskopischen irreversiblen dimensional Änderungen, d.h. irreversiblen thermischem Wachstum. Deshalb werden Wärmebehandlungen oft so geführt, dass dieses Wachstum hinsichtlich der Gebrauchsbedingungen des Bauteils stabilisiert wird. Der Hauptverursacher dieses Wachstums sind Ausscheidungen der θ -Al₂Cu Spezies. Ein allgemeiner Ausdruck zur Beschreibung als Funktion der Zeit und Temperatur lautet wie folgt: [14]

$$g(t, T) = (1 - \gamma) \frac{\delta V_{\theta'}}{3V} f_{\theta'}(t, T) + \frac{\delta V_{\theta}}{3V} f_{\theta}(t, T) \quad 33$$

Dabei sind $\delta V_{\theta'}$ und δV_{θ} die Volumenänderungen, die mit der Ausscheidungsbildung einhergehen, da Cu vom Al-Mischkristall zu den Ausscheidungen diffundiert. $f_{\theta'}(t, T)$ und $f_{\theta}(t, T)$ sind diejenigen Anteile Cu, welche in die Bildung von θ' bzw. θ als Funktion von Zeit und Temperatur eingehen. Der Faktor γ steht für den Anteil Cu, welcher für die Bildung von eutektisch erstarrten Phasen Al_2Cu abgebunden ist. [14]

Tabelle 16: Überblick über verschiedene DSC-Ergebnisse mit Aufheizrate 10 K/min.

Legierung	Lsg. gl.	Bildung/ Auflösung GPI	Bildung GPII (θ'' , Q'')	Bildung Metastabile Phasen (θ' , Q')	Bildung/ Auflösung GGW (θ , Q)	Quelle
AlCu4,7	520 °C	60 - 170 °C	180 - 220 °C	220 - 340 °C	340 - 495 °C	[118]
AlCu4,7Mg0,3	525 °C			255 °C	320 °C	[119]
AlSi9,4Cu1,5Mg0,5	525 °C		235 - 270 °C	290 - 320 °C	440 - 460 °C	[117]
AlSi7,5Cu3,5Mg0,3	485 °C	70 - 90 °C	220 - 260 °C	260 - 310 °C	400 - 485 °C	[120]
AlSi7Cu3Mg0,4	500 °C	50 - 110 °C	220 - 270 °C	270 - 360 °C	380 - 470 °C	[121]
AlSi8Cu3Mg0,4	500 °C	60 - 140 °C	200 - 260 °C	260 - 310 °C		[115]
AlSi10Cu3,2Mg0,3	500 °C	100 - 160 °C	210 - 255 °C	255 - 310 °C		[122]

3.6.3.3 Al-Si-Cu-Fe

In diesem System treten auf der Al-reichen Seite keine quaternären Phasen auf. So können Al_2Cu , Al_3Fe , Al_7Cu_2Fe , $Al_6(Fe,Cu)$, $\alpha(AlFeSi)$ und $\beta(AlFeSi)$ mit dem Al-Mischkristall und Si im Gleichgewicht stehen. Die Phasenanteile in Gussbauteilen können sich von denen des Gleichgewichts aufgrund unvollständiger peritektischer Reaktionen und gehinderter Diffusion unterscheiden. Dadurch entstehen zusätzlich $\alpha(AlFeSi)$ und $\beta(AlFeSi)$ und das Auftreten des Al-Si- Al_2Cu Eutektikums wird deutlich. Die eutektische Reaktion bei 798 K (525 °C) beendet für gewöhnlich die Erstarrung. Durch geringe Mg-Verunreinigungen kann die Solidustemperatur aufgrund der Bildung der Q-Phase auf 780 K (507 °C) gesenkt werden. [76 S.97-101]



Aus Abbildung 34 ist zu entnehmen, dass die Erhöhung des Si-Gehalts hauptsächlich die Liquidustemperatur der Legierung senkt. Durch Fe-Zugabe entstehen Fe-haltige intermetallische Phasen, insbesondere $\beta(AlFeSi)$, die bei hohen Fe-Gehalten auch primär erstarren. Außerdem kann sich eine Cu-haltige Fe-Phase bilden, was bedeutet, dass ein Teil des Cu abgebunden wird und auch nach Lösungsglühen für spätere Ausscheidungen nicht mehr zur Verfügung steht. Wird der Cu-Gehalt erhöht, so verschieben sich die Gleichgewichts-Festphasenumwandlungen zu höheren Temperaturen.

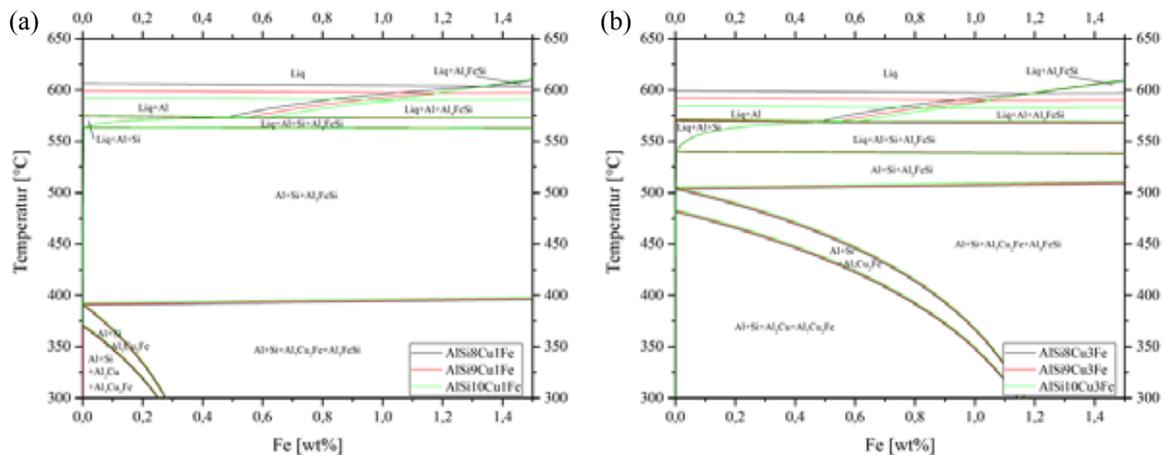


Abbildung 34: Isoleth (a) AlSi8-10Cu1Fe und (b) AlSi8-10Cu3Fe, nach JMatPro®. Variation des Si, Cu und Fe Gehalts im quaternären System Al-Si-Cu-Fe. Phasen Al, Si, Al₂Cu, Al₇Cu₂Fe und Al₅FeSi.

3.6.3.4 Al-Si-Cu-Mn

Bei hoch-Si-haltigen Legierungen bildet sich als Mn-haltige Phase nur die ternäre Phase Al₁₅Mn₃Si₂. Das enthaltene Si senkt die Solidustemperatur der AlCu-Legierungen signifikant, weshalb die maximale Lösungsglüh Temperatur beschränkt ist. Im Gleichgewicht bei < 4,5 wt% Cu endet die Erstarrung mit einem ternären Eutektikum. Bei Ungleichgewicht endet die Erstarrung mit einer abweichenden eutektischen Reaktion bei ca. 790 K (517 °C). [76 S.178-192]



Eine Erhöhung des Cu-Gehalts führt zu sinkender Liquidus- und Solidustemperatur, wie in Abbildung 35 dargestellt. Entsprechend kommt es auch bereits bei niedrigeren Mn-Gehalten zu primärer Erstarrung von Al₁₅(Mn,Cu)₃Si₂ Phasen. Durch zusätzliche Mn-Zugabe > 0,4 wt% erstarren die Mn-haltigen Phasen teils primär.

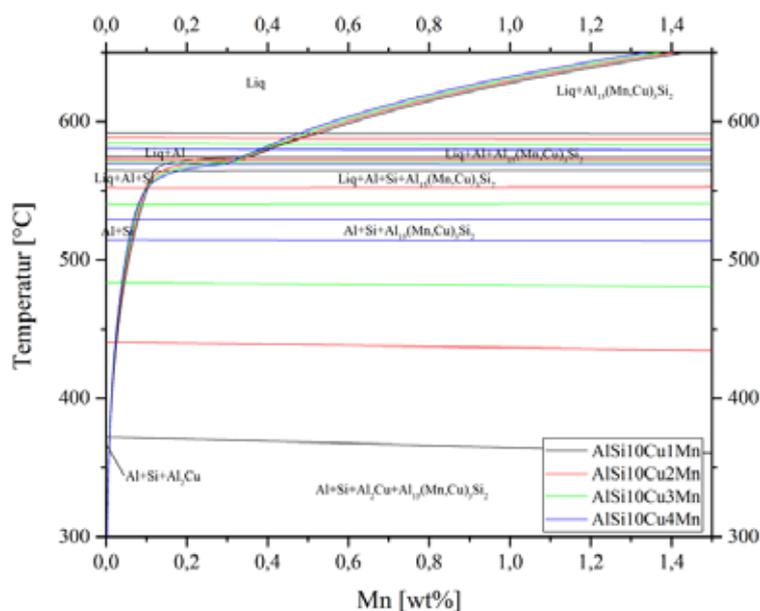
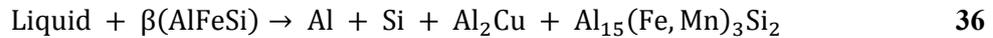


Abbildung 35: Isoleth AlSi10Cu1-4Mn, nach JMatPro®. Variation des Cu und Mn Gehalts im quaternären System Al-Si10-Cu-Mn. Phasen: Al, Si, Al₂Cu und Al₁₅(Mn,Cu)₃Si₂.

3.6.3.5 Al-Si-Cu-Fe-Mn

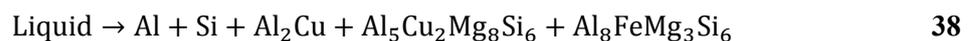
Auf Basis der quaternären Diagramme können im Falle der Si-reichen Legierungen nur Al_2Cu , $\beta(\text{AlFeSi})$, $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ und Si mit dem Al-Mischkristall im Gleichgewicht stehen. Statt der Phase $\beta(\text{AlFeSi})$ kann auch $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ auftreten. Die wichtigsten Reaktionen sind nachfolgend dargestellt, wobei die eutektische Reaktion bei ca. 790 K (517 °C) stattfindet. [76 S.168-172]



Im Falle von Cu-reichen Systemen können basierend auf quaternären Diagrammen die Phasen Si, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, $\beta(\text{AlFeSi})$ und $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ mit dem Al-Mischkristall und Al_2Cu im Gleichgewicht stehen und die letzte eutektische Reaktion findet bei ca. 789 K (516 °C) statt [76 S.168-172]. Bei hinreichend hohem Cu-Gehalt, ähnlich einer 226D-Legierung, wird zudem Cu in die Fe-haltige intermetallische Phase eingebaut, sodass diese als $(\text{Al,Cu})_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ bezeichnet werden kann [123].

3.6.3.6 Al-Si-Cu-Mg-Fe

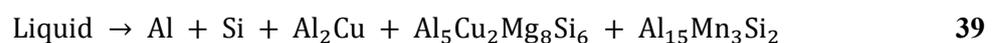
Im Falle von Si-reichen Varianten dieses Systems treten die Phasen Al_2Cu , Mg_2Si , $\beta(\text{AlFeSi})$, $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$, $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ und Si neben dem Al-Mischkristall auf. Bei Cu-reichen Legierungen treten die Phasen Al_2Cu , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, Al_2CuMg , $\beta(\text{AlFeSi})$, Mg_2Si , $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$, $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ und Si neben dem Al-Mischkristall auf. Die Temperatur kann im Falle von Ungleichgewichtserstarrung auf bis zu 750 K (477 °C) absinken. Die wichtigste Reaktion am Ende der Erstarrungsabfolge bei 778 K (505 °C) lautet wie folgt. [76 S.101-123]



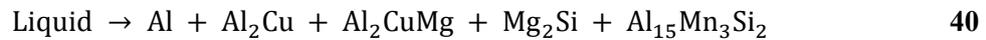
In AlSi9Cu3Fe -Druckguss-Legierungen kann Mg zur Minderung der Porosität in Sr-veredelten Varianten beitragen [109]. Deutlich negativ wirken sich Mg-Gehalte über 0,6 wt% aus [28]. Neben einer erhöhten Neigung zur Oxidation, Wasserstoffaufnahme und Porosität kommt es ebenfalls zur Erniedrigung der Fließfähigkeit und zur Versprödung [28]. In quaternären Legierungen mit hohem Fe- und Mg-Gehalt kann sich $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ oder auch $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ bilden [116]. Außerdem ist die Bildung von $\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ möglich, welches sich beim Lösungsglühen erst bei sehr hohen Temperaturen langsam auflöst, damit der Legierung Mg entzieht [116] und zudem versprödend wirkt [60].

3.6.3.7 Al-Si-Cu-Mg-Mn

Bei Si-reichen Legierungen dieses Systems können die Phasen Mg_2Si , Al_2Cu , $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ und $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$ mit dem Al-Mischkristall und Si im Gleichgewicht stehen. Die letzte eutektische Reaktion findet bei ca. 778 K (505 °C) statt.



Für Cu-reiche Legierungen können die Phasen Al_2Cu , $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$, Mg_2Si , Al_2CuMg und $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ im Gleichgewicht mit dem Al-Mischkristall und Si stehen. Mit vergleichsweise wenig Si ergibt sich die obere bzw. mit viel Si die unterste letzte eutektische Reaktion bei ca. 773 K (500 °C). [76 S.168-178]



3.7 Einfluss der Wärmebehandlung

Eine Wärmebehandlung von Al-Gusslegierungen ruft signifikante Vorteile gegenüber dem Gusszustand hervor. In Tabelle 17 sind die typischen Wärmebehandlungen mit ihren Abkürzungen erklärt. Durch ein Lösungsglühen können viele Phasen, die sich während der Erstarrung gebildet haben, wieder aufgelöst werden. $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ und $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ lassen sich relativ leicht auflösen, während $\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ und $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ teils nur schwer aufzulösen sind. Im Allgemeinen sind Fe-haltige intermetallische Phasen nur schwierig aufzulösen. Ziel des Homogenisierungs-Glühens ist es möglichst viele Atome für eine Ausscheidungsbildung im Al-Mischkristall zu lösen, denn wenn diese in intermetallischen Phasen abgebunden sind, dann können sie nicht zur Ausscheidungsbildung und Festigkeitssteigerung beitragen. Die zur Homogenisierung nötige Zeit ist abhängig von den diffundierenden Atomen, der Temperatur, Diffusionsdistanz und Grobheit (SDAS) des Gefüges. Durch einen anschließenden Abschreckvorgang nach dem Lösungsglühen wird die Bildung von Ausscheidungen während des Abkühlvorgangs oder das Ausscheiden von Elementen aus dem übersättigten Al-Mischkristall unterdrückt. Bei hinreichend hoher Abkühlrate bleiben die Elemente sowie eine hohe Leerstellendichte im Al-Mischkristall zwangsgelöst. Ist die Abkühlrate zu gering, bilden sich Partikel auf heterogene Weise an Korngrenzen oder Versetzungen, was in einer Minderung des Übersättigungsgrades und damit gezwungenermaßen unumgänglich niedrigeren Dehngrenze nach Auslagerung resultiert. Die Nachteile schneller Abkühlung sind innere (thermische) Spannungen im Gussteil. Oft wird Wasser zum Abschrecken genutzt; bei geringeren Raten kommen Öl, Salzbad oder organische Lösungen zum Einsatz. Die Ausscheidungskinetik ist abhängig vom Übersättigungsgrad und der Diffusionsrate relevanter Elemente, was in umgekehrten Verhältnissen von der Temperatur abhängig ist. Bei hohen Temperaturen ist die Diffusion schnell, aber die Übersättigung gering, während bei niedrigen Temperaturen die Diffusion langsam und die Übersättigung hoch ist. Die maximale Keimbildung und Wachstumsrate findet oberhalb einer kritischen Temperatur zwischen 723 K (450 °C) bzw. 473 K (200 °C) für die meisten Al-Legierungen statt. Deshalb sollte zur Vermeidung von Ausscheidungen die Abschreckzeit so kurz wie möglich gehalten werden. Die Abschreckempfindlichkeit wird u.a. auf das eutektische Si zurückgeführt. Die Menge von Si im Mischkristall sinkt aufgrund von Diffusion hin zu eutektischen Partikeln. Zudem bildet sich Mg_2Si

dann an den eutektischen Partikeln und senkt damit die Mg-Konzentration im Al-Mischkristall. Das Vorhandensein von eutektischem Si führt zu einer hohen Versetzungsdichte aufgrund unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten zwischen Al und Si, was die Keimbildung unterstützt. Die Abhängigkeit der Dehngrenze von der Abkühlrate und Mg-Konzentration kann wie folgt untergliedert werden:

< 1 K/s: Dehngrenze ist logarithmisch von der Abkühlrate bestimmt und nahezu unabhängig von der Zusammensetzung.

1 - 4 K/s: Abschreckempfindlichkeit ist abhängig von der Legierung und steigt mit zunehmender Mg-Konzentration.

> 4 K/s: Effekt ist unabhängig von der Mg-Konzentration und nur gering ausgeprägt.

Bei der Kaltauslagerung führen ein hoher Übersättigungsgrad und eine hohe Leerstellendichte nach dem Abschrecken zur raschen Bildung von GP-Zonen, die als Cluster einen hohen Anteil der Mischkristall-Atome beinhalten. Diese sind sehr klein und fein verteilt in der Matrix, da Diffusion bei Raumtemperatur stark limitiert ist. Sie sind kohärent zur Matrix, aber es werden aufgrund der anderen Größe der Atome um diese herum elastische Spannungen hervorgerufen. Kohärente Ausscheidungen bilden sich aufgrund der geringeren Grenzflächenenergie, was einen kleineren kritischen Radius bedeutet und diese Ausscheidung recht einfach von statten gehen lässt. GP-Zonen und ihr Spannungsfeld behindern Versetzungen und deren Bewegung resultierend in ansteigender Festigkeit. Mg-haltige Legierungen altern bei Raumtemperatur relativ schnell, wohingegen Al-Si-Cu Legierungen langsamer reagieren, der Prozess durch Mg-Zugabe aber beschleunigt werden kann. Temperaturen von 150-210 °C bedeuten schnellere und weitreichendere Diffusion und führen zu größeren Ausscheidungen im Vergleich zu Guinier-Preston-Zonen (GP). Die Ausscheidungssequenz beginnt mit GP-Zonen und geht über in metastabile Ausscheidungen, die kohärent oder teilkohärent mit der Matrix sind. Die metastabilen Ausscheidungen wachsen ab kritischem Radius aus GP-Zonen, homogen verteilt in der Matrix oder heterogen an Versetzungen und Gitterdefekten. Wachstum findet durch Diffusion von Mischkristallatomen zu den Ausscheidungen statt. Wenn die Übersättigung abnimmt, schreitet das Wachstum durch Ostwald-Vergrößerung fort. Dieser Prozess wird getrieben durch die Reduzierung der Oberflächenenergie, sodass größere Exemplare weiter vergrößern und kleinere sich auflösen. Beim Wachstum der Ausscheidungen steigt die Kohärenzspannung bis die Grenzflächenbindungsenergie überschritten ist und die Ausscheidungen inkohärent werden. Letzte Stufe ist die inkohärente Gleichgewichtsphase. Der Ausscheidungsvorgang startet nicht gezwungenermaßen mit GP-Zonen, sondern kann je nach Historie auch dazwischen beginnen. Die Festigkeit und der Härtungsmechanismus von Legierungen sind abhängig wie gut Versetzungen festgehalten werden können. Dies ist abhängig von Größe und Verteilung der Ausscheidungen und der Kohärenz der Partikel mit der Matrix. Die Wechselwirkungen können mit dem Friedel-Effekt und dem Orowan-Mechanismus beschrieben werden. Friedel bedeutet, dass kleine und weiche Ausscheidungen

geschnitten und Orowan bedeutet, dass große und harte Ausscheidungen durch Umgehen überwunden werden. Höchste Festigkeit wird also dann erreicht, wenn Schneiden und Umgehen der Versetzungen gleichwahrscheinlich sind (kritische Größe der Teilchen). Eine Kombination von Kalt- und Warmauslagerung kann dazu führen, dass die bei Kaltauslagerung entstandenen Cluster sich entweder wieder auflösen oder weiter im Ausscheidungsprozess der Warmauslagerung wachsen, abhängig von ihrer Größe und Art. Bei Überschreitung einer kritischen Größe können sie als Keime für weitere Ausscheidungen dienen. Bei höheren Temperaturen ist der kritische Radius größer aufgrund geringerer Übersättigung. Bei unterkritischer Größe lösen sich die Ausscheidungen wieder auf. Dabei steigt die Mischkristall-Übersättigung an, der kritische Radius sinkt und manche Ausscheidungen verbleiben dann stabil. Diese stabilen Cluster wachsen und die kleinen lösen sich auf. Daraus gibt sich ein Gefüge mit einer geringeren Dichte an größeren Ausscheidungen im Vergleich zum direkten Ausscheiden. Dieser negative Effekt der Vor-Kaltauslagerung, insbesondere bei Al-Si-Mg Legierungen [124], kann durch eine Kurzzeit Hochtemperaturbehandlung oder einer kurzzeitigen Warmauslagerung bei geringerer Temperatur verhindert und sogar ins positive gewandelt werden. [106]

Tabelle 17: Buchstaben-Ziffern Kombination von Al-Guss-Wärmebehandlungen [125 S.342].

Code	Information
F	Gusszustand, Herstellungszustand
T1	abgekühlt aus dem Herstellungsprozess und kaltausgelagert zu einem wesentlich stabileren Zustand
T4	lösungsgeglüht und kaltausgelagert zu einem wesentlich stabileren Zustand
T5	abgekühlt aus dem Herstellungsprozess und warmausgelagert
T6	lösungsgeglüht und auf maximale Dehngrenze warmausgelagert
T7	lösungsgeglüht und überaltert

AlSi-Gusslegierungen mit > 2 wt% Cu und dem typischen Mg-Gehalt einer 226D zeigen bei Raumtemperatur ebenfalls das Phänomen der Kaltauslagerung. Dieser, in diesem Falle positive, Effekt läuft umso schneller ab, je höher der Mg-Gehalt ist (bis zu 0,55 wt%). Da der Aushärteeffekt insbesondere von der Abkühlgeschwindigkeit nach der Erstarrung des Bauteils abhängt, werden je nach Wandstärke und Gießparametern verschiedene mechanische Kennwerte ermöglicht. Zur Bildung der kohärenten Ausscheidungen und GP-Zonen sind eine hohe Abkühlrate nach der Erstarrung mittels Werkzeugkühlung oder Wasserabschreckung und ein Mg-Gehalt $> 0,2$ wt% notwendig. Das heißt, je höher die Ausformtemperatur des Bauteils und damit die erreichbare Temperaturdifferenz durch Abschrecken ist bzw. je stärker dünne Bauteilbereiche durch Werkzeugkühlung gekühlt werden können, umso höher ist das mögliche Ausscheidungspotential und damit die Keimbildungsrate von Ausscheidungsclustern. [126]

Für die Warmauslagerung bei T5 und T6 wird aus Abbildung 36 schematisch ersichtlich, dass die Auslagerungsdauer bis zum Erreichen der maximalen Dehngrenze durch Erhöhung der Auslagerungstemperatur verkürzt werden kann, da die Diffusionsgeschwindigkeit der Elemente mit

steigender Temperatur zunimmt. Gleichzeitig aber sinkt dabei die maximal erreichbare Dehngrenze, da ein Teil der Legierungselemente bei höherer Temperatur im Al-Mischkristall gelöst bleibt und sich zusätzlich die Ausscheidungssequenzen ändern können. [127]

So dauert es bei 413 K (140 °C) relativ lange bis das Dehngrenzen-Maximum erst nach fünf Tagen erreicht wird. Diese Dauer kann bei 433 K (160 °C) auf 36 h verkürzt werden, wobei die maximal erreichbare Dehngrenze bereits absinkt. Eine weitere Temperaturerhöhung auf 473 K (200 °C) beschleunigt den Ausscheidungsprozess, sodass nach 4 h das Dehngrenze-Maximum von lediglich 205 MPa erreicht ist. Bei 513 K (240 °C) verkürzt sich die Auslagerungszeit auf 0,5 h, wobei die erreichbare Dehngrenze noch weiter fällt. Bei allen Auslagerungstemperaturen > 433 K (160 °C) kommt es nach Überschreiten der maximalen Dehngrenze zur Ostwald-Reifung und einem signifikanten Abfall der Dehngrenze-Werte. Dieses beschriebene Verhalten ist in nachstehender Abbildung grafisch dargestellt. [126]

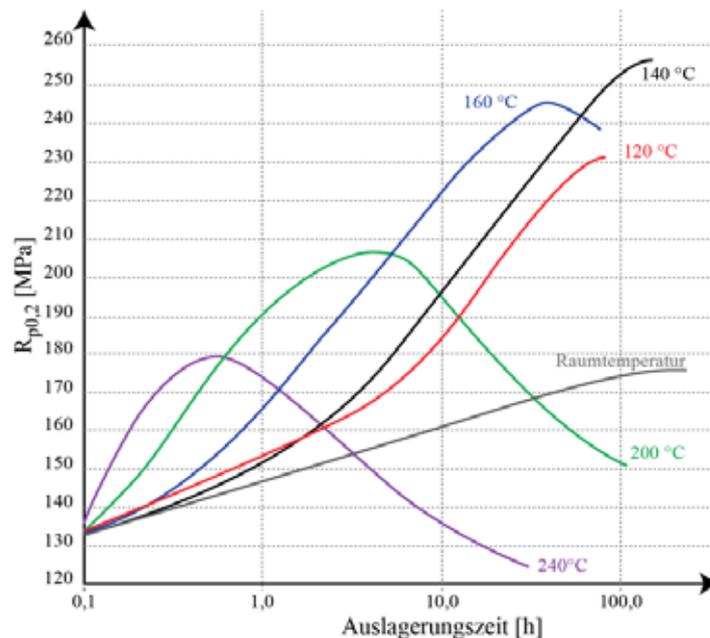


Abbildung 36: Auslagerungsverhalten der Legierung AlSi9Cu3Fe in Abhängigkeit der Auslagerungsdauer bei T5, nach [126].

Nutzt man den Effekt der Kaltauslagerung zusätzlich zur Warmauslagerung, so werden signifikante Steigerungen der Dehngrenze erbracht. Bei einer T5-Wärmebehandlung bei 473 K (200 °C) mit verschiedener vorangegangener Kaltauslagerung zeigt sich, dass zum einen signifikant höhere Dehngrenze-Werte erreicht werden und zum anderen diese in kürzeren Zeiten erreichbar sind, vgl. Abbildung 37. Dies zeigt, dass sich bei niedrigen Temperaturen wie Raumtemperatur fein verteilte, kohärente Ausscheidungen bilden, die in Kombination mit den bei höherer Temperatur gebildeten teil- und inkohärenten Ausscheidungen zu maximaler Festigkeit führen. [126]

Die möglichen erreichbaren Dehngrenzen bei vorangegangener vollständiger Kaltauslagerung in Abhängigkeit der nachfolgenden Warmauslagerungs-Parameter sind in Abbildung 38 dargestellt. Der reinen Kaltauslagerung T1 und direkten Warmauslagerung T5 gingen jeweils

Abschreckprozesse in Wasser unmittelbar nach Abguss und Bauteilentformung voraus. Durch gezielte Kombination T1+T5 wird der Festigkeitsbereich nochmals erweitert und die Warmauslagerungszeiten verkürzt. Zudem sind zur Erreichung bestimmter Dehngrenze-Werte somit erhöhte Warmauslagerungs-Temperaturen und damit eine thermische Stabilisierung möglich, wohingegen diese Dehngrenze-Werte ohne vorangegangener Kaltauslagerung nur bei niedrigerer Warmauslagerungs-Temperatur und geringerer thermischer Stabilisierung möglich wären. [126]

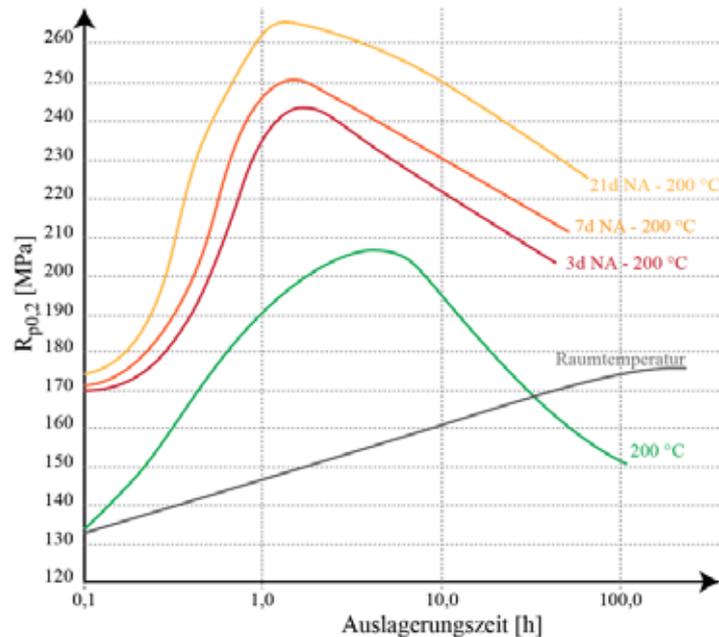


Abbildung 37: Dehngrenze in Abhängigkeit der Kalt- (*natural ageing*, NA) und Warmauslagerung bei 473 K (200 °C), nach [126].

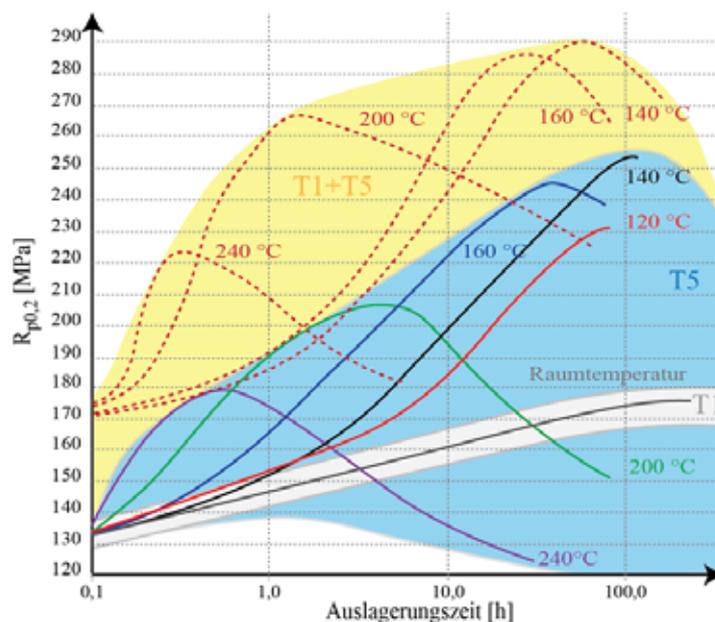


Abbildung 38: Erweiterung des Dehngrenze-Bereichs durch Kombination von T1 und T5 Behandlung, nach [126]. F: nach Abguss und Abschrecken; T1: nur Kaltauslagerung; T5: kontrollierte Abkühlung und Warmauslagerung; T1+T5: Kombination Kalt- und Warmauslagerung.

4 Experimentelle Durchführung

4.1 Methoden

4.1.1 Legierungssimulation mit JMatPro®

JMatPro® ist eine Simulationssoftware der Firma Sentesoft Ltd., die einen breiten Eigenschaftsbereich von Legierungen und insbesondere Multikomponenten-Legierungen berechnenbar macht. Besonderheit ist, dass JMatPro® so aufgebaut wurde, dass es durch Ingenieure oder Wissenschaftler, die Materialeigenschaften für ihre tägliche Arbeit benötigen, genutzt werden kann. Die Entwicklung der Software begann bereits 1999. Ein Auszug der möglichen Berechnungen ist:

- stabile und metastabile Phasengleichgewichte
- Erstarrungsverhalten und Eigenschaften
- elastische Kenngrößen in Abhängigkeit der Zusammensetzung [128]
- mechanische und chemische Eigenschaften
- thermophysikalische und physikalische Eigenschaften
- Phasenumwandlungen

Der Berechnungsablauf ist im Groben wie folgt: Anhand der eingegebenen Legierungszusammensetzung und der CalPhaD-Methode (*Calculation of Phase Diagrams*) werden Anteil und Zusammensetzung der einzelnen Phasen bestimmt. Aus thermophysikalischen und physikalischen Modellen werden die Eigenschaften für jede Phase in Abhängigkeit der Temperatur und Zusammensetzung berechnet. Die Materialeigenschaften beruhen als Funktion auf Anteil und Morphologie der Phasen mittels Mischungsregeln. Für die verschiedenen Phasen wird insbesondere die Thermotech thermodynamische Datenbank verwendet.

Bei der Berechnung von TTT (*time-temperature-transformation*) und CCT (*continuous-cooling-transformation*) Diagrammen wird das klassische JMAK-Modell (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorow) zugrunde gelegt. Diese Berechnungen sowie isotherme kinetische Berechnungen basieren darauf, dass sich jede Ausscheidungsphase unabhängig voneinander aus dem übersättigten Al-Mischkristall bildet. Somit wird keine Ausscheidungskonkurrenz berücksichtigt. Die Entwicklung des Volumenanteils X einer festen Phase kann wie folgt mittels der klassischen Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung abgeschätzt werden, wobei T die Temperatur, V der umgewandelte Volumenanteil zum Zeitpunkt t , V_{eq} der Gleichgewichtsanteil an Ausscheidungen, f ein Formfaktor, N_r die Keimbildungsrate und G_r die Wachstumsrate sind. [129, 130]

$$X = \frac{V}{V_{eq}(T)} = 1 - \exp(-fN_r G_r^3 t^4) \quad 42$$

Diese Formel lässt sich auch allgemeiner mittels der Konstanten K_p und dem Exponenten n_p formulieren. [129, 130]

$$X = 1 - \exp(-K_p t^{n_p}) \quad 43$$

Für die Berechnung der Dehngrenze und Festigkeit nach T5 oder T6 Wärmebehandlung werden die Mechanismen der Mischkristall-Verfestigung, Ausscheidungs-Verfestigung, Kaltverfestigung und Feinkorn-Verfestigung (SDAS) berücksichtigt. Außerdem werden die Erstarrungsbedingungen der Legierung, insbesondere die Abkühlrate, mittels des Scheil-Modells mit einbezogen. Die festigkeitssteigernden Ausscheidungen sind θ' -Al₂Cu, S'-Al₂CuMg, Q'-Al₃Cu₂Mg₈Si₆, B', β' , β'' -Mg₂Si, T' und η' . Die Warmfestigkeit $\sigma(T)$ beruht auf der Raumtemperatur-Festigkeit (Parameter α_w und β_w) sowie einer empirischen Größe Q_e , sodass diese dann berechenbar wird. Unter Berücksichtigung der Kinetik und thermischen Stabilität von Ausscheidungen kann auch die Dehngrenze in Abhängigkeit der Zeit bei erhöhter Temperaturbelastung mit folgender Gleichung berechnet werden. [131, 132]

$$\sigma(T) = \alpha_w + \beta_w \exp\left(\frac{-Q_e}{RT}\right) \quad 44$$

Die CalPhaD-Methode ermöglicht die Simulation von Multikomponentensystemen sowie Multiphasensystemen. Dabei wird die Gibbs'sche freie Energie G_f jeder Phase des Systems berechnet und zugleich experimentelle Erkenntnisse berücksichtigt. Zudem werden Phasen und deren Verhalten in Bereichen berechnet, wo noch keine experimentellen Informationen vorliegen. Die Basis-Gleichung aller Phasen für die Gibbs-Energie lautet:

$$G_f = G^0 + G_{\text{mix}}^{\text{ideal}} + G_{\text{mix}}^{\text{xs}} \quad 45$$

Dabei ist G^0 der Beitrag der reinen Komponente, $G_{\text{mix}}^{\text{ideal}}$ der ideale Mischungsbeitrag und $G_{\text{mix}}^{\text{xs}}$ der Beitrag aufgrund nicht-idealer Wechselwirkungen zwischen den Komponenten, auch bekannt als überschüssige Gibbs-Energie durch Mischung. Daraus resultiert letztlich eine kompliziertere Formel für die Gibbs'sche Energie, welche aus den drei Summanden der Gibbs'schen Energie der reinen Komponente, der idealen Entropie und den Wechselwirkungen besteht. Dabei ist G_i^0 der Beitrag der reinen Komponente i mit Konzentration c_i , R die universelle Gaskonstante und T die Temperatur. Ω stellt den temperaturabhängigen Wechselwirkungsparameter zwischen Komponenten i und j dar. Der Parameter v nimmt Werte zwischen 0 und 2 an; sollte er größer als 2 werden, dann gilt es das Modell für die betrachteten Phasen anzupassen. [133 S.91-96]

$$G_m = \sum_i x_i G_i^0 + RT \sum_i c_i \log_e c_i + \sum_i \sum_{j>i} c_i c_j \sum_v \Omega_{ij}^v (c_i - c_j)^v \quad 46$$

Um die von JMatPro® ausgegebenen Diagramme leichter zu interpretieren, ist nachfolgend in Abbildung 39 eine schematische Erklärung für eine *Solidification* Rechnung mit Diagrammen einer AlSiCuMgFeMn-Legierung dargestellt. Zu Beginn, vgl. Abbildung 39 (a), erstarrt die Phase Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ primär, sodass sich grobe intermetallische Phasen ausbilden können. Anschließend beginnt die Erstarrung des Al-Mischkristalls, vgl. Abbildung 39 (b). Das Al/Si-Eutektikum in Kombination mit Al₅FeSi beginnt sich darauffolgend zu bilden, vgl. Abbildung 39 (c), wobei die Morphologie der Phasen in der rechten Darstellung auf Literatur- und Erfahrungsdaten basiert. Die zuletzt erstarrenden Phasen sind Al₂Cu, Al₃Cu₂Mg₈Si₆ und Al₇Cu₂Fe, die klein-blockig oder mit eutektischer Morphologie vorliegen können, vgl. Abbildung 39 (d).

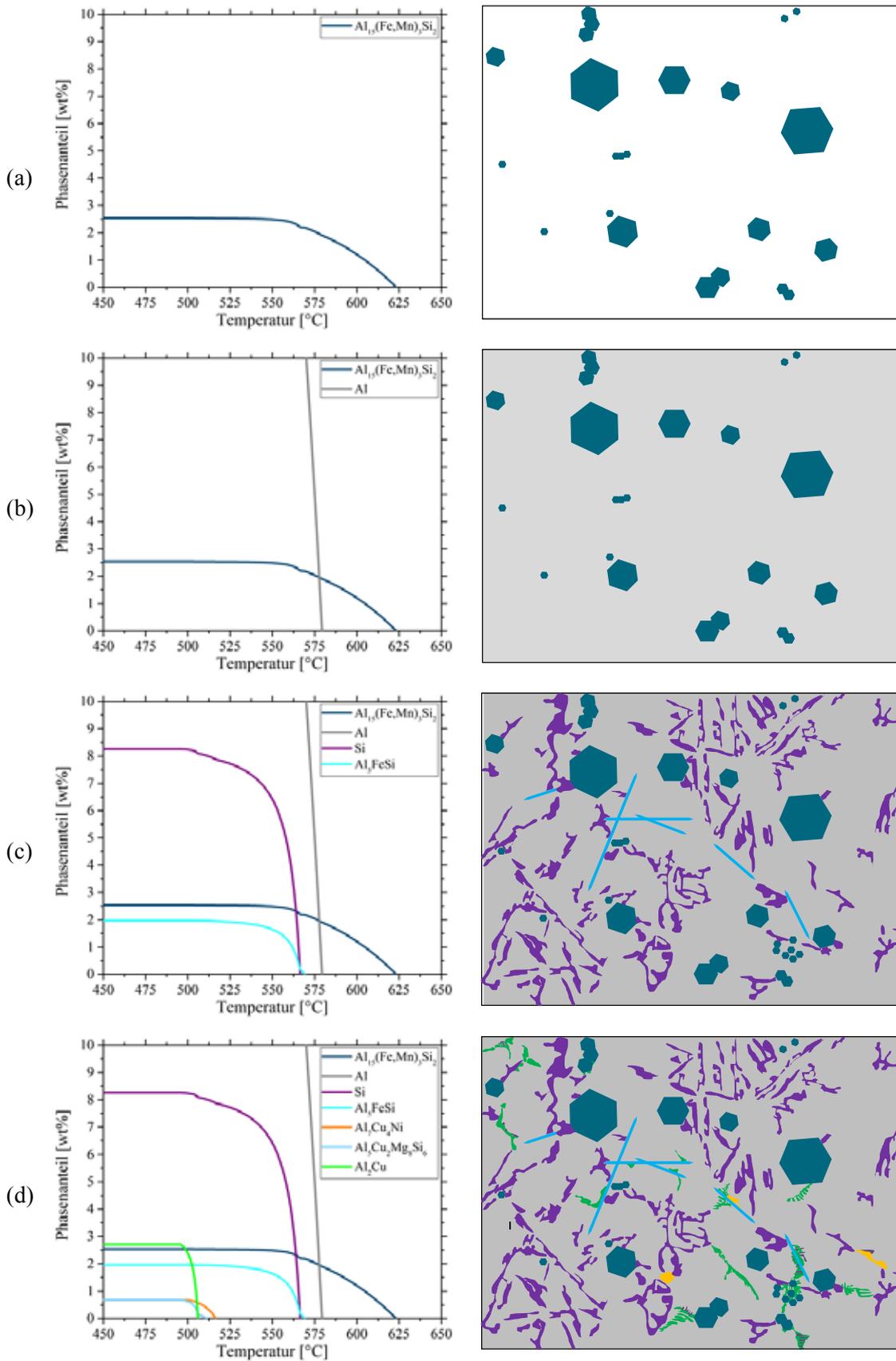


Abbildung 39: Schematische Gefügeentwicklung bei *Solidification* Rechnung aus JMatPro® (links) und Interpretation im theoretischen Schliffbild (rechts).

4.1.2 Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlung von Druckguss-Kurbelgehäusen bzw. einzelner Lagerstühle wurde in Umluftöfen unter Berücksichtigung der individuellen Aufheizdauer der Bauteile bis auf Solltemperatur durchgeführt. Die durchgeführten Varianten zur Einstellung der mechanischen Eigenschaften sind Tabelle 18 zu entnehmen. Die Angaben stellen dabei immer die Haltezeiten bei den entsprechenden Temperaturen dar. T5mod bedeutet dabei, dass direkt nach Formöffnen die Lagergasse mit einer Sprüheinheit mit einem Hochdruck-Wasser-Luft-Gemisch abgeschreckt wurde. Hierdurch wird eine schnellere Abkühlung erzielt.

Tabelle 18: Überblick der Wärmebehandlungen.

	Lagerstuhl-Sprühen	Lösungsglühen	Abschrecken	Kaltauslagern	Warmauslagern
T5mod 230	ja	-	-	3 d	230 °C / 2 h
T5mod 200	ja	-	-	3 d	200 °C / 3 h
T6red 230	ja	465 °C / 3 h	Wasser	3 d	230 °C / 2 h
T6red 200	ja	465 °C / 3 h	Wasser	3 d	200 °C / 3 h

4.1.3 Gefügeuntersuchungen Licht- und Rasterelektronenmikroskopie

Für die Gefügeuntersuchungen wurden geprüfte Zugproben und Hohl-Zugproben in den verschiedenen Wärmebehandlungszuständen aus Tabelle 18 verwendet. Außerdem wurden für die Bewertung des Lösungsglühens Schliffe an Lagerstühlen erstellt. Nach dem Nasstrennen wurden die Proben mit dem warmauhärtenden, elektrisch leitfähigen Phenol mit Kohlefüllung PolyFast® von Struers® eingebettet. Anschließend wurden die eingebetteten Proben teilautomatisiert mit SiC-haltigem Papier der Körnungen 320, 800, 1200 und 2500 nass geschliffen und anschließend mit Diamant-Paste der Korngrößen 6 µm, 3 µm und 1 µm poliert. Die präparierten Proben wurden lichtmikroskopisch mit dem Auflichtmikroskop Axiophot2® von Zeiss® untersucht. Zusätzlich wurden mit einem Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop JEOL® JSM-7100F® elektronenmikroskopische Untersuchungen durchgeführt. Ziel war der Gewinn qualitativer Bilder und pseudo-quantitativer energiedispersiver Röntgenanalysen (EDX) im Dendriten-Inneren und an intermetallischen Phasen. Hierzu wurden EDX-Punktanalysen und EDX-Mappings mit 5 kV Beschleunigungsspannung durchgeführt.

Die Größe der Röntgenanregungsbirne R_x kann mit einem analytischen Ausdruck nach Anderson und Hasler nach folgender Gleichung abgeschätzt werden [134 S. 287f].

$$R_x = \frac{0,064}{q} (E_0^{1,68} - E_c^{1,68}) \quad 47$$

Dabei sind E_0 die Primärenergie der einstrahlenden Elektronen, E_c die charakteristische Anregungsenergie und q die Dichte der Matrix. Für den Al-Mischkristall ergibt sich somit eine Röntgenanregungsbirne von ca. 3 µm.

Für quantitative Aussagen über die Morphologie der Phasen wurde an ausgewählten Proben das Feretverhältnis (*aspect ratio*, AR) ermittelt. Das Feretverhältnis beschreibt das Verhältnis von minimalem zu maximalem feretschen Durchmesser des betrachteten Partikels [135, 136 S.247ff] [Oettel S. 247ff, 2005Richter].

$$AR = \frac{d_{\min,feret}}{d_{\max,feret}} \quad (0 \dots 1) \quad 48$$

4.1.4 Quasistatische mechanische Kennwerte

Der quasistatische Zugversuch bei Raumtemperatur wurde rechnergestützt in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1:2016 [137] durchgeführt. Die quasistatischen mechanischen Kennwerte Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A bei Raumtemperatur wurden mittels der Universalprüfmaschine Z100 der Firma Zwick® durchgeführt. Die Dehnrage betrug 0,001 1/s über die gesamte Prüfung hinweg. Die abgeprüften Probengeometrien sind nachfolgend dargestellt. Die Probenpositionen aus dem Druckgusskurbelgehäuse sind im Anhang in Abbildung 120 dargestellt. Die quasistatischen mechanischen Kennwerte bei den Prüftemperaturen 423 K (150 °C), 473 K (200 °C) und 503 K (230 °C) wurden rechnergestützt in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-2:2011 [138] bestimmt. Die Längendehnung der Proben wurde mittels Maytec-Extensiomter aufgenommen. Die Aufheizdauer wurde auf ca. 15 min festgelegt.

Die quasistatischen mechanischen Kennwerte bei Raumtemperatur nach Langzeittemperaturbelastung von 500 h bei 423 K (150 °C), 453 K (180 °C) bzw. 473 K (200 °C) wurden ebenfalls abgeprüft. Die Langzeittemperaturbelastung wurde in Umluftöfen an den Zugproben nachgestellt.

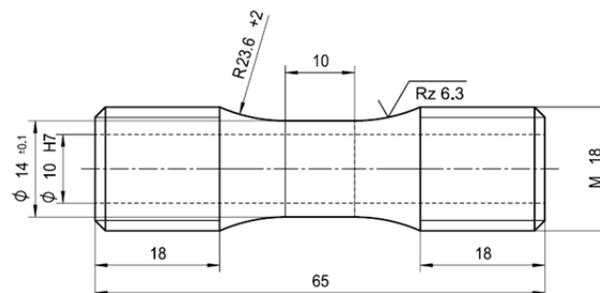


Abbildung 40: hohle Zugprobe M18x1 aus vorgegossenen Lagerstuhl- und Zylinderkopf-Verschraubungs-Bereichen mit Bemaßung.

Tabelle 19: Maße der verwendeten Norm-Zugproben, nach [139].

[mm]	d_0	L_0	d_1	r	h	L_c	L_t
B5x25	5	25	M8	4	7	30	51
B6x30	6	30	M10	5	8	36	60

4.1.5 Dauerschwellfestigkeit bei erhöhter Temperatur

Die Bestimmung der dynamischen Dauerfestigkeit (*high-cycle fatigue*, HCF) der Legierungs- und Wärmebehandlungsvarianten erfolgte bei 423 K (150 °C) Prüftemperatur unter einem Lastverhältnis von $R = 0,05$ bei einer Prüffrequenz von ca. 150 Hz nach dem Treppenstufenverfahren. Die Prüfmaschine der Standard-HCF Probe war HFP5000 der Fa. Roell/Korthaus® und die der hohlen HCF-Probe war HFP421 der Fa. Roell/Amsler®. Die abgeprüften Probengeometrien sind Abbildung 40 und Abbildung 41 zu entnehmen. Die Probenpositionen aus dem Druckgusskurbelgehäuse sind im Anhang in Abbildung 121 dargestellt. Die Auswertung der Messergebnisse erfolgte nach Hück [140].

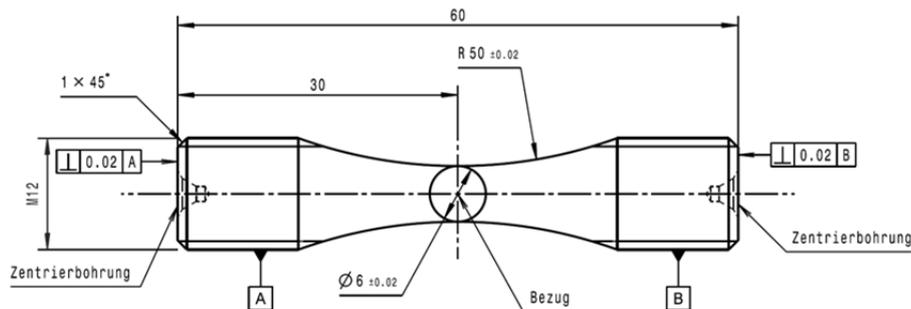


Abbildung 41: Standard-HCF-Probe M12x1 aus Hauptlagergasse.

4.1.6 Dynamische Differenzkalorimetrie – *Differential Scanning Calorimetry*

Mit Hilfe der Wärmestrom-Differenz-Kalorimetrie (DSC, *Differential Scanning Calorimetry*) wird die Wärmemenge bestimmt, die bei physikalischen oder chemischen Umwandlungen von Stoffen umgesetzt wird. Entsprechend ändert sich die innere Energie des Reaktionsmediums, welche bei konstantem Druck als Enthalpie H bezeichnet wird und als Enthalpie-Änderung ΔH zu betrachten ist. Dabei stellen c_p die spezifische Wärmekapazität und dT die Temperaturänderung dar.

$$\Delta H = \int c_p dT \quad 49$$

Endotherme Vorgänge, wie die Auflösung von Ausscheidungen, führen zu einer Erhöhung der Enthalpie und exotherme Vorgänge, entsprechend der Bildung von Ausscheidungen, zu einer Erniedrigung. Diese Änderungen werden als abweichendes Verhalten des Wärmestroms \dot{Q} von der Basislinie detektiert. Die Basislinie ist dabei derjenige Teil der Kurve außerhalb des Reaktions- oder Umwandlungsbereichs, bei dem Reaktions- bzw. Umwandlungswärme als Null angesehen werden. Aufgrund der gerätetechnisch aufwändigen Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität wird bei DSC-Messungen der Wärmestrom pro Masse \dot{Q}/m ermittelt. Dieser ist der spezifischen Wärmekapazität mit dem Proportionalitätsfaktor v_p (Heizrate) direkt proportional.

$$\frac{\dot{Q}}{m} = v_p \cdot c_p \quad 50$$

Eine DSC-Kurve entspricht somit einer Temperaturfunktion der spezifischen Wärmekapazität. Thermische Effekte machen sich durch Abweichungen von der vorzugsweise stetigen c_p -Temperaturfunktion bemerkbar. In Abbildung 42 ist der schematische Aufbau dieser thermodynamischen Methode dargestellt, bei der mittels Messung der Spannungsdifferenz ΔU an einer definierten Wärmeleitstrecke zwischen Probe und Referenz die Wärmestromdichte quantitativ bestimmt wird. [141]

Die Phasenumwandlungen der Al-Legierungen wurden mittels DSC bei der Firma NETZSCH-Gerätebau GmbH mit dem Gerät NETZSCH-DSC 204 F1 Phoenix® durchgeführt. Probenscheiben mit Durchmesser 4 mm, Dicke 1,5 mm und Masse von ca. 50 mg wurden jeweils in einem Al-Tiegel von 298 K (25 °C) bis 773 K (500 °C) mit einer Aufheizrate von 10 K/min unter Stickstoffatmosphäre aufgeheizt und die Wärmeströme in Abhängigkeit der Temperatur bestimmt. Die Auswertung der Messkurven hinsichtlich der Ausscheidungen erfolgte basierend auf Literatur und JMatPro®-Berechnungen.

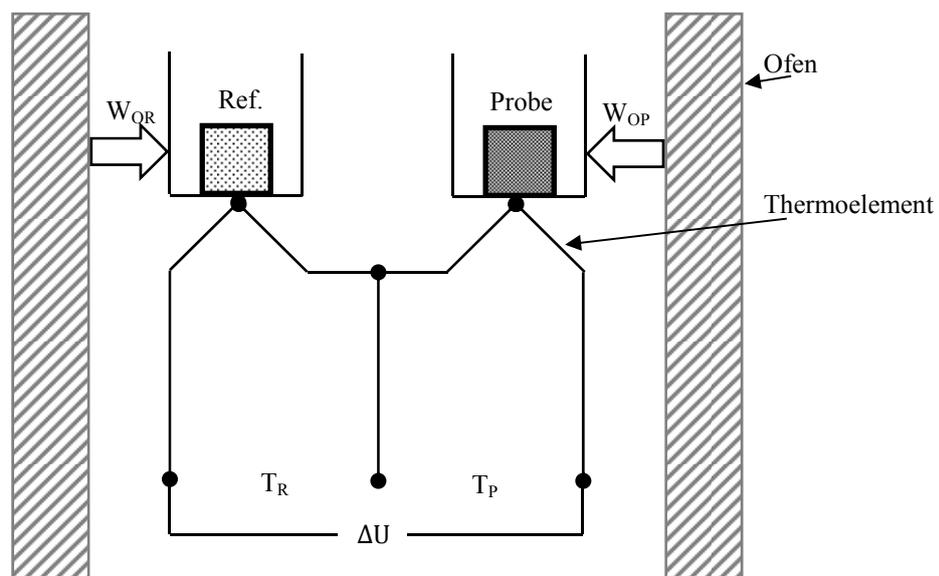


Abbildung 42: Schematische Darstellung eines Wärmestrom-DSCs; $W_{OP,OR}$ – Wärmestrom von Ofen auf Probe bzw. Referenz, T_R – Temperatur Referenz, T_P – Temperatur Probe.

4.1.7 Dilatometermessungen

Die Messungen des sogenannten irreversiblen thermischen Wachstums wurden mittels des NETZSCH-DIL 402 C unter Argon-Schutzatmosphäre mit 70 ml/min in Form von Driftmessungen an stabförmigen Proben mit 5 mm Durchmesser und 25 mm Länge, entnommen aus dem Zylindersteg vergleichbar zu den Zugprobenpositionen, durchgeführt. Das Aufheizen auf 423 K (150 °C) bzw. 473 K (200 °C) erfolgte mit 5 K/min. Anschließend wurde die jeweilige Zieltemperatur für 98 h gehalten und die Längenänderung der Proben gemessen. Für die Auswertungen wurden die relativen Längenänderungen bei Zieltemperatur in Abhängigkeit der Zeit t berechnet.

4.1.8 Dichtebestimmung

Die Dichtebestimmung der Bauteile erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 1183-1 [142] mittels Auftrieb bei Raumtemperatur. Der messtechnische Aufbau ist in Abbildung 43 schematisch dargestellt. Die Berechnung der Dichte ρ der einzelnen Legierungen erfolgte nach untenstehender Gleichung, wobei m_L bzw. m_{H_2O} die gewogenen Massen in Luft bzw. in Wasser sind. Für die Dichte der Luft wurden $1,18950 \cdot 10^{-3} \text{ g/cm}^3$ und für die Dichte des Wassers $0,99824 \text{ g/cm}^3$ angenommen [143]. Für eine erleichterte Benetzung des Gestänges und der Proben, sowie der Minimierung der Blasenbildung wurde das Wasser mit etwas Spülmittel versetzt.

$$\rho = \frac{m_L}{m_L - m_{H_2O}} \cdot (\rho_{H_2O} - \rho_L) + \rho_L \quad 51$$

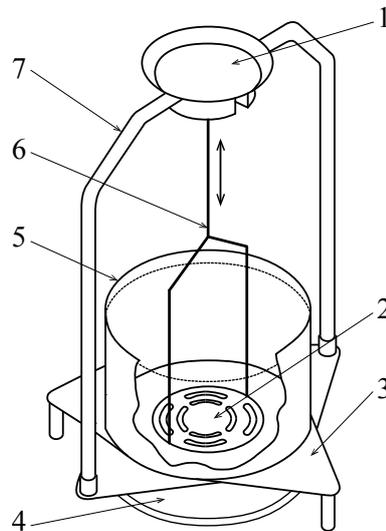


Abbildung 43: Schematische Darstellung des messtechnischen Aufbaus zur Bestimmung der Dichte mittels Auftrieb, nach [142]. 1 - Waagschale zum Wiegen in Luft, 2 - perforierte Eintauchschale zum Wiegen in Wasser, 3 - Brücke, 4 - Wägeplatte, 5 - Becherglas mit Wasser, 6 - Schalenaufhängung, 7 - Traggestell.

4.1.9 Kerbschlagbiegeversuch

Der Kerbschlagbiegeversuch wird bevorzugt zur Bewertung der Trennbruchneigung bzw. Kerbempfindlichkeit von Werkstoffen bzw. Werkstoffzuständen genutzt [144, S.125]. Der Versuchsaufbau sowie die Geometrie der V-Kerb und U-Kerb Proben entsprechen dabei dem Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy, DIN EN ISO 148-1 [145]. Zusätzlich wurden kerblose Proben mit identischen Außenabmaßen wie die gekerbten Proben abgeprüft. Die Proben wurden aus der Querlage über der Hauptlagergasse sowie den Zylinderstegen der Kurbelgehäuse, vergleichbar zu den Zugprobenpositionen, entnommen. Die Prüfung selbst wurde bei Raumtemperatur nach dem instrumentierten Prüfverfahren, DIN EN ISO 14556, durchgeführt [146]. Dabei wird während des Schlagvorgangs die Kraft-Durchbiegungs-Kurve aufgezeichnet und damit die Aussagekraft der Prüfung erhöht [144, S.126]. Neben der zur Rissbildung nötigen

Energie können auch die bei Rissbildung vorliegenden Spannungen und die Bedingungen für Rissauslösung bewertet werden [144, S.126]. Die Gesamtschlagarbeit W_t des jeweiligen Versuchs wurde durch Integration der Kraft-Durchbiegungs-Kurve bis zu einer bestimmten Durchbiegung, z.B. Versuchsende, ermittelt [146]. Für Vergleichszwecke wurde anschließend die flächenbezogene Schlagarbeit bei Raumtemperatur berechnet. Die Entnahmepositionen der Proben sind im Anhang in Abbildung 122 und Abbildung 123 dargestellt.

4.1.10 Brinell-Härte

Für die Härtemessung stand das Gerät DuraVision der Firma Struers® zur Verfügung. Es wurde die Makrohärte nach Brinell HBW 2,5/62,5 nach DIN EN ISO 6506-1 [147] mit einer Hartmetallkugel bestimmt. Um Kaltaushärtungseffekte vergleichbar zu halten, wurden die Proben immer identisch eine Woche nach Abguss vermessen. Die Messstelle für die Härteprüfung ist in Abbildung 44 farblich markiert. Je Messstelle wurden mindestens 5 Messungen durchgeführt und die Mittelwerte daraus bestimmt.

4.1.11 Röntgendiffraktometrie

Die Röntgendiffraktometrie (XRD) oder auch Röntgenbeugung hat zum Ziel nähere Informationen über die Struktur der Gefügebestandteile bzw. deren Anteile zu erhalten. Im Rahmen dieser Arbeit wird eine qualitative Phasenanalyse vorgenommen, um das Vorhandensein bestimmter kristalliner Gefügebestandteile in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung zu bewerten. Dabei wird versucht jedem Beugungspeak eine Netzebenenschar einer möglichen Phase zuzuordnen und so eine Indizierung vorzunehmen.

Die messtechnische Durchführung erfolgte in der Bragg-Brentano-Anordnung. Die Durchführung erfolgte im Rahmen der Masterarbeit von Herrn Ernst [148] mit den Parametern aus Tabelle 20. Die Messungen wurden mit dem Detektor Vantec 500 der Fa. Bruker AXS mit Sekundärkreisradius 200 mm durchgeführt. Dies bedeutet, dass ein Winkelbereich von 30° von 2θ bzw. 30° von Ψ Überdeckung mit einer Messung möglich waren. Die nachträgliche Integration der Debye-Scherrer-Ringe liefert identische Ergebnisse wie 15 Diffraktogramme mit je zehn Minuten Messzeit bei 15 verschiedenen Ψ -Verkippungen. Mit diesem Detektor liegen in ca. 90 s bereits alle Ergebnisse vor und gleichzeitig werden mögliche Textur oder Grobkörnigkeit direkt sichtbar. Die Phasenidentifizierung selbst wurde anhand der *Powder Diffraction Files* vorgenommen.

Tabelle 20: Messparameter der XRD-Untersuchungen.

Gerät	Fa. Bruker; μ XRD D8
Spannung	40 kV
Stromstärke	40 mA
verwendete Strahlung	Cu K α
Scantyp	Theta-Theta
Detektor	Vantec-500, MikroGap-Prinzip

4.2 Simulative Legierungsoptimierung mit JMatPro® und DfSS

Für eine erste Bewertung des Legierungsbereichs der 226D, vgl. Tabelle 3, wurde ein *Design-for-Six-Sigma* (DfSS) Projekt zur Werkstoffsimulation mit JMatPro® durchgeführt. Hierzu wurde nach der DfSS-Logik im ersten *House-of-Quality* (HoQ) aus Kundenanforderungen auf funktionelle Produkthanforderungen geschlossen, welche entsprechend ihrer Bedeutsamkeit gewichtet wurden. Basierend auf diesen funktionellen Produkthanforderungen wurden im zweiten HoQ die gewichteten Leistungsanforderungen bestimmt, welche im dritten HoQ zur Bestimmung und Gewichtung der Steuergrößen bzw. in diesem Falle konkret eingeschränkte Legierungsbereiche und Wärmebehandlungsparametern führte. Die Berechnungsparameter der *Design-of-Experiments* (DOE) Listen zur Bestimmung der erstarrenden Phasen sind in Tabelle 21 DOE-1 aufgelistet und wurden hinsichtlich der Größen in Tabelle 22 ausgewertet. Anschließend wurde der Legierungsbereich bezüglich Auflösbarkeit von Cu/Mg-Phasen bei reduzierter Lösungsglühtemperatur von 738 K (465 °C) mit den Berechnungsparametern in Tabelle 21 DOE-2 und Auswertegrößen in Tabelle 23 untersucht. Letztlich wurde in einer dritten Berechnungsreihe nach Legierungseinschränkung die maximal erreichbare Dehngrenze mit den Berechnungsparametern in Tabelle 24 bewertet.

Tabelle 21: Berechnungsparameter der JMatPro® DfSS DOE-1 hinsichtlich Erstarrung von Phasen und DfSS DOE-2 hinsichtlich Auflösbarkeit von Cu/Mg-haltigen Phasen.

JMatPro V9.1	DOE-1	DOE-2
	<i>Solidification</i>	<i>Temperature Step Calculation</i>
Start-Temperatur	973 K (700 °C)	973 K (700 C) – 623 K (350 °C)
Temperaturschritte	1 K	5 K
<i>solidification cut-off</i>	0,01 wt%	-
Phasen	alle	alle
Phasengrenzen	Ja	Ja

Tabelle 22: Auswertegrößen der JMatPro® DfSS-DOE-1 hinsichtlich Erstarrung von Phasen.

Größe	Optimierung	Gewichtung
Anteil Al ₅ FeSi	minimal	5
Anteil Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	minimal	3
Anteil AlFeMoSi	minimal	1
Erstarrungsintervall Al-Mischkristall bis Si	minimal	1
Erstarrungsintervall Al-Mischkristall gesamt	minimal	1
Erstarrungsintervall Legierung gesamt	minimal	4
Start-Erstarrungstemperatur Al-Mischkristall	minimal	2
Start-Erstarrungstemperatur Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	minimal	5
Primäres Erstarrungsintervall Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	minimal	3
Start-Erstarrungstemperatur Al ₅ FeSi	minimal	3
Start-Temperatur Al ₅ FeSi < Start-Temperatur Si	minimal	4
Start-Erstarrungstemperatur Si	minimal	1
Summe Fe-haltiger intermetallischer Phasen	minimal	4
Summe Fe+Mn+Mo (> 0,8 wt%)	minimal	3
Anteil Cu/Mg-Phasen	maximal	3
Liquidustemperatur	minimal	2

Tabelle 23: Auswertegrößen der JMatPro® Berechnungen für Auflösung von Cu/Mg-haltigen Phasen.

Größe	Leg 1	Leg 2	Leg 3	Gewichtung
Anteil Al ₂ Cu bei 465 °C	< 0,50 wt%	< 1,00 wt%	< 1,80 wt%	5
Anteil Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ bei 465 °C	< 0,20 wt%	< 0,35 wt%	< 0,47 wt%	5
Lösetemperatur Al ₂ Cu	minimal	minimal	minimal	2
Lösetemperatur Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	minimal	minimal	minimal	2
Anteil Al ₂ Cu bei Raumtemperatur	maximal	maximal	maximal	3
Anteil Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ bei Raumtemperatur	maximal	maximal	maximal	4
Starterstarrungstemperatur Al ₂ Cu	minimal	minimal	minimal	1
Starterstarrungstemperatur Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	minimal	minimal	minimal	1

Tabelle 24: Berechnungsparameter der dritten JMatPro®-Reihe hinsichtlich erreichbarer Dehngrenze bei Raumtemperatur.

Modul	JMatPro V9.1
	<i>RT Strength</i>
Legierungstyp	Gusslegierung
Gussart	<i>Permanent mold casting</i>
Wärmebehandlung	T5 / T6
Berechnungsart	max. Festigkeit bei Raumtemperatur nach T5/T6

4.3 Grundlegende Elementeinflüsse auf intermetallische Phasen und mechanische Eigenschaften in sekundären Al-Legierungen Al226D

4.3.1 Grundlagenversuche in Dünnwand-Kokillenguss und JMatPro®

Zur Bewertung der experimentellen Einflüsse von Elementen auf die Erstarrung intermetallischer Phasen wurden Einzelvariationen mit einer Basislegierung, siehe Tabelle 25, und mit ausgewählter Mehrfachvariation, siehe Tabelle 26, im Kleinversuch durchgeführt. Hierzu wurden ca. 300 g Basislegierung bei ca. 973 K (700 °C) in geschichteten Al₂O₃-Tiegeln entsprechend aufgelegt. Der Abguss erfolgte bei ca. 953 K (680 °C) in eine auf 573 K (200 °C) vorgeheizte Gießspirale aus Werkzeugstahl. Die Probenbereiche für Metallographie sind in Abbildung 44 und Abbildung 45 dargestellt. Für die Bewertung der Phasen wurden zudem Isoplethe mit JMatPro® berechnet.

Tabelle 25: Elementbereiche der Einzelvariationen mit Basislegierung der Grundlagenversuche in Dünnwand-Kokillenguss.

Basis: AlSi10Cu1Mg0,35Fe0,5Mn0,3Ti0,1Sr0,02	
Element	Bereich [wt%]
Fe	0,40-0,90
Mn	0,20-0,70
Mo	0,00-0,25

Tabelle 26: Elementbereiche Fe-Variation mit unterschiedlichem Mn-Gehalt mit Basislegierung der Grundlagenversuche in Dünnwand-Kokillenguss.

Basis: AlSi10Cu1Mg0,35Fe0,5Ti0,1Sr0,02		
Element	Bereich [wt%]	fix [wt%]
Fe	0,4-0,9	Mn0,2
Fe	0,4-0,9	Mn0,3



Abbildung 44: Fotografischer Ausschnitt eines Probenabgusses. Der rote Bereich wurde für Metallographie und der blaue für Härtemessung genutzt. Angaben in Millimeter.

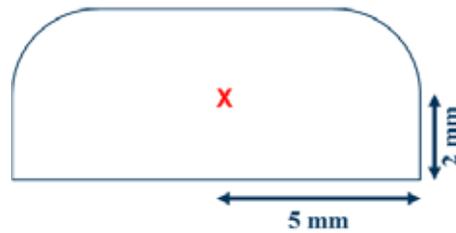


Abbildung 45: Schematische Darstellung der Positionen für die Gefügeauswertung am Querschliff der Probe.

4.3.2 Einfluss von Mo im dickwandigen Kokillenguss und JMatPro®

Zur weiteren Bewertung des Einflusses von Mo auf Fe-haltige intermetallische Phasen wurden JMatPro® Berechnungen zu den Legierungen aus Abbildung 46 für den Gleichgewichts- und Ungleichgewichtsfall durchgeführt. Dabei wurde Hauptaugenmerk auf die Entstehung bzw. Vermeidung der intermetallischen Phasen gelegt.

Zur experimentellen Abprüfung des Einflusses von Mo auf Fe-haltige intermetallische Phasen bei langsamer Erstarrung wurden Versuche im dickwandigen Kokillenguss durchgeführt. Hierzu wurden ca. 100 kg der Legierung 226D mit Zusammensetzung aus Abbildung 46 in einem Graphittiegel erschmolzen, gereinigt und anschließend bei ca. 1053 K (780 °C) unter Rühren mit einer AlMo10 Vorlegierung auflegiert. Die Abstufungen sind ebenfalls Abbildung 46 zu entnehmen. Je Variante wurden drei Stufenplatten mit den Abstufungen 4 mm, 6 mm, 10 mm und 16 mm in eine auf ca. 523-573 K (250-300 °C) vorgeheizte Kokille entsprechend Abbildung 46 abgegossen, an denen Zugproben und metallographische Schliffe erstellt wurden.

AlSi10Cu2,5Mg0,25Fe0,75Mn0,35Ti0,15Sr0,02	
Element	Bereich [wt%]
Mo	0,0
	0,1
	0,2
	0,3

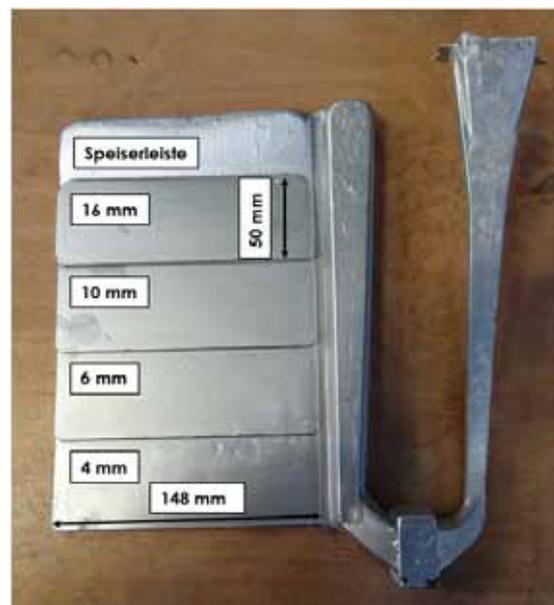


Abbildung 46: Mo-Bereich mit Basislegierung der Grundlagenversuche im dickwandigen Kokillenguss und experimenteller Abguss aus einer Stufenkokille inkl. der geometrischen Abmessungen.

4.4 Optimierung der T6red-Wärmebehandlung dickwandiger Al-Druckgussbauteile

Für die Bestimmung der optimalen Lösungsglühparameter wurde an Lagerstühlen aus der Legierung 226D_V1, vgl. Tabelle 28, immer vor und nach definieren Lösungsglühparametern die Dichte und Härte bestimmt um diese gegenüber dem Gusszustand zu vergleichen. Außerdem wurden EDX-Punktmessungen zur Bestimmung der Al-Mischkristallkonzentration in Abhängigkeit der Zeit durchgeführt. Die optimalen Lösungsglühparameter wurden hinsichtlich minimaler Porositätsveränderung bei maximaler Mischkristallübersättigung bzw. Auflösung von Cu/Mg-Phasen ausgewertet. Die Lösungsglühparameter sind in Tabelle 27 aufgeführt. Dabei gilt zu beachten, dass die Bauteilabschnitte 30 Minuten Aufheizzeit benötigen und dieser Zustand als 0 h Ausgangszustand bei der Auswertung festgelegt wird.

Tabelle 27: Parameter der Lösungsglühversuche.

Temperatur	Zeit
Gusszustand	-
733 K (460 °C)	0-4 h in 0,5 h Schritten
743 K (470 °C)	
753 K (480 °C)	

4.5 Steigerung der mechanischen Eigenschaften von Druckgussbauteilen aus Recycling-Legierung Al226D

Aus den Grundlagenuntersuchungen und Werkstoffsimulationen ergaben sich Legierungen, siehe Tabelle 28, welche im Druckguss-Kurbelgehäuse OM654D20q, vgl. Abbildung 47, abgegossen und Wärmebehandlungsvariationen, entsprechend Tabelle 18, unterzogen wurden. Die Bewertung und Untersuchung erfolgte hinsichtlich:

- Gefügesimulation mit JMatPro® (Gleichgewicht und Erstarrung)
- Licht- und Rasterelektronen-Mikroskopie sowie XRD
- quasistatische mechanische Kennwerte und JMatPro®-Berechnungen
- dynamische mechanische Kennwerte
- *Differential Scanning Calorimetry* und JMatPro® Ausscheidungssimulation
- Irreversibles thermisches Wachstum

Tabelle 28: Zusammensetzungen der im Druckguss-Kurbelgehäuse abgegossenen Legierungen.

[wt%]	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Mo	Ni	Ti	Sr
226D_Ref	10	3,20	0,35	0,95	0,35	0,00	0,10	0,05	0,005
226D_V1	10	3,17	0,26	0,90	0,32	0,12	0,08	0,06	0,020
226D_V2	9,5	2,46	0,23	0,79	0,25	0,12	0,04	0,10	0,021

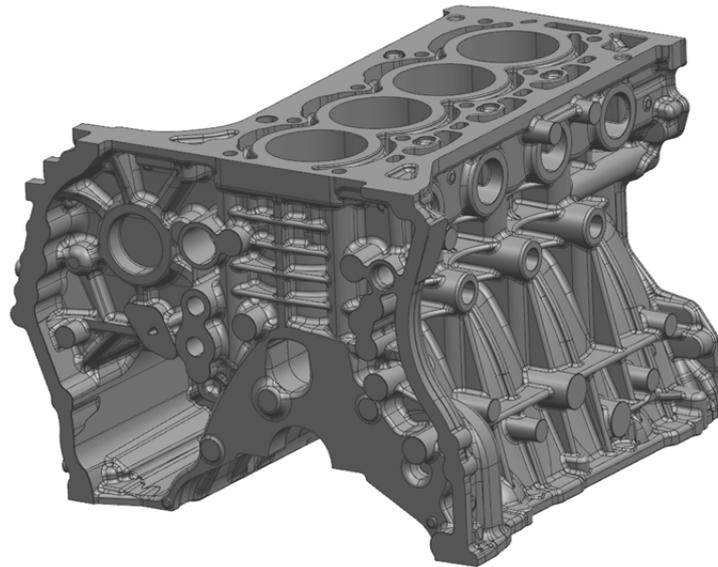


Abbildung 47: CAD-Modell des Druckguss-Kurbelgehäuses OM654D20q.

Neben den Legierungsversuchen im Druckguss-Kurbelgehäuse wurde auch eine Prinzipgeometrie, vgl. Abbildung 48, entwickelt, die die Formfüllungs-, Strömungs-, Erstarrungs- und Abkühlbedingungen eines Druckguss-Kurbelgehäuses möglichst nahe, aber vereinfacht abbilden sollte und auf einer wesentlich kleineren Druckgussmaschine gießbar wäre. Durch eine definierte Abfolge von Wandstärkenänderungen sowie den langen Fließwegen in Kombination mit entsprechend lokaler Kühlung sollten die genannten Bedingungen realisiert werden. Trotz aufwändiger Konstruktion und vorherigen theoretischen Überlegungen haben Abgüsse nicht die notwendige Gussqualität geliefert, um eine Legierungsentwicklung durchführen zu können. Deshalb wurden die Untersuchungen direkt am Bauteil durchgeführt. Allerdings haben diese Entwicklungsschritte deutlich zum Verständnis der Komplexität des Kurbelgehäuses beigetragen.



Abbildung 48: CAD-Modell der entwickelten Prinzipgeometrie für Kurbelgehäuse nahe Versuche.

5 Ergebnisse

5.1 Simulative Legierungsoptimierung mit JMatPro® und DfSS

Die aus der DfSS-Logik entstandenen *Houses-of-Quality* sind im Appendix C Tabelle 52 bis Tabelle 54 dargestellt. Hieraus haben sich die wichtigsten Legierungselemente ergeben, welche in Tabelle 29 bereits in DOE-Abstufung aufgeführt sind.

Tabelle 29: Elementvariationen für JMatPro® DfSS DOE-1.

[wt%]	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Mo	Ti	Ni	Sr	Zn
Variationen	10	1,5	0,20	0,7	0,20	0,0	0,1	0,0	0,02	0,6
		2,0	0,25	0,8	0,25	0,1				
		2,5	0,30	0,9	0,30	0,2				
		3,0	0,35	1,0	0,35					
		3,5		1,1						

Aus den Werkstoffsimulationen nach Tabelle 21 und den entsprechenden Auswertungen der DOEs nach Tabelle 22 und Tabelle 23 ergaben sich durch Zielgrößenoptimierung drei Legierungsvarianten, vgl. Tabelle 30. Diese drei Legierungen haben sich durch ca. 50 Stunden Rechenzeit ergeben, wohingegen eine experimentelle Erarbeitung der Varianten sehr viel kosten- und zeitintensiver gewesen wäre. Neben diesen drei Legierungen wurden zusätzlich die Einflusstrends der Elemente auf die Auswertegrößen der Tabelle 22 und Tabelle 23 simulativ betrachtet, welche im Appendix C aufgeführt sind.

Tabelle 30: Simulativ mit JMatPro® ermittelte optimale Legierungsvarianten.

[wt%]	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Mo	Ti	Ni	Sr	Zn
Leg. 1	10	2,5	0,25	0,8	0,25	0,1	0,1	0,0	0,02	0,6
Leg. 2	10	2,8	0,28	0,9	0,28	0,1	0,1	0,0	0,02	0,6
Leg. 3	10	3,0	0,30	1,0	0,30	0,1	0,1	0,0	0,02	0,6

Die maximal erreichbaren Werte für die Dehngrenze in T5 bzw. T6-Zustand nach Lösungsglühen bei 738 K (465 °C) sind in Tabelle 31 dargestellt. Hier zeigt sich, dass eine niedrigere Warmauslagerungstemperatur zu höheren theoretischen $R_{p0,2}$ -Werten führt. Dieser Trend ist im Falle von T6 weniger stark ausgeprägt. Allerdings werden hier keinerlei Auslagerungszeiten berücksichtigt.

Tabelle 31: Mit JMatPro® berechnete theoretische Werte der Dehngrenze bei Raumtemperatur in T5 und T6 (Lösungsglügen bei 738 K (465 °C)) für die optimierten Legierungen aus Tabelle 30.

T5 R _{p0,2} [MPa]	Leg 1	Leg 2	Leg 3	T6 R _{p0,2} [MPa]	Leg 1	Leg 2	Leg 3
180 °C	233	241	246	180 °C	301	305	307
190 °C	229	237	243	190 °C	300	304	306
200 °C	223	233	239	200 °C	299	303	305
210 °C	204	214	233	210 °C	298	302	303
220 °C	196	207	214	220 °C	296	300	302
230 °C	196	201	205	230 °C	295	299	300
240 °C	196	201	204	240 °C	293	297	298

5.2 Grundlegende Elementeinflüsse auf intermetallische Phasen und mechanische Eigenschaften in sekundären Al-Legierungen Al226D

5.2.1 Grundlagenversuche in Dünnwand-Kokillenguss und JMatPro®

Mit JMatPro® wurden die Isoplethe der Elementvariationen berechnet und für die Erstarrungsintervalle der Legierungen im Folgenden dargestellt. Des Weiteren wurden die Variationen im Rückstreumodus des REMs betrachtet und einer quantitativen Gefügeanalyse hinsichtlich des Phasenanteils ausgewertet. Von jeder Legierungsvariante wurden mittig im Querschliff exemplarisch zwei Bilder im Rückstreu-Modus bei 5 kV aufgenommen, anhand derer der Anteil und die Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit der Elementvariation bestimmt wurden. Die Bestimmung erfolgte mit der Software AxioVisionSE64 von Zeiss®. Für quantitative Aussagen über die Morphologie der Phasen wurde das Feretverhältnis (*aspect ratio*, AR) ermittelt [135, 136 S. 247ff]. Zusätzlich wurden Härtemessungen in Abhängigkeit der Elementvariation durchgeführt. Die Untersuchungen entspringen größtenteils der Masterarbeit von Frau Anne Reichardt [149].

Fe – Eisen:

Mit Hilfe von JMatPro® wurde der Isopleth für den Konzentrationsbereich der Fe-Variation berechnet. Abbildung 49 zeigt den Ausschnitt für den betrachteten Temperaturbereich > 773 K (500 °C). Es ist ersichtlich, dass es bei allen betrachteten Konzentrationsbereichen zur primären Erstarrung der Phase Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ kommt. Mit zunehmendem Fe-Gehalt wird deren primäres Erstarrungsintervall größer, da die Liquidustemperatur der Legierung ansteigt. Oberhalb von 0,5 wt% Fe erstarrt neben dem Al-Mischkristall und der Phase Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ zusätzlich die Phase Al₅FeSi zeitgleich oder kurz nach dem Al/Si-Eutektikum. Cu/Mg-Phasen werden für den Gleichgewichtsfall in diesem Temperaturfenster nicht vorhergesagt.

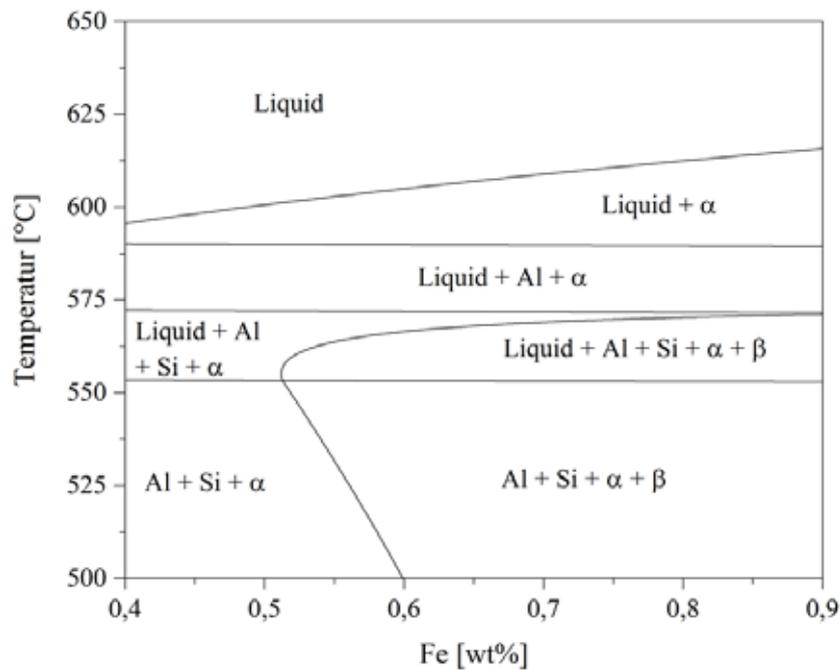


Abbildung 49: Isopleth der Fe-Variation zur Basis $\text{AlSi}_{10}\text{Cu}_1\text{Mg}_{0,35}\text{Fe}_{0,5}\text{Mn}_{0,3}$ nach JMatPro®. α – $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$; β – Al_5FeSi .

Anhand der BSE-Aufnahmen in Abbildung 50 ist der Einfluss des Fe-Gehalts auf den flächenbezogenen Phasenanteil und die Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Phasen sichtbar. Der Anteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen steigt mit zunehmendem Fe-Gehalt an, wobei es bei 0,9 wt% Fe zu einem leichten Abfall kommt, vgl. Abbildung 51, was auch bei den Gefügebildern augenscheinlich zu beobachten ist, vgl. Abbildung 50. Mittels der Ungleichgewichtsrechnung von JMatPro®, vgl. Abbildung 51, wurde zusätzlich der Anteil der einzelnen Fe-haltigen Phasen sowie deren Summe in Abhängigkeit des Fe-Gehalts der Legierung berechnet. Die Phasenanteile der Phasen $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ und Al_5FeSi nach JMatPro® wurden dabei aufsummiert, da eine eindeutige Unterscheidung zwischen beiden Phasen bei der experimentellen Phasenbestimmung nicht möglich war. Hier zeigt sich eine Übereinstimmung zwischen experimentell bestimmtem Flächenanteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen und des mittels JMatPro® berechneten aufsummierten Phasenanteils.

Neben dem Phasenanteil wurde auch die Morphologie der α -AlFeMnSi Phase in Abhängigkeit des Fe-Gehalts mittels des Feretverhältnisses bewertet. Die Entwicklung des Feretverhältnisses ist Abbildung 52 zu entnehmen. Bei 0,4 wt% Fe besitzen ca. 60 % der Phasen ein Feretverhältnis zwischen 0,3 – 0,7. Demnach liegen hauptsächlich eingeformte Phasen vor, die weder vollkommen rund noch länglich bzw. plattenförmig sind. Ab 0,6 wt% Fe verschiebt sich der Verlauf des Feretverhältnisses tendenziell zu kleineren Werten hin, d.h. die Fe-haltigen intermetallischen Phasen werden zunehmend länglicher. Bei 0,8 wt% besitzen ca. 60 % der Phasen ein Feretverhältnis zwischen 0,1 – 0,4.

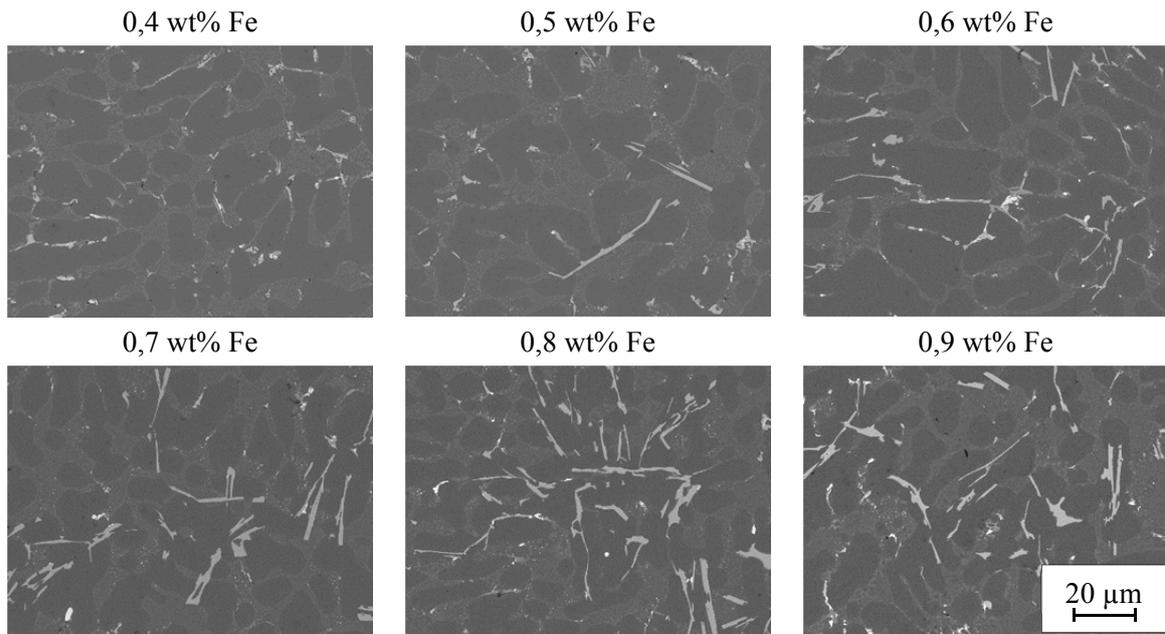


Abbildung 50: BSE-Aufnahmen der Fe-Variation bei 5 kV Anregungsspannung. Dunkelgraue Bereiche: Al-Mischkristall; mittelgraues Netzwerk: Al/Si-Eutektikum; hellgraue Phasen: Fe-haltige intermetallische Phasen.

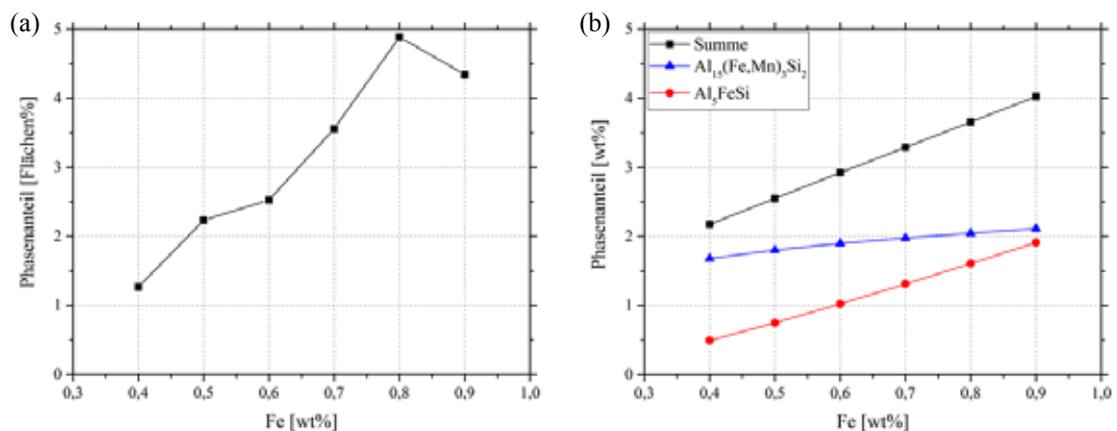


Abbildung 51: Anteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Fe-Gehalts: (a) experimentell flächenbezogen anhand von Gefügebildern, (b) mittels JMatPro® berechnet.

Eine Steigerung der Fe-Konzentration führt zu einer Steigerung der Härte, wobei 0,9 wt% abweichend einen geringen Härteabfall zeigen, vgl. Abbildung 53. Der Vergleich der experimentellen Härtewerte mit den mit JMatPro® berechneten Härtewerten in Abhängigkeit der Abkühlrate zeigt eine vergleichbar ansteigende Tendenz mit dem Fe-Gehalt bis 0,7 wt% Fe und anschließender Stagnation, wobei die experimentellen Werte geringfügig oberhalb der simulierten liegen.

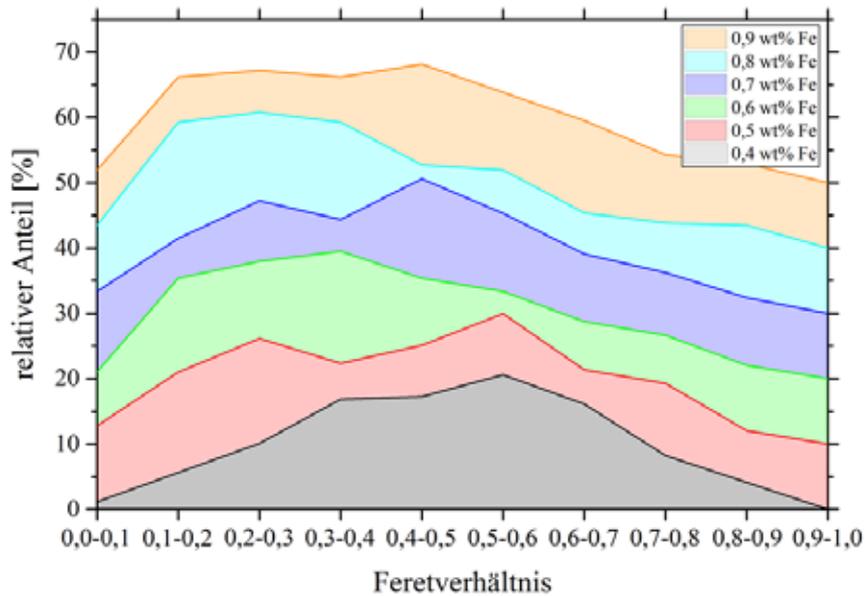


Abbildung 52: Auftragung der relativen Häufigkeit des Feretverhältnisses von Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Fe-Gehalts. Darstellung jeweils mit Offset in y-Richtung.

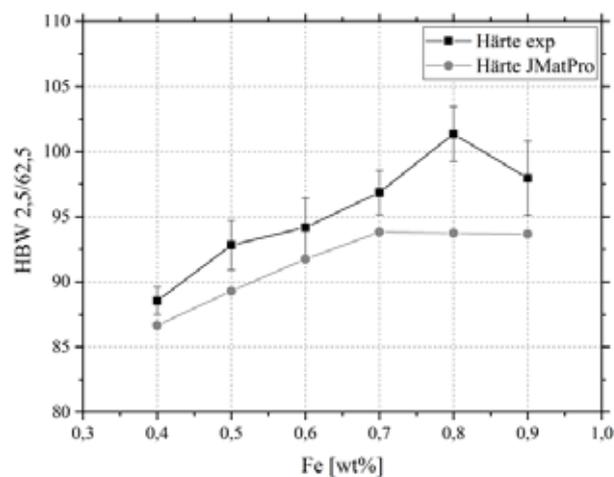


Abbildung 53: Härtewerte in Abhängigkeit des Fe-Gehalts, experimentell und nach JMatPro®.

Mn – Mangan:

Mittels JMatPro® wurde der Isopleth für die Mn-Variation für den betrachteten Temperaturbereich $> 773 \text{ K}$ (500 °C) berechnet, vgl. Abbildung 54. Ab einem Mn-Gehalt $> 0,1 \text{ wt\%}$ erstarrt die Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ zusammen mit dem Al-Mischkristall. Oberhalb von $0,2 \text{ wt\%}$ kommt es zur primären Kristallisation dieser Phase, wobei das primäre Erstarrungsintervall mit steigendem Mn-Gehalt größer wird und entsprechend die Liquidustemperatur der Legierung ansteigt. Die Phase Al_3FeSi bildet sich bei $< 0,3 \text{ wt\%}$ Mn gemeinsam mit dem Al/Si-Eutektikum. Cu/Mg-Phasen werden für den Gleichgewichtsfall in diesem Temperaturfenster nicht vorhergesagt.

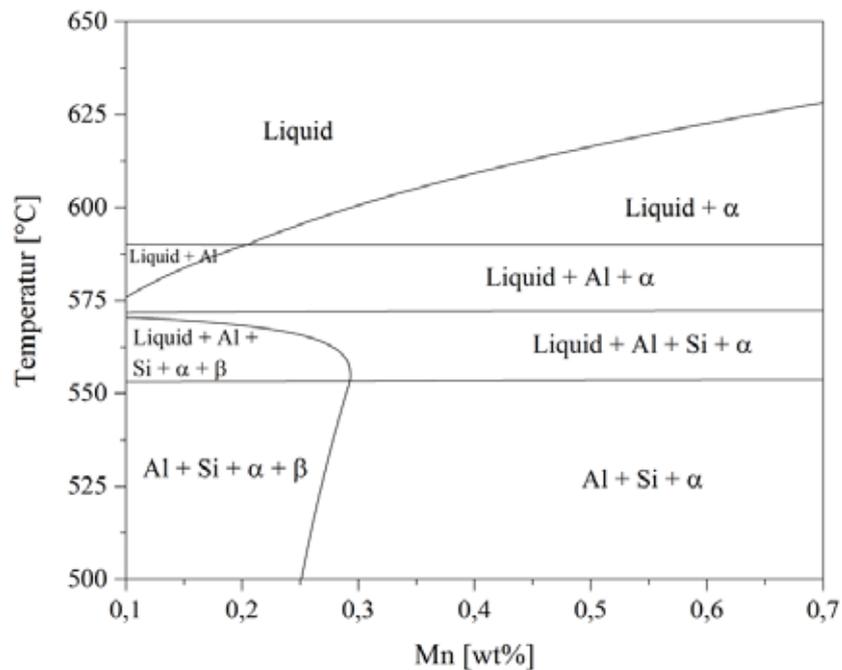


Abbildung 54: Berechneter Isopleth der Mn-Variation zur Basis $\text{AlSi}_{10}\text{Cu}_1\text{Mg}_{0,35}\text{Fe}_{0,5}\text{Mn}_{0,3}$ nach JMatPro®. α – $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$; β – Al_5FeSi .

Aus den BSE-Aufnahmen aus Abbildung 55 wird der Einfluss des Mn-Gehalts auf den flächenbezogenen Phasenanteil und die Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Phasen erkennbar. Mit zunehmendem Mn-Gehalt steigt auch der Anteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen an, vgl. Abbildung 56, was auch den Gefügebildern augenscheinlich zu entnehmen ist. Die mittels Ungleichgewichtsrechnung von JMatPro® berechnete Gesamtmenge an Fe-haltigen intermetallischen Phasen zeigt eine ähnliche Zunahme des Phasenanteils wie im Experiment. Zusätzlich zum Phasenanteil wurde auch die Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Mn-Gehalts bestimmt. Das jeweilige Feretverhältnis der intermetallischen Phasen der Mn-Variation ist in Abbildung 57 dargestellt. Dabei zeigt sich, dass der Hauptanteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen einen Wert zwischen 0,3 – 0,7 aufweisen. Lediglich bei 0,5 wt% und 0,6 wt% Fe zeigt sich abweichendes Verhalten zu kleineren Werten, was auf veränderte Erstarrungsbedingungen zurückgeführt werden kann.

Bei Steigerung des Mn-Gehalts kommt es zu keiner eindeutigen Beeinflussung der Härte, vgl. Abbildung 58. Die simulativen Härtewerte zeigen eine abfallende Tendenz, welche im Experiment nicht nachgewiesen werden konnte. Auch hier liegen die experimentellen Härtewerte leicht oberhalb der simulierten.

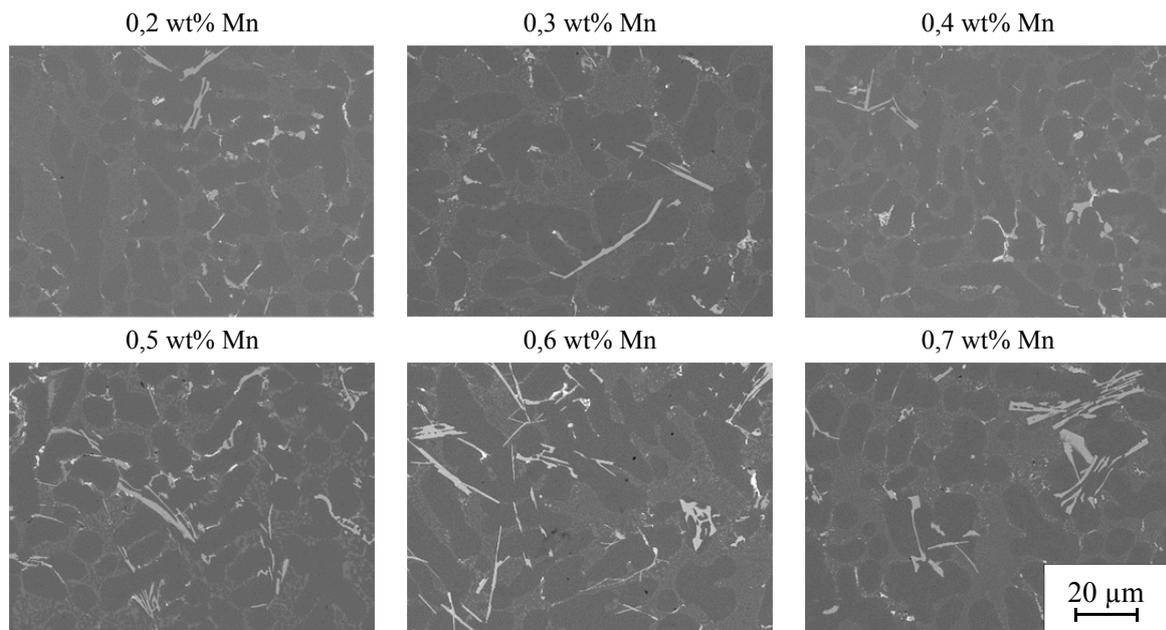


Abbildung 55: BSE-Aufnahmen der Mn-Variation bei 5 kV Anregungsspannung. Dunkelgraue Bereiche: Al-Mischkristall; mittelgraues Netzwerk: Al/Si-Eutektikum; hellgraue Phasen: Fe-haltige intermetallische Phasen.

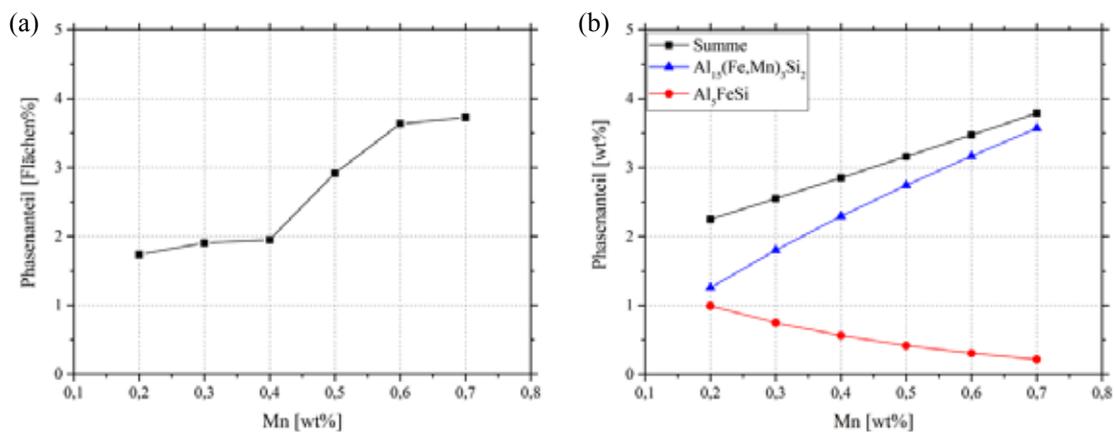


Abbildung 56: Anteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Mn-Gehalts: (a) experimentell flächenbezogen anhand von Gefügebildern, (b) mittels JMatPro® berechnet.

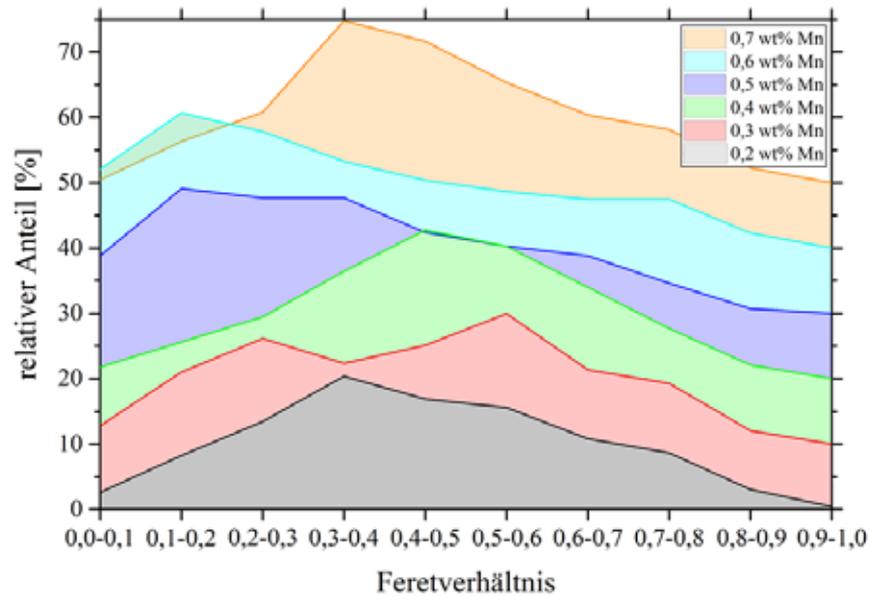


Abbildung 57: Auftragung der relativen Häufigkeit des Feretverhältnisses von Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Mn-Gehalts. Darstellung jeweils mit Offset in y-Richtung.

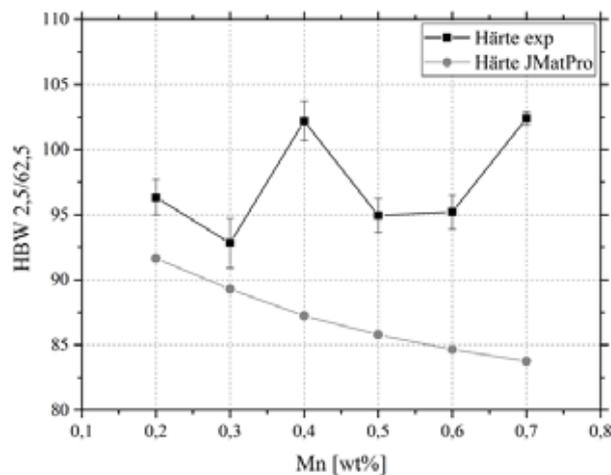


Abbildung 58: Härtewerte in Abhängigkeit des Mn-Gehalts, experimentell und nach JMatPro®.

Mo – Molybdän:

Der mittels JMatPro® berechnete Isopleth der Mo-Variation ist für > 773 K (500 °C) in Abbildung 59 dargestellt. Unterhalb von ca. 873 K (600 °C) beginnt die primäre Kristallisation der Phase $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, gefolgt vom Al-Mischkristall. Bei geringen Mengen Mo von ca. $0,01$ wt% wird die neuartige Phase $AlFeMoSi$ zusätzlich vorhergesagt, welche co-eutektisch mit dem Al/Si-Eutektikum erstarrt. Diese gilt es im Experiment hinsichtlich ihrer Existenz nachzuweisen und bzgl. Morphologie zu bewerten. Ihre Bildungstemperatur ist dabei abhängig vom Mo-Gehalt und steigt mit diesem an.

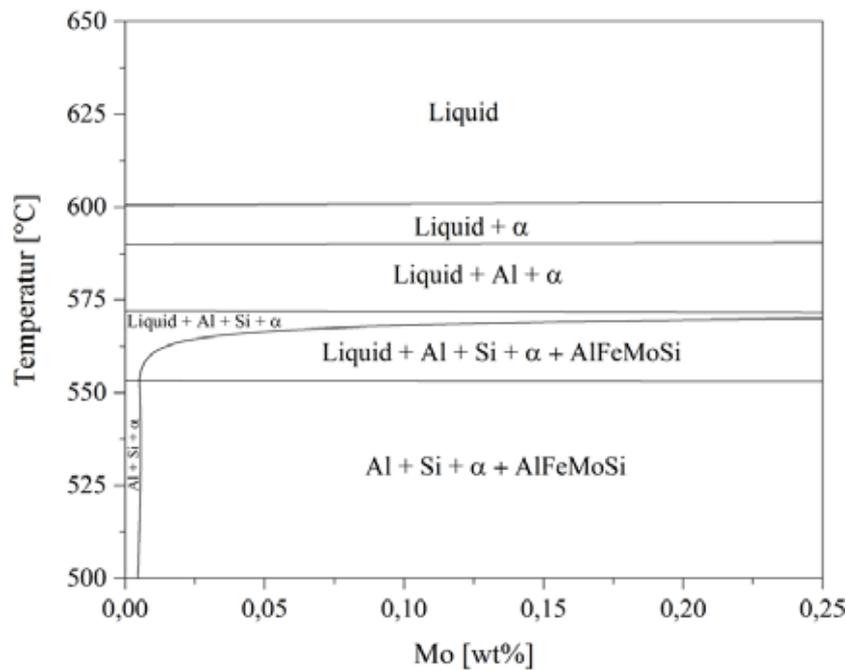


Abbildung 59: Berechneter Isopleth der Mo-Variation zur Basis AlSi10Cu1Mg0,35Fe0,5Mn0,3 nach JMatPro. α – $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$.

Die BSE-Aufnahmen in Abbildung 60 zeigen den Einfluss des Mo-Gehalts auf den flächenbezogenen Phasenanteil und insbesondere auf die Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Phasen. Der Phasenanteil steigt zunächst bis 0,15 wt% Mo an, fällt bei höheren Gehalten aber etwas ab, vgl. Abbildung 61, was auf die geringe Anzahl ausgewerteter Gefügebilder zurückzuführen ist. Der mittels JMatPro® simulierte Gesamtanteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen stimmt mit der experimentell bestimmten Zunahme des Phasenanteils überein. Hier ist die Summe der Fe-haltigen intermetallischen Phasen zu betrachten, da die einzelnen Phasen im BSE-Bild ohne Elementanalyse nicht voneinander unterscheidbar sind.

Die Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Phasen wird mittels des Feretverhältnisses bewertet, vgl. Abbildung 62. Hier zeigt sich im Falle der Mo-freien Legierung eine breite Verteilung der Feretverhältnisse bis in kleine Zahlenbereiche von 0,1 – 0,2, was für eine längliche bis nadelige Form der Fe-haltigen intermetallischen Phasen steht. Bereits durch 0,05 wt% Mo wird der Hauptanteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen zwischen 0,3 – 0,7 gedrängt. Eine weitere Steigerung auf 0,1 wt% Mo und darüber hinaus bringt eine weitere Häufung der Werte bei 0,4 – 0,7. Dies spricht für eine Verrundung der Fe-haltigen intermetallischen Phasen durch Mo-Zugabe. Dieser einformende Effekt des Mo auf Fe-haltige intermetallische Phasen wurde bereits in früheren Untersuchungen [35] beobachtet, wobei es sich hierbei um eine naturharte Primärlegierung mit sehr geringem Fe-Gehalt handelt.

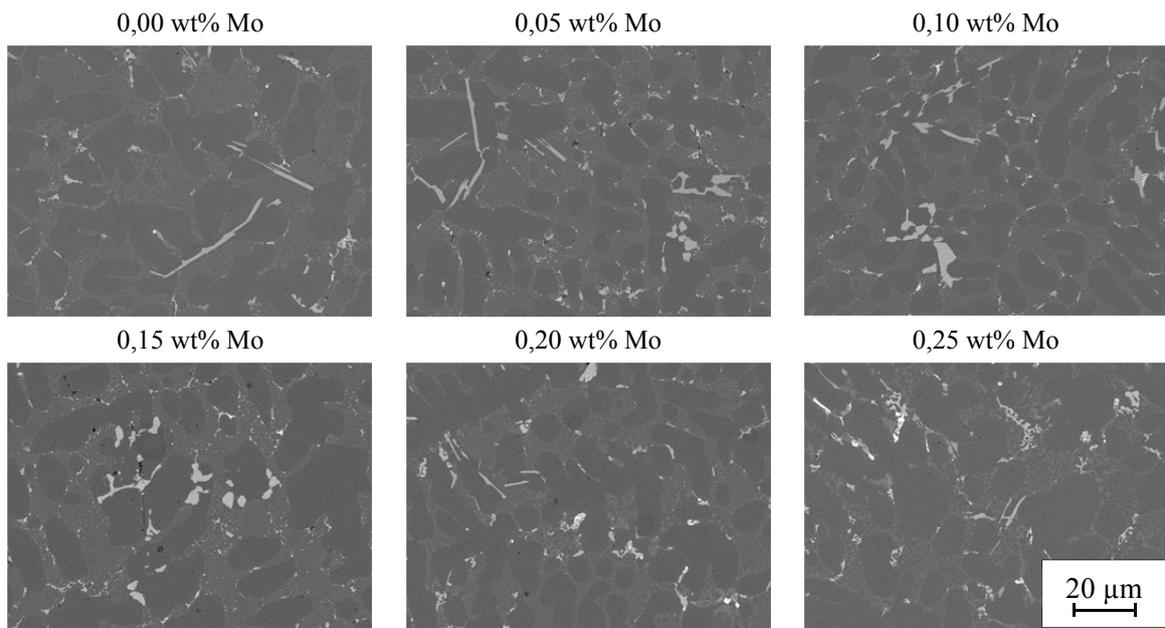


Abbildung 60: BSE-Aufnahmen der Mo-Variation bei 5 kV Anregungsspannung. Dunkelgraue Bereiche: Al-Mischkristall; mittelgraues Netzwerk: Al/Si-Eutektikum; hellgraue Phasen: Fe-haltige intermetallische Phasen.

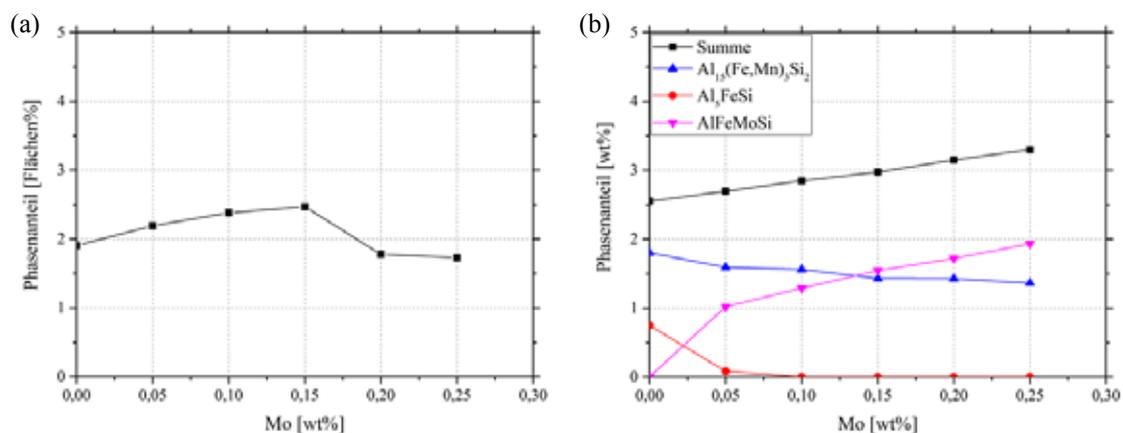


Abbildung 61: Phasenanteil in Abhängigkeit des Mo-Gehalts: (a) experimentell flächenbezogen anhand von Gefügebildern, (b) mittels JMatPro® berechnet.

Die experimentelle Härte ist durch die Mo-Zugabe zunächst konstant, bis zu einem Wert von ca. 0,10 wt% Mo, vgl. Abbildung 63. Eine weitere Erhöhung der Mo-Konzentration geht mit einer geringfügigen Steigerung der Härte einher. Die kontinuierliche Härtezunahme bei der Simulation ist im Experiment allerdings so nicht zu beobachten, wobei Simulation und Experiment im Groben übereinstimmen.

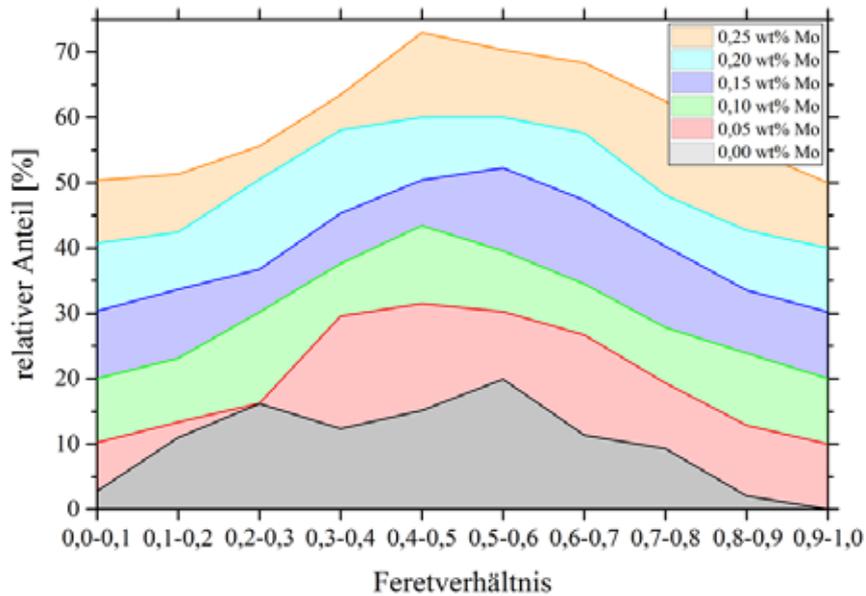


Abbildung 62: Auftragung der relativen Häufigkeit des Feretverhältnisses von Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Mo-Gehalts. Darstellung jeweils mit Offset in y-Richtung.

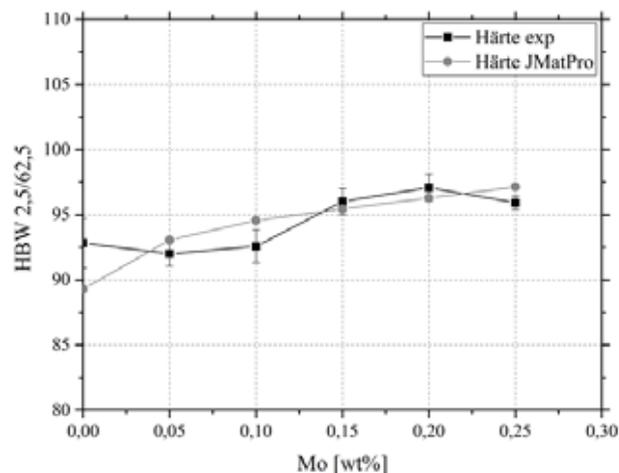


Abbildung 63: Härtewerte in Abhängigkeit des Mo-Gehalts, experimentell und nach JMatPro®.

Fe-Variation bei Mo_{0,1} mit Mn_{0,2} und Mn_{0,3}

Um den Effekt des Mo näher zu untersuchen, wurden zusätzlich Fe-Variationen bei Mn_{0,2}Mo_{0,1} und Mn_{0,3}Mo_{0,1} Gehalten untersucht. Mittels JMatPro wurden die Isoplethe für den Konzentrationsbereich der Fe-Variation für > 773 K (500 °C) berechnet, vgl. Abbildung 64. Es ist ersichtlich, dass es bei Mn_{0,2}Mo_{0,1} ab > 0,5 wt% Fe zur primären Kristallisation der Phase Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ kommt, gefolgt von der Erstarrung des Al-Mischkristalls und Al/Si-Eutektikums. Eine Erhöhung des Mn-Gehalts auf Mn_{0,3}Mo_{0,1} führt dazu, dass es bereits ab 0,4 wt% Fe zur primären Kristallisation der Phase Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ kommt. Im Falle von Mn_{0,2}Mo_{0,1} kommt es bei < 0,75 wt% Fe zu einer co-eutektischen Erstarrung der Phase AlFeMoSi, welche bei

> 0,75 wt% voreutektisch, zusammen mit dem Al-Mischkristall erstarrt. Außerdem kommt es hier bereits tendenziell zur Bildung der Phase Al_5FeSi . Eine Erhöhung des Mn-Gehalts auf $\text{Mn}_{0,3}\text{Mo}_{0,1}$ führt dazu, dass die Phase AlFeMoSi über dem gesamten Bereich der Fe-Variation co-eutektisch erstarrt und keine Tendenz zur Bildung von Al_5FeSi angezeigt wird.

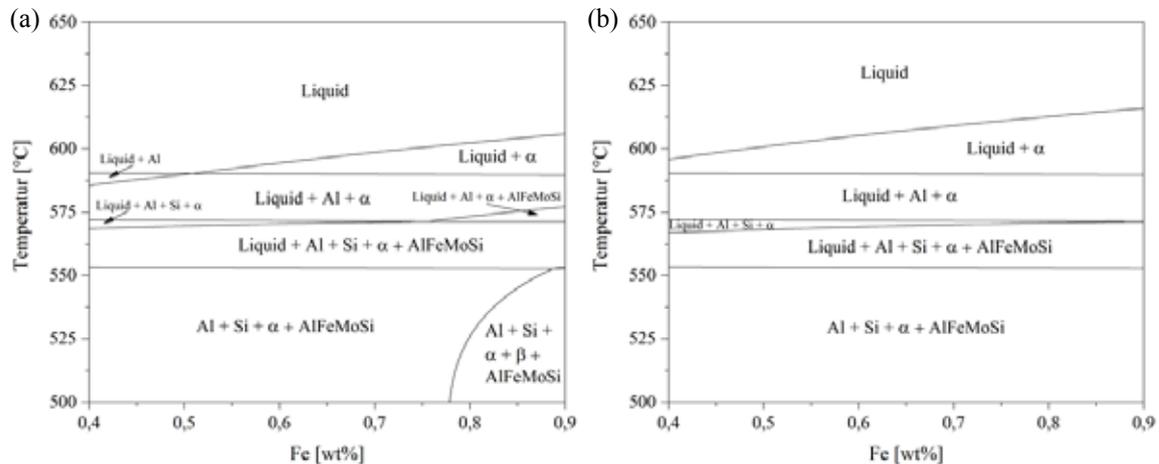


Abbildung 64: Berechnete Isoplethe der Fe-Variation: (a) Basis $\text{AlSi}_{10}\text{Cu}_1\text{Mg}_{0,35}\text{Fe}_{0,5}\text{Mn}_{0,2}\text{Mo}_{0,1}$; (b) Basis $\text{AlSi}_{10}\text{Cu}_1\text{Mg}_{0,35}\text{Fe}_{0,5}\text{Mn}_{0,3}\text{Mo}_{0,1}$. $\alpha - \text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$.

Anhand der BSE-Aufnahmen in Abbildung 65 und Abbildung 66 ist der Einfluss des Fe-Gehalts auf den flächenbezogenen Phasenanteil und vor allem die Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Phasen zu beobachten. Hier ist augenscheinlich erkennbar, dass in beiden Fällen $\text{Mn}_{0,2}\text{Mo}_{0,1}$ und $\text{Mn}_{0,3}\text{Mo}_{0,1}$ ab ca. 0,7 wt% Fe zunehmend Phasen mit länglicher Morphologie auftreten. Diese Tendenz wird in Abbildung 67 durch das zusätzliche Auftreten von Al_5FeSi gestützt. Des Weiteren steigt mit zunehmendem Fe-Gehalt der Anteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen an, flächenbezogen sichtbar in BSE-Aufnahmen und anhand des Phasenanteils in Abbildung 67. Diese ansteigende Tendenz stimmt mit der Phasengesamtmenge von JMatPro® überein. Zusätzlich ist festzustellen, dass die Mn-Steigerung von $\text{Mn}_{0,2}\text{Mo}_{0,1}$ auf $\text{Mn}_{0,3}\text{Mo}_{0,1}$ ebenso mit einer Zunahme des Anteils Fe-haltiger intermetallischer Phasen einhergeht.

Neben dem Phasenanteil wurde auch die Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Phasen mittels des Feretverhältnisses bewertet. Die Entwicklung des Feretverhältnis für $\text{Mn}_{0,2}\text{Mo}_{0,1}$ und $\text{Mn}_{0,3}\text{Mo}_{0,1}$ unter Fe-Variation ist jeweils in Abbildung 68 dargestellt. Hier wird erkennbar, dass es bei $\text{Mn}_{0,2}\text{Mo}_{0,1}$ ab ca. 0,7 wt% Fe zu einer deutlichen Verschiebung der Werte hin zu kleineren Feretverhältnissen kommt, wobei diese Verschiebung bei $\text{Mn}_{0,3}\text{Mo}_{0,1}$ bei 0,7 wt% weniger ausgeprägt ist und erst ab 0,8 wt% Fe vergleichbar deutlich erscheint. Dies bedeutet, dass im Falle $\text{Mn}_{0,2}\text{Mo}_{0,1}$ die Phasen ab ca. 0,7 wt% und bei $\text{Mn}_{0,3}\text{Mo}_{0,1}$ erst ab ca. 0,8 wt% Fe tendenziell länglicher werden.

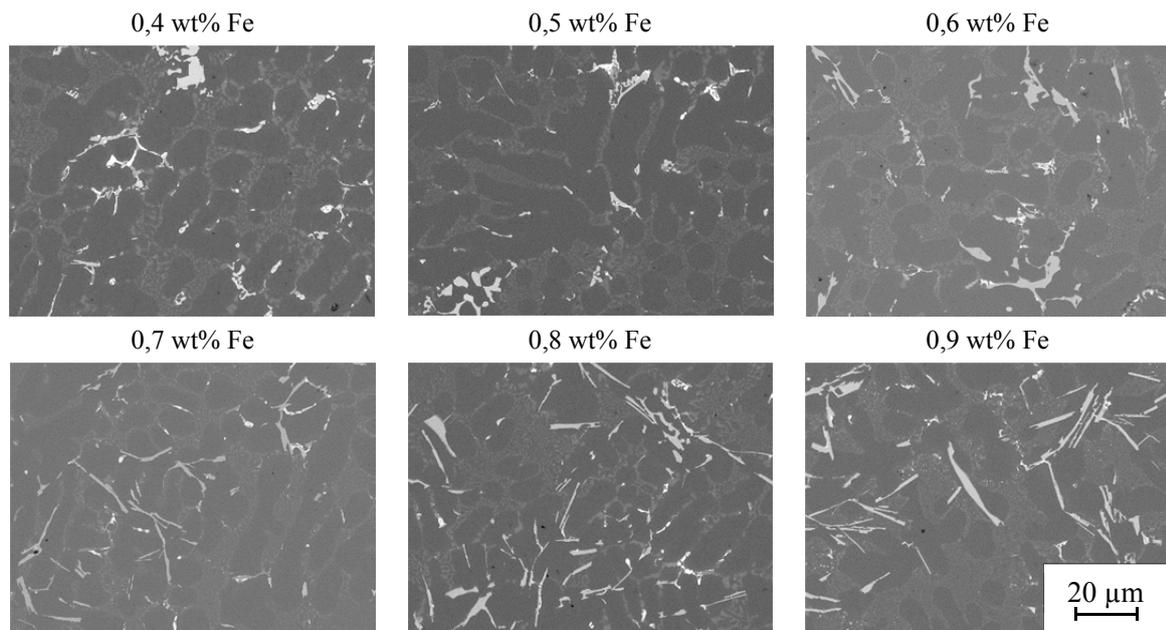


Abbildung 65: BSE-Aufnahmen der Fe-Variation bei 5 kV Anregungsspannung mit Mn_{0,2}Mo_{0,1}. Dunkelgraue Bereiche: Al-Mischkristall; mittelgraues Netzwerk: Al/Si-Eutektikum; hellgraue Phasen: Fe-haltige intermetallische Phasen.

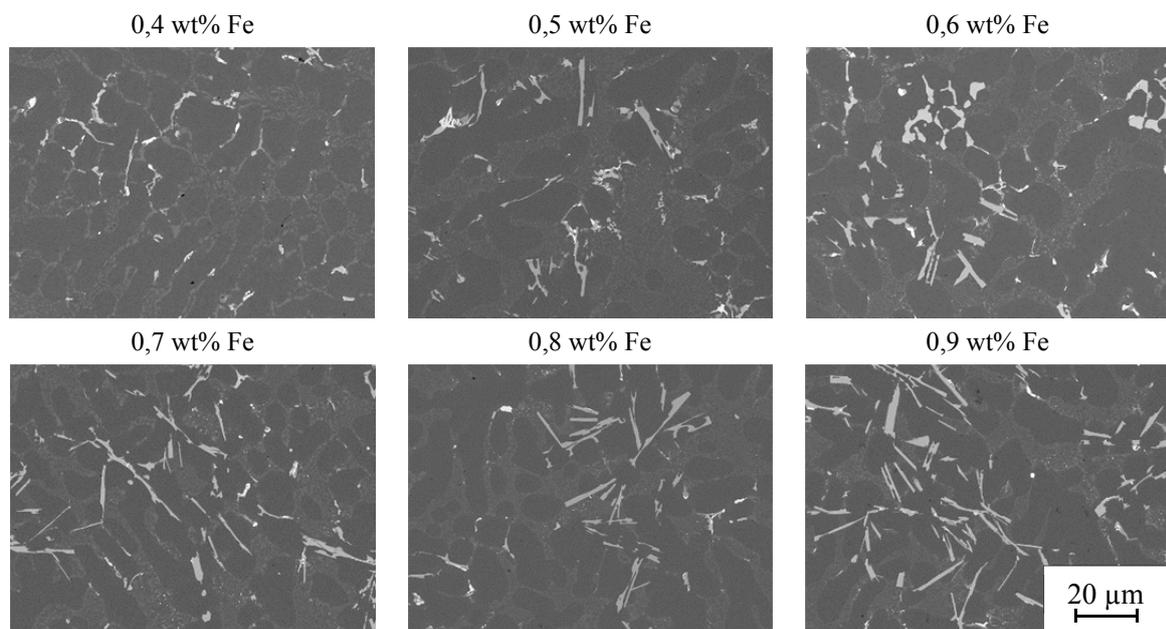


Abbildung 66: BSE-Aufnahmen der Fe-Variation bei 5 kV Anregungsspannung mit Mn_{0,3}Mo_{0,1}. Dunkelgraue Bereiche: Al-Mischkristall; mittelgraues Netzwerk: Al/Si-Eutektikum; hellgraue Phasen: Fe-haltige intermetallische Phasen.

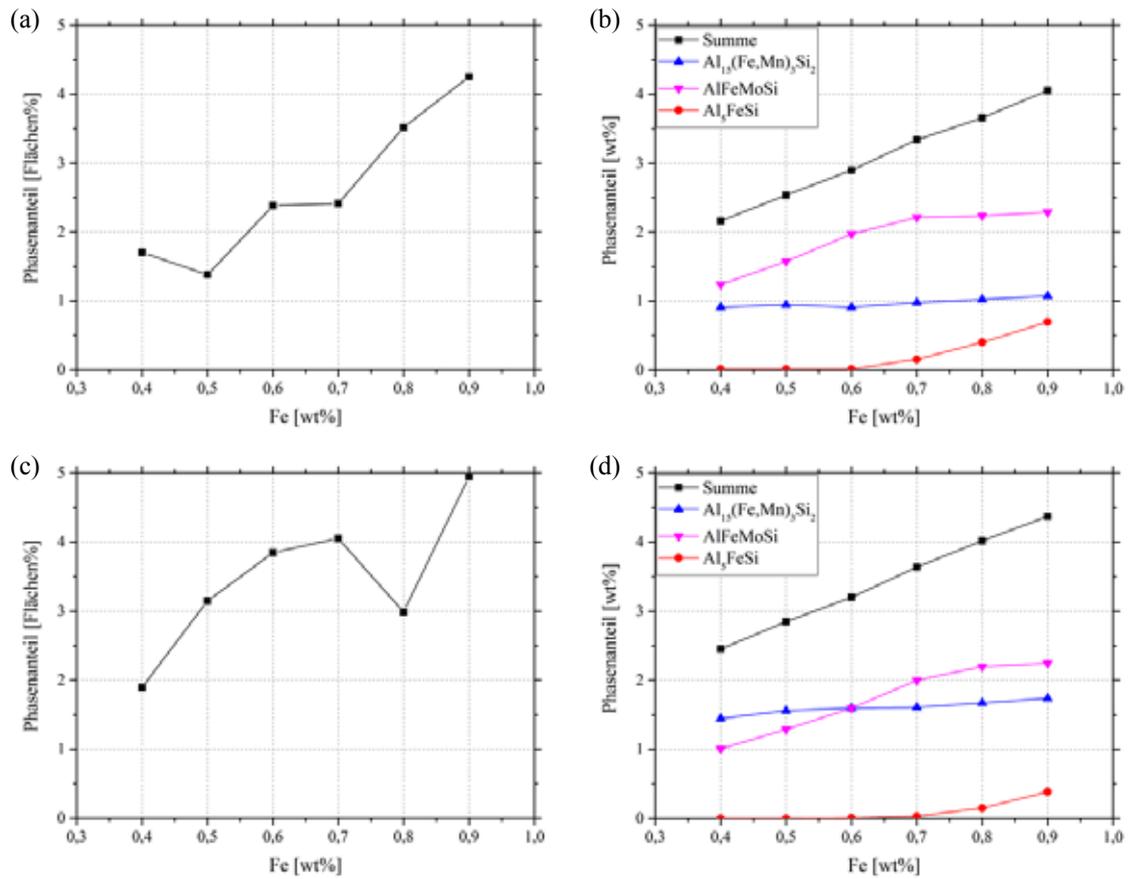


Abbildung 67: Phasenanteil in Abhängigkeit des Fe-Gehalts: (a) und (c) experimentell flächenbezogen anhand von Gefügebildern, (b) und (d) mittels JMatPro® berechnet; (a) und (b) für Mn_{0,2}Mo_{0,1} und (c) und (d) für Mn_{0,3}Mo_{0,1}.

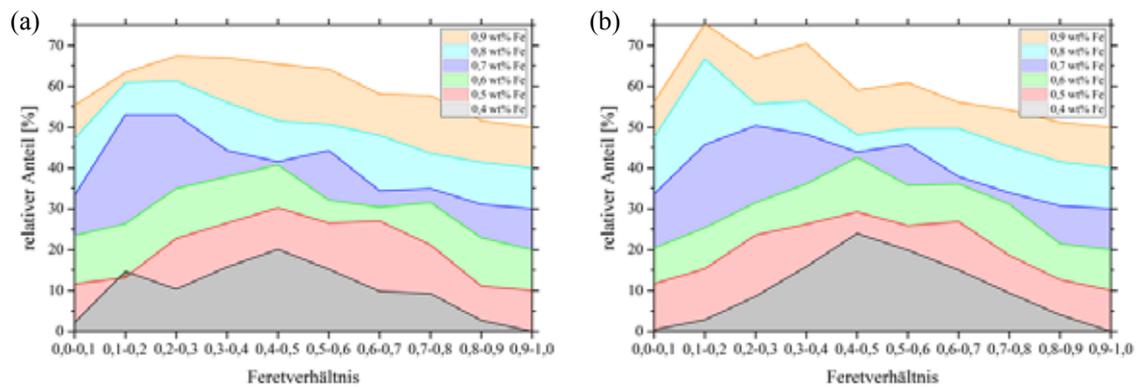


Abbildung 68: Auftragung der relativen Häufigkeit des Feretverhältnisses von Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Fe-Gehalts für (a) Mn_{0,2}Mo_{0,1} und (b) Mn_{0,3}Mo_{0,1}.

5.2.2 Einfluss von Mo im dickwandigen Kokillenguss und JMatPro®

Basierend auf den Ergebnissen aus Kapitel 5.2.1 der dünnwandigen Kokillenabgüsse haben sich positive Effekte des Mo in einer 226D-ähnlichen Legierung gezeigt. Mittels JMatPro® wurde die Erstarrung der Legierung mit Zusammensetzung aus Abbildung 46 simuliert, vgl. Abbildung 69. Dabei wird deutlich, dass es nach primärer Erstarrung der Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ und des Al-Mischkristalls zur co-eutektischen Kristallisation der Phase Al_5FeSi kommt. Zudem erstarrt diese mit einem relativ hohen Phasenanteil von ca. 1,35 wt%. Die zuletzt erstarrenden Phasen sind die Cu-haltigen Derivate.

Der Effekt der Zugabe von Mo bis 0,3 wt% ist simulativ in Abbildung 70 dargestellt. Der Kristallisationsbeginn der Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ wird nicht beeinflusst, sondern lediglich durch Mo-Zugabe deren Phasenanteil von ca. 2,35 wt% schrittweise bis auf ca. 1,6 wt% reduziert. Zudem wird der sich bildende Anteil Al_5FeSi sehr deutlich von ca. 1,38 wt% bei Mo0,0 auf 0,25 wt% bei Mo0,1 reduziert. Als Ausgleich hierfür bildet sich die neuartige Phase AlFeMoSi mit deutlichem Anteil von 1,75 wt% bei Mo0,1.

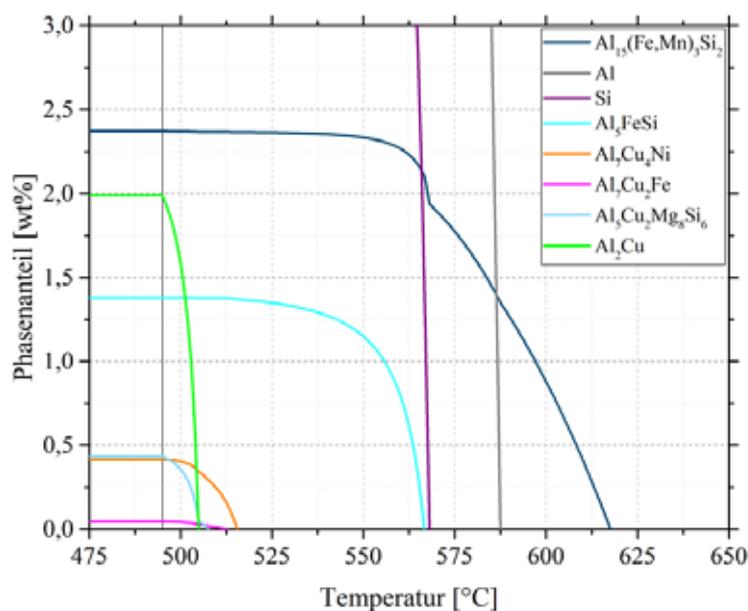


Abbildung 69: Erstarrungssimulation der Basis-Legierung aus Abbildung 46 nach JMatPro®.

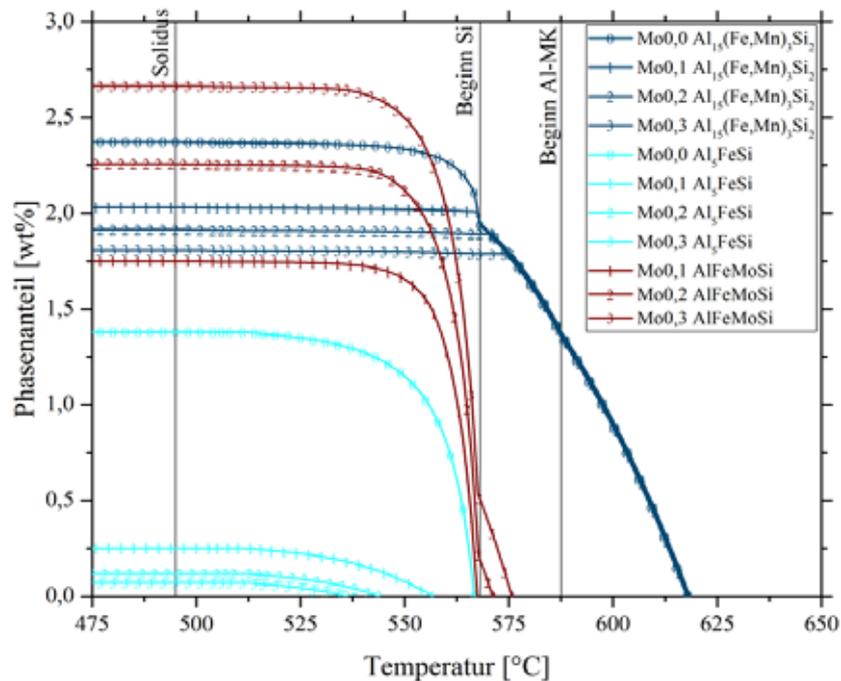


Abbildung 70: Erstarrungssimulation der Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Abhängigkeit des Mo-Gehalts der Basis-Legierung aus Abbildung 46 nach JMatPro®.

Aus den BSE-Aufnahmen in Abbildung 71 wird der Einfluss des Mo-Gehalts und der Wandstärke auf die Morphologie und auch den Anteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen augenscheinlich deutlich. Mit Mo-Zugabe werden die Phasen kleiner und eingeformter, d.h. die nadelige Morphologie wird durch eine abgerundete Form ersetzt. Außerdem wird erkennbar, dass mit zunehmender Wandstärke die Phasen signifikant größer und länglicher erscheinen. Dennoch ist durch die Zugabe von Mo eine gewisse Verrundung der Phasen erreichbar.

Die Morphologie der Fe-haltigen Phasen wurde für 4 mm Wandstärke exemplarisch in Abhängigkeit des Mo-Gehalts quantitativ mittels des Feretverhältnisses bewertet, vgl. Abbildung 72. Dabei zeigt sich, dass die Mo-freie Legierung eine breite Verteilung über nahezu alle Feretverhältnisse aufweist. Ab 0,1 wt% Mo-Zugabe hingegen konzentriert sich die relative Häufigkeit des Feretverhältnisses der Fe-haltigen intermetallischen Phasen bei Werten um 0,7, was für tendenziell runde Morphologie steht.

Neben der Betrachtung des Gefüges wurden auch Zugversuche in Abhängigkeit des Mo-Gehaltes und der Wandstärke als Maß für die Erstarrungs- bzw. Abkühlgeschwindigkeit durchgeführt. In Abbildung 73 ist erkennbar, dass durch Zugabe von 0,1 wt% Mo die Bruchdehnung bei 4 mm und 6 mm Wandstärke, d.h. bei vergleichsweise hoher Erstarrungsgeschwindigkeit, deutlich gesteigert werden kann. Dieser positive Effekt führt ebenso dazu, dass die Zugfestigkeit für diese beiden Fälle ansteigt. Eine weitere Mo-Zugabe auf 0,2 wt% oder gar 0,3 wt% wirkt sich negativ auf die mechanischen Kennwerte aus und führt zu abnehmender Bruchdehnung. Außerdem ist bei den Wandstärken 10 mm und 16 mm der ursprünglich positive Effekt der Mo-Zugabe nicht erkennbar.

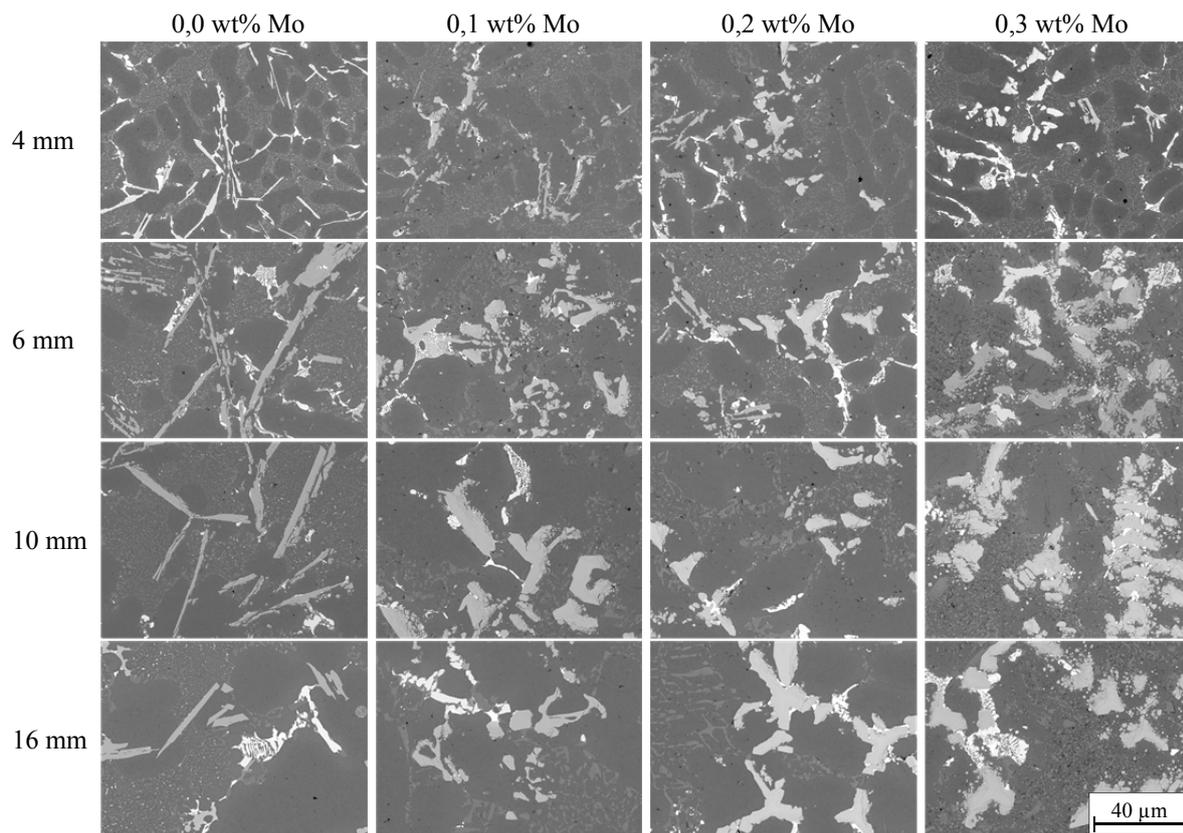


Abbildung 71: BSE-Aufnahmen der Mo-Variation bei 5 kV Anregungsspannung in Abhängigkeit der Wandstärke im dickwandigen Kokillenguss. Dunkelgraue Bereiche: Al-Mischkristall; mittelgraues Netzwerk: Al/Si-Eutektikum; hellgraue Phasen: Fe-haltige intermetallische Phasen; weiße Bereiche: Cu-haltige Phasen.

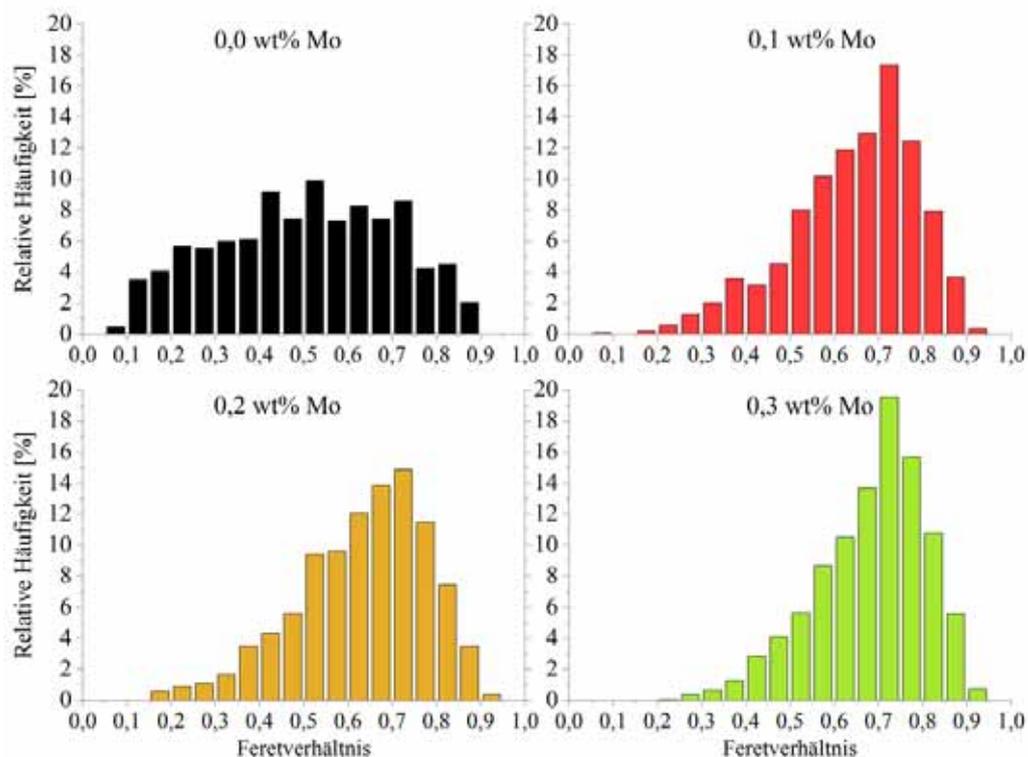


Abbildung 72: Quantitative Metallographie bei 4 mm Wandstärke in Abhängigkeit des Mo-Gehalts.

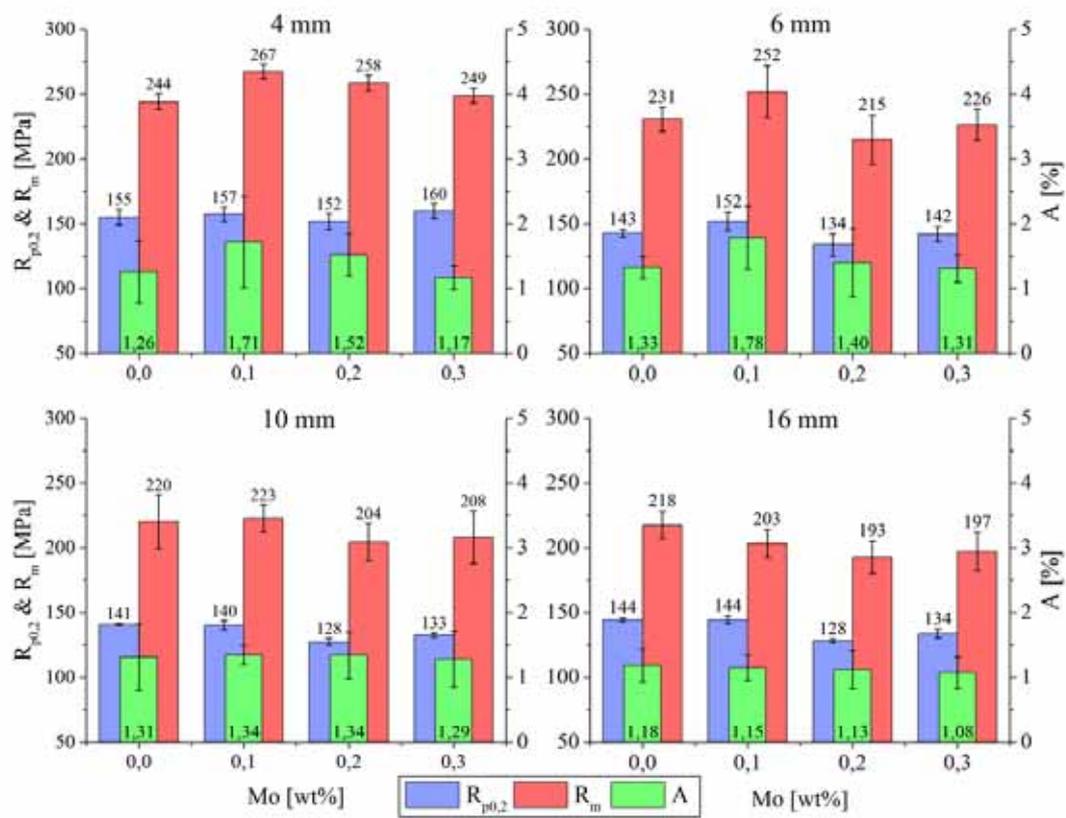


Abbildung 73: Quasistatische mechanische Kennwerte in Abhängigkeit der Wandstärke und des Mo-Gehalts im dickwandigen Kokillenguss.

5.3 Optimierung des T6red-Lösungsglühens dickwandiger Al-Druckgussbauteile

Für die optimalen Lösungsglühparameter wurden vorab die Phasenanteile, ohne Si, und deren Zusammensetzung mittels JMatPro® berechnet, vgl. Tabelle 32. Für den hypothetischen Gleichgewichtszustand bei den Lösungsglühtemperaturen wurden ebenfalls mit JMatPro® die Phasenanteile bei den entsprechenden Temperaturen mittels Gleichgewichtsrechnung vorhergesagt, vgl. Tabelle 33. Hier ist erkennbar, dass die Phase Al_2Cu sich theoretisch bei allen betrachteten Lösungsglühtemperaturen auflösen müsste. Der Phasenanteil von $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ sollte mit steigender Temperatur deutlich abnehmen, löst sich aber nicht vollständig auf. Für die Fe-haltigen intermetallischen Phasen $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ und AlFeMoSi werden zwar abweichende Phasenanteile von der *Solidification* Rechnung vorhergesagt, doch aufgrund der thermodynamischer Stabilität dieser Phasen werden sich diese im Experiment nicht verändern. Lediglich der Anteil $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ steigt im Falle der Gleichgewichtsrechnungen deutlich an, sodass die Tendenz zur Bildung einer AlCuFe -haltigen Phase bei Lösungsglühn bzw. für den Gleichgewichtszustand nahe liegt.

Die exemplarische Bestimmung der Zusammensetzung der intermetallischen Phasen wurde in allen Lösungsglühzuständen gemessen und für Gusszustand und sowie 460 °C/3 h beispielhaft in Tabelle 34 und Tabelle 35 aufgeführt. Die Zusammensetzungen der Phasen bleiben prinzipiell konstant, lediglich die Anteile der zuvor erwähnten Phasen verändern sich, wobei keine Quantifizierung vorgenommen wurde. Die Fe-haltigen intermetallischen Phasen $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ und AlFeMoSi bleiben durch das Lösungsglühn unverändert. Allerdings wurde eine AlFeSiCu -Phase mit angegebener Zusammensetzung zusätzlich bestimmt. Die Auflösung der Cu/Mg-Phasen ist augenscheinlich qualitativ anhand von EDX-Mappings, vgl. Appendix F Tabelle 60 ff, und mittels der Al-Mischkristallkonzentration in Abhängigkeit der Temperatur und Zeit bewertbar. Hier ist erkennbar, dass die Cu/Mg-Phasen sich durch Lösungsglühn deutlich auflösen, allerdings bei keiner betrachteten Parameterkombination vollständig. Außerdem verläuft dieser Auslösungsvorgang mit steigender Lösungsglühntemperatur augenscheinlich schneller. Die graphischen Darstellungen der Al-Mischkristallentwicklungen sind Abbildung 74 zu entnehmen. Zusätzlich kommt es zu einer Fragmentierung und Einförmigkeit des eutektischen Siliciums, vgl. Tabelle 60 ff.

Tabelle 32: JMatPro® *Solidification* Phasenanteile und -zusammensetzung der Legierung 226D_V1.

wt%	Anteil	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Mo	Ni	JMatPro
Al_2Cu	2,69	47,94	1,14	50,92						$\text{Al}_2(\text{Cu},\text{Si})$
$\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$	0,469	21,59	26,96	20,34	31,11					$\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$
$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$	0,398	50,80		34,18		15,02				$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$
$\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$	0,416	37,64		50,66					11,70	$\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$
Al_5FeSi	0,369	59,13	13,68			27,20				$\text{Al}_{4,5}\text{FeSi}$
$\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$	1,92	61,40	8,46	0,45		15,94	13,72	0,04		$\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_{3,5}\text{Si}_2$
AlFeMoSi	2,26	57,92	13,40			21,55	2,15	4,98		$\text{Al}_9(\text{Fe},\text{Mn},\text{Mo})_2\text{Si}_2$

Tabelle 33: JMatPro® Gleichgewicht Phasenanteile der Legierung 226D_V1.

wt%	533 K (460 °C)	743 K (470 °C)	753 K (480 °C)
Al ₂ Cu	0	0	0
Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	0,21	0,13	0,0355
Al ₇ Cu ₂ Fe	1,4	0,99	0,52
Al ₇ Cu ₄ Ni	0,42	0,42	0,41
Al ₃ FeSi	0	0	0
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	2,82	2,95	3,07
AlFeMoSi	1,16	1,26	1,4

Tabelle 34: Exemplarische Zusammensetzung der intermetallischen Phasen nach EDX mit 5 kV der Legierung 226D_V1 im Gusszustand.

wt%	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Mo	Ni
Al ₂ Cu	45,34	0,71	53,95					
	44,61	0,66	54,73					
	44,82	0,86	54,32					
	45,67	0,86	53,47					
	44,35	0,69	54,97					
Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	16,41	30,53	22,13	30,93				
	15,9	30,61	22,37	31,11				
	18,12	29,64	21,65	30,59				
	17,64	30,46	22,19	29,71				
	16,53	30,28	22,42	30,78				
Al ₇ Cu ₄ Ni	36,29		51,68					12,03
	36,82		54,36					8,82
	36,33		51,21					12,46
	36,57		50,63					12,80
	37,00		52,33					10,67
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	49,51	8,63	3,74		31,23	6,88		
	50,77	8,80	2,85		28,93	8,65		
	49,91	8,54	3,95		31,23	6,37		
	48,29	8,10	6,57		32,85	4,19		
	49,14	8,08	6,02		32,53	4,22		
AlFeMoSi	53,13	9,00	0,60		23,72	8,18	5,38	
	53,17	9,03	0,68		22,92	9,02	5,18	
	53,01	8,77	0,63		23,78	8,65	5,17	
	51,93	8,69	0,55		24,23	9,95	4,65	
	52,69	8,91	0,41		23,67	8,95	5,37	

Tabelle 35: Exemplarische Zusammensetzung der intermetallischen Phasen nach EDX mit 5 kV der Legierung 226D_V1 im Zustand 733 K (460 °C) für 3 h.

wt%	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Mo	Ni
Al ₂ Cu	45,26	0,77	53,97					
	45,76	0,72	53,53					
	45,40	0,42	54,18					
	44,69	0,75	54,56					
	45,04	0,71	54,24					
Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	16,40	30,82	22,77	30,01				
	16,50	30,60	22,49	30,42				
	17,11	30,98	22,05	29,86				
	16,29	30,23	22,57	30,91				
	16,36	30,29	22,51	30,83				
Al ₇ Cu ₄ Ni	36,48		51,71					11,80
	37,81		51,39					10,80
	37,17		51,83					11,00
	36,88		50,77					12,35
	36,45		51,02					12,53
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	47,81	8,06	7,10		30,84	6,20		
	48,26	8,15	7,87		30,61	5,11		
	48,96	8,28	6,35		28,73	7,68		
	48,01	8,46	6,81		29,85	6,87		
	46,77	8,02	7,54		31,59	6,07		
AlFeMoSi	51,97	8,87	0,54		24,08	9,40	5,13	
	52,28	9,20	1,22		23,47	7,73	6,10	
	52,71	8,68	0,63		23,31	9,31	5,36	
	52,68	8,80	0,92		23,60	8,94	5,06	
	53,03	8,94	1,47		23,52	7,62	5,43	
AlFeSiCu	45,39	7,25	14,09		30,89			2,38
	45,64	7,32	13,65		30,92			2,48
	49,21	7,98	10,01		31,93			0,86
	45,8	7,38	12,79		31,77			2,25
	47,5	7,45	11,98		31,47			1,59

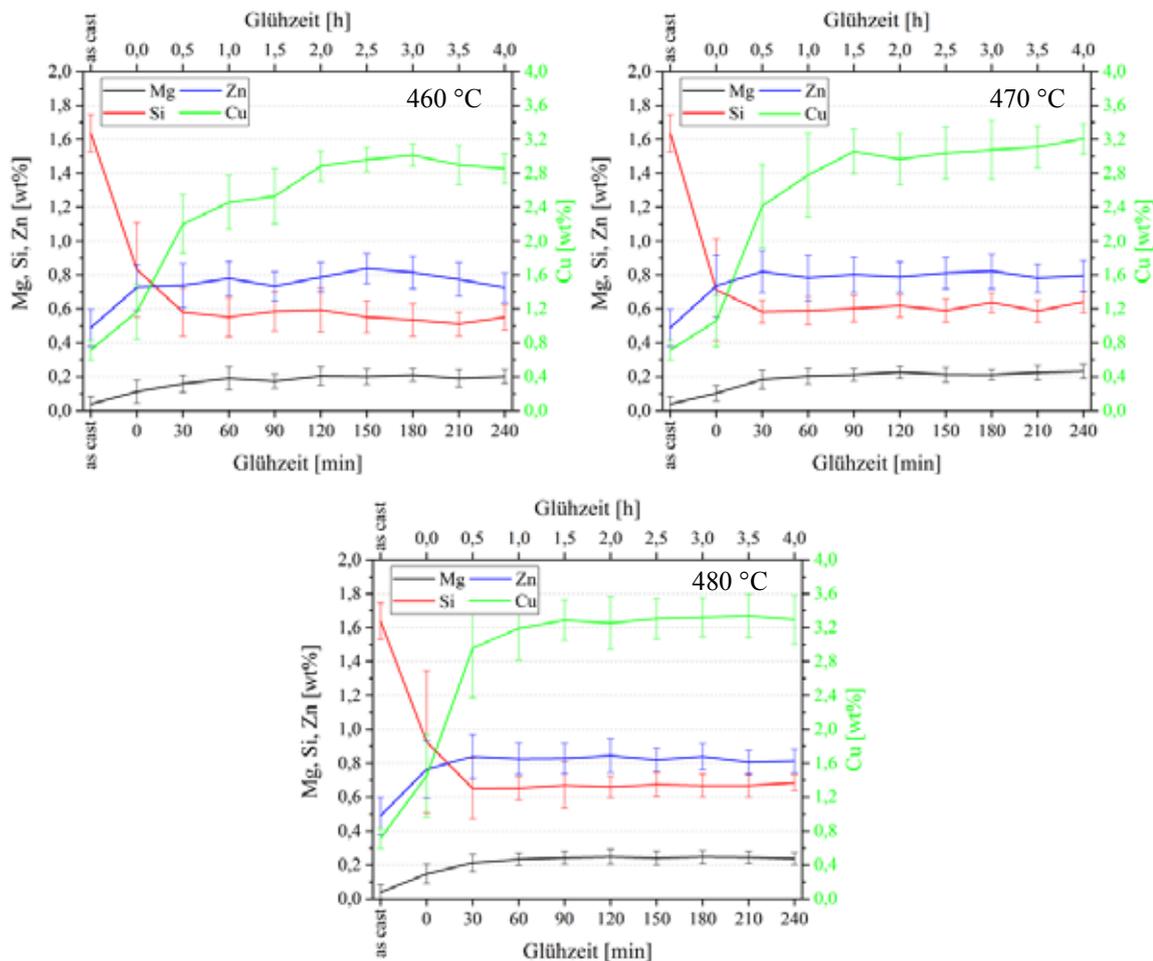


Abbildung 74: Entwicklung der Al-Mischkristallkonzentration mittels EDX bei 5 kV für 733 K (460 °C), 743 K (470 °C) und 753 K (480 °C).

Die Verteilung von Cu und Mg im Al-Mischkristall in Abhängigkeit der Lösungsglühzeit und -dauer wurde zusätzlich mittels JMatPro® für einen hypothetischen SDAS von 50 µm, was den geschätzten mittleren Abstand der Cu/Mg-Phasen repräsentiert, berechnet. Dieser hypothetische Wert ist damit zu begründen, dass JMatPro® eine gleichmäßige, feine Verteilung der Cu/Mg-haltigen intermetallischen Phasen am Dendritenrand annimmt, was aber im Experiment für einen tatsächlichen SDAS von 15-20 µm im Schliffbild nicht zutrifft. Für den mittleren Phasenabstand erscheinen die angenommenen 50 µm deshalb geeigneter. Dieser Homogenisierungsvorgang ist in Abbildung 75 nach JMatPro® graphisch dargestellt.

Die theoretischen mittleren Diffusionsstrecken \bar{x} von Cu und Mg im Al-Mischkristall in Abhängigkeit der Zeit t wurden zusätzlich basierend auf Literaturdaten [150] und nachstehenden Gleichungen [151] berechnet und in Abbildung 76 grafisch dargestellt. Dabei sind D der Diffusionskoeffizient, D_0 die Diffusionskonstante, Q die Aktivierungsenergie, T die Temperatur in Kelvin und R die universelle Gaskonstante. Mit steigender Lösungsglühzeit können die Elemente weitere Strecken im Mischkristall zurücklegen und Mg diffundiert schneller als Cu.

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad 52$$

$$\bar{x} = \sqrt{4 \cdot D \cdot t} \quad 53$$

Tabelle 36: Diffusionsdaten für Cu, Mg, Zn und Si in Al-Mischkristall [150].

	D_0 [m ² /s]	Q [kJ/mol]
Cu	$4,44 \cdot 10^{-5}$	133,9
Mg	$1,49 \cdot 10^{-5}$	120,5
Zn	$1,19 \cdot 10^{-5}$	116,1
Si	$1,38 \cdot 10^{-5}$	117,6

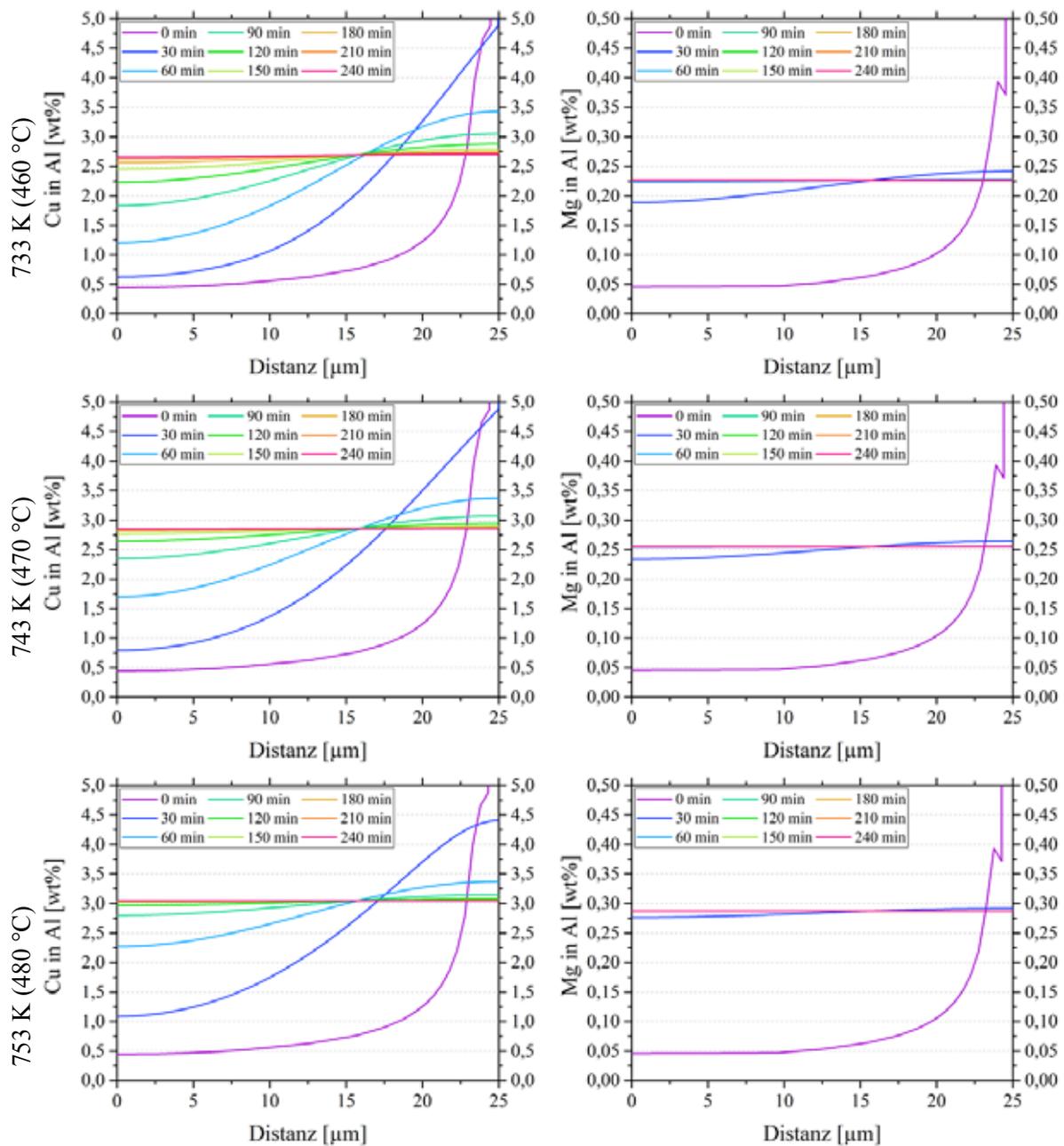


Abbildung 75: JMatPro® Homogenisation für Cu (links) und Mg (rechts) für 50 µm SDAS.

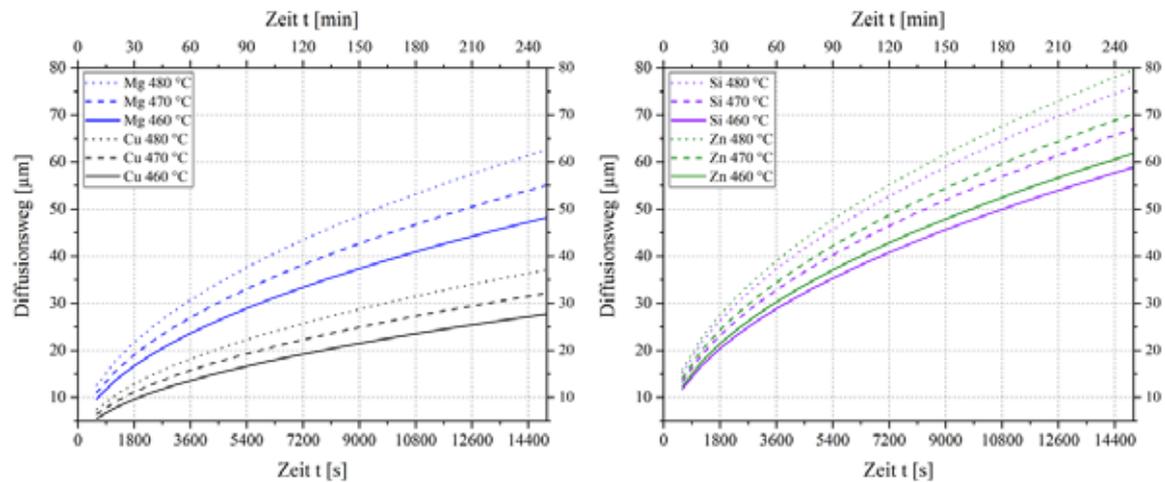


Abbildung 76: Theoretische mittlere Diffusionsstrecke von Cu und Mg im Al-Mischkristall bei 733 K (460 °C), 743 K (470 °C) und 753 K (480 °C), nach [150, 151].

Neben diesen mikroskopischen Gefügebetrachtungen und –vorhersagen wurde die makroskopische Dichteänderung der Lagerstühle durch Lösungsglügen in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit bestimmt. Die graphische Auftragung der relativen Dichteänderung ist in Abbildung 77 dargestellt. Hier zeigt sich für 733 K (460 °C) und 743 K (470 °C) jeweils im Bereich von ca. 1,5 h bis ca. 3,0 h Glühdauer ein Plateau. Bei 753 K (480 °C) ist ein fortwährender Dichteabfall über der Zeit zu beobachten.

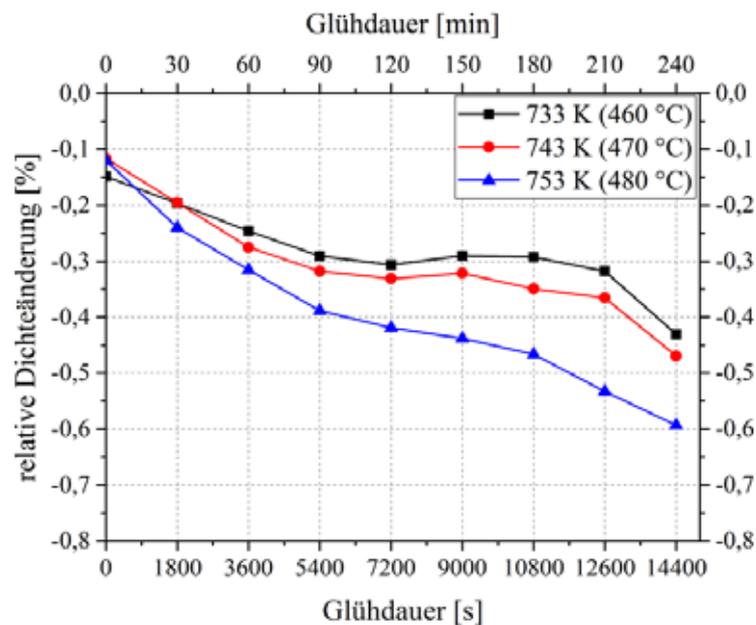


Abbildung 77: Experimentelle relative Dichteänderung der Lagerstühle aus 226D_V1 durch Lösungsglügen.

5.4 Steigerung der mechanischen Eigenschaften von Druckgussbauteilen aus Recycling-Legierung Al226D

5.4.1 Gefügesimulation mit JMatPro® und metallographische Schriffe

Für die Versuchslegierungen aus Tabelle 28 wurden mit JMatPro® die *Solidification* und Gleichgewichts-Berechnungen durchgeführt. Die relevanten Werte zu den Abbildungen sind in Tabelle 37 der Einfachheit halber konkret aufgeführt. Abbildung 78 zeigt die Phasenentstehung bei *Solidification* der Legierung 226D_Ref. Die primär erstarrende Phase ist $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ bei ca. 898 K (625 °C) gefolgt vom Al-Mischkristall. Zeitgleich mit dem Al/Si-Eutektikum bzw. knapp voreutektisch erstarrt die Phase Al_5FeSi mit einem Phasenanteil von knapp 2 wt%. Die zuletzt erstarrenden Phasen sind Cu/Ni-haltige intermetallische Phasen gefolgt von der eutektischen Erstarrung von Al_2Cu - $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ und sehr geringen Mengen Cu/Fe-haltiger intermetallische Phasen.

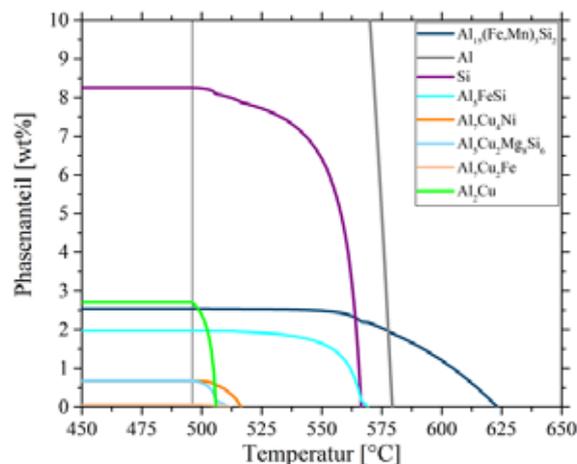


Abbildung 78: JMatPro® *Solidification*-Rechnung der Legierung 226D_Ref.

Die JMatPro® *Solidification*-Rechnung und Gleichgewichtsrechnung der Legierung 226D_V1 sind in Abbildung 79 dargestellt. Die Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ erstarrt bei ähnlich hohen Temperaturen primär wie bei der Legierung 226D_Ref, gefolgt vom Al-Mischkristall. Aufgrund der Legierungsmodifikation mit Mo erstarrt als nächstes nicht die Phase Al_5FeSi , sondern AlFeMoMnSi leicht voreutektisch mit hohem Phasenanteil von ca. 2,2 wt%, gefolgt von co-eutektischer Erstarrung. Die Phase Al_5FeSi bildet sich post-eutektisch nur zu sehr geringem Anteil von ca. 0,35 wt%. Die Cu/Ni- und Cu/Fe-haltigen intermetallischen Phasen erstarren zeitgleich in Mengen $< 0,5$ wt%. Auch hier sind die zuletzt eutektisch erstarrenden Phasen Al_2Cu und $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$, wobei der Anteil an $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ sich durch Legierungsanpassung um ca. 30 % reduziert hat.

Im Falle der Gleichgewichtsberechnung, welche als Hilfsmittel für die Bewertung des Lösungsglühens bei 738 K (465 °C) herangezogen werden kann, zeigt sich, dass bei dieser Temperatur kein Al_2Cu mehr vorliegt. Der Anteil $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ kann dabei auf 36 % des

ursprünglichen Phasenanteils reduziert, aber nicht vollständig aufgelöst werden. Die Anteile der Fe-haltigen Phasen $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ und AlFeMoMnSi sowie Al_5FeSi werden aufgrund ihrer thermodynamischen Stabilität nicht näher bewertet. Die Cu/Ni-haltige intermetallische Phase $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ verbleibt auf konstantem Niveau laut Werkstoffsimulation. Hingegen erhöht sich der Anteil der Cu/Fe-haltigen intermetallischen Phase $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ deutlich von ca. 0,4 wt% bei *Solidification* auf ca. 1,2 wt% bei 738 K (465 °C) Gleichgewichtsfall. Dies könnte ein Anzeichen sein, dass sich beim Lösungsglühen eine AlCuFe-haltige intermetallische Phase bildet.

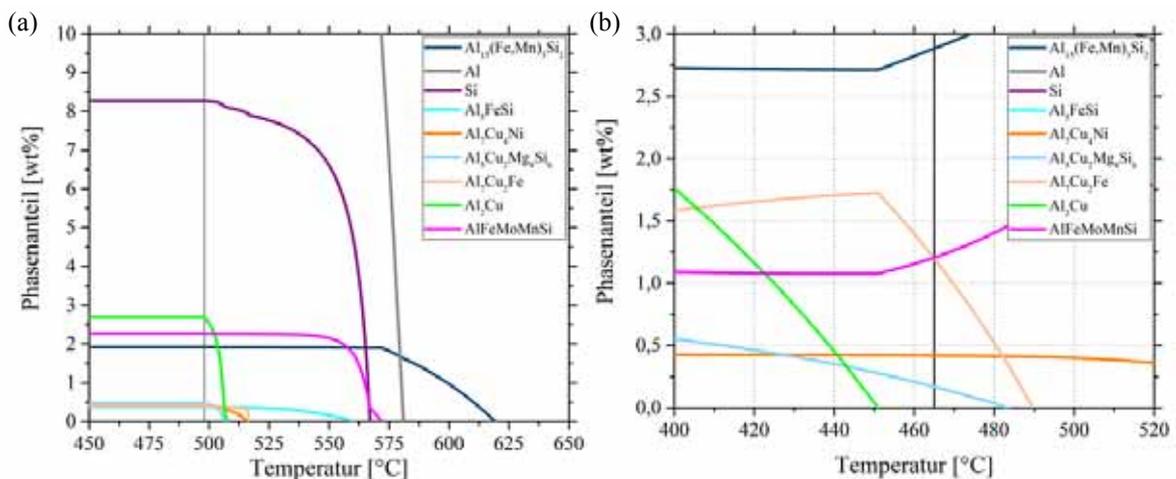


Abbildung 79: JMatPro® (a) *Solidification*-Rechnung mit Soliduslinie und (b) Gleichgewichtsrechnung mit Lösungsglüh-temperatur der Legierung 226D_V1.

Die *Solidification*-Rechnung der Legierung 226D_V2 in Abbildung 80 zeigt, dass durch Reduzierung des Fe-Gehalts sowohl die primäre Bildungstemperatur der Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, als auch der Phasenanteil deutlich gesenkt werden können. Die weiteren Erstarrungsabfolgen sind vergleichbar zu der Legierung 226D_V1. Durch Senkung des Cu-Gehalts kann der Anteil von Al_2Cu ebenfalls gesenkt werden, nicht aber dessen Bildungstemperatur. Außerdem sinken die Anteile der Cu/Ni- und Cu/Fe-haltigen intermetallischen Phasen. Durch Optimierung des Mg-Gehalts wird auch der Anteil $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ reduziert.

In der Gleichgewichts-Rechnung wird erkennbar, dass bei 738 K (465 °C) kein Al_2Cu und keine nennenswerte Menge $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ mehr im Gefüge vorliegen. Gleiches gilt für die Cu/Fe-haltige intermetallische Phase. Hingegen verbleibt die Cu/Ni-haltige intermetallische Phase stabil auf dem Niveau der *Solidification*-Berechnung. Anhand dieser Anzeichen sollten sich kaum bis keine Cu/Fe-haltigen intermetallischen Phasen beim Lösungsglühen bilden.

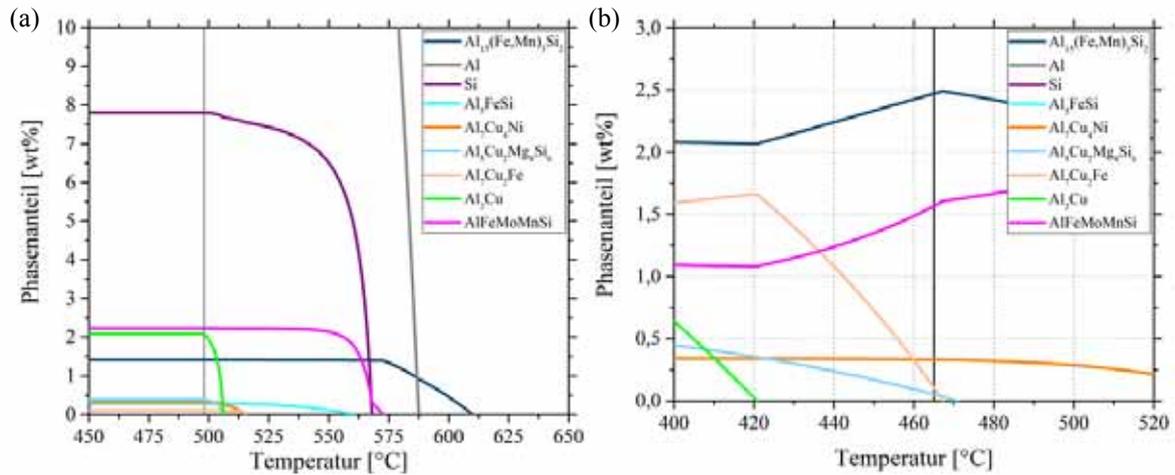


Abbildung 80: JMatPro® (a) *Solidification*-Rechnung mit Soliduslinie und (b) Gleichgewichtsrechnung mit Lösungsglühtemperatur der Legierung 226D_V2.

Tabelle 37: Vergleich der Phasenanteil mit JMatPro® bei Soliduslinie (*Solidification*) und Lösungsglühtemperatur 738 K (465 °C) (Gleichgewicht).

[wt%]	JMatPro <i>Solidification</i>			JMatPro Gleichgewicht	
	226D_Ref	226D_V1	226D_V2	226D_V1	226D_V2
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	2,536	1,918	1,411	2,883	2,469
Al ₃ FeSi	1,965	0,369	0,278	-	-
AlFeMoMnSi	-	2,263	2,230	1,206	1,566
Al ₇ Cu ₄ Ni	0,676	0,416	0,331	0,419	0,330
Al ₇ Cu ₂ Fe	0,058	0,398	0,117	1,197	0,106
Al ₂ Cu	2,698	2,692	2,082	-	-
Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	0,681	0,469	0,393	0,169	0,053

Exemplarische metallographische Schliffe aus einer Hohlzugprobe der Legierung 226D_Ref in T5mod 230 sind in Abbildung 81 und Anhang Tabelle 50 sowie Tabelle 51 dargestellt. Neben dem dunkelgrauen Al-Mischkristall und dem mittelgrauen Si-Netzwerk sind verschiedene hellgraue Phasen erkennbar, welche nebeneinander vorliegen können. Blockige hellgraue Phasen, teils eingebettet in weiße Bereiche, stehen für Fe-haltige intermetallische Phasen wie Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, erkennbar aus EDX-Mappings im Anhang Tabelle 50. Die länglichen bis nadeligen hellgrauen Phasen stehen ebenfalls für Fe-haltigen intermetallischen Phasen, konkret Al₃FeSi. Die übrigen weißen blockigen und fibrösen Bereiche stellen verschiedene Cu-haltige intermetallische Phasen wie Al₂Cu, Al₇Cu₄Ni und Al₇Cu₂Fe dar. Die weißen fibrösen Bereiche sind teils mit mittelgrauen Phasen durchsetzt, was das Al₂Cu-Al₅Cu₂Mg₈Si₆-Eutektikum darstellt.

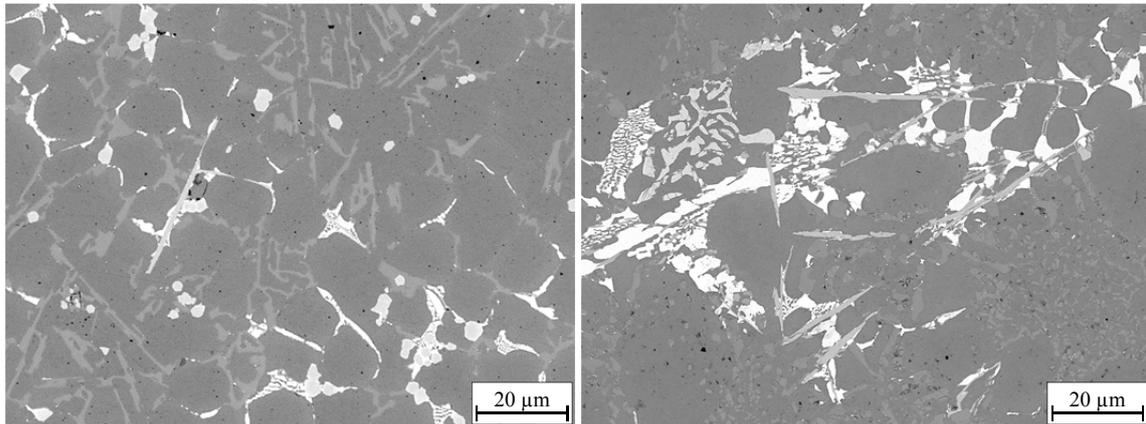


Abbildung 81: BSE-Aufnahmen von 226D_Ref T5mod 230 bei 5 kV Beschleunigungsspannung. Dunkelgraue Bereiche: Al-Mischkristall; mittelgraues Netzwerk: Al/Si-Eutektikum; hellgraue Phasen: Fe-haltige intermetallische Phasen; weiße Phasen: Cu-haltigen intermetallische Phasen.

In Schlifften aus Hohlzugproben der Versuchslegierung 226D_V1 in T5mod 230, vgl. Abbildung 82 und Anhang Tabelle 50, sind neben dem dunkelgrauen Al-Mischkristall und dem mittelgrauen Si-Netzwerk verschiedene hellgraue und weiße intermetallische Phasen erkennbar. Die hellgrauen Phasen stehen wiederum für Fe-haltige intermetallische Phasen wie $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ und zusätzlich $AlFeMoMnSi$. Zudem sind $AlFeSiCu$ -Phasen zu beobachten. Bei den weißen blockigen und teils fribösen Bereichen handelt es sich hauptsächlich um Cu-haltige Phasen wie Al_2Cu und Al_7Cu_4Ni . Nach dem Lösungsglühen bei 738 K (465 °C), vergleichbar mit dem metallographischen Schliff einer Hohlzugprobe in T6red 230, ist das mittelgraue Si-Netzwerk deutlich fragmentiert und eingeformt worden. Des Weiteren hat sich ein Großteil der Cu-haltigen weißen Phasen aufgelöst, wobei noch immer Al_2Cu und Cu/Ni-haltige intermetallische Phasen wie Al_7Cu_4Ni übrig geblieben sind. Außerdem konnte die Mg-haltige intermetallische Phase $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ nicht vollständig aufgelöst, aber stark verrundet werden. Die hellgrauen Fe-haltigen Bereiche wurden von der Lösungsglühlung nicht beeinflusst.

Die Bestimmung des Radius der Äste des eutektischen Si ergaben im Zustand T5mod 230 einen Wert von $(0,31 \pm 0,04) \mu m$. Dieser Radius der Si-Äste kann in Abbildung 12 genutzt werden, um die Desintegrationszeit des eutektischen Si abzuschätzen, welche für die entsprechende Lösungsglühtemperatur nötig ist, um letztlich einen Anhaltspunkt für die wiederum benötigte Lösungsglühdauer zu erhalten.

Im Falle der Versuchslegierung 226D_V2 zeigt sich im Zustand T5mod 230, vgl. Abbildung 83 und Anhang Tabelle 50, ebenso neben dem üblichen dunkelgrauen Al-Mischkristall und dem mittelgrauen Si-Netzwerk verschiedene hellgraue und weiße intermetallische Phasen, welche qualitativ identisch zu der Legierung 226D_V1 zu bewerten sind. Im lösungsgeglühten Zustand rechts ist das mittelgraue Si-Netzwerk ebenfalls deutlich fragmentiert und eingeformt worden. Außerdem haben sich hier nahezu alle Cu-haltigen weißen Phasen aufgelöst, lediglich wenige Cu/Ni-haltige intermetallische Phasen sind übrig geblieben. Des Weiteren wurden auch nahezu alle

$\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ -Phasen in Lösung gebracht. Die hellgrauen Fe-haltigen Bereiche wurden von der Lösungsglühung nicht beeinflusst.

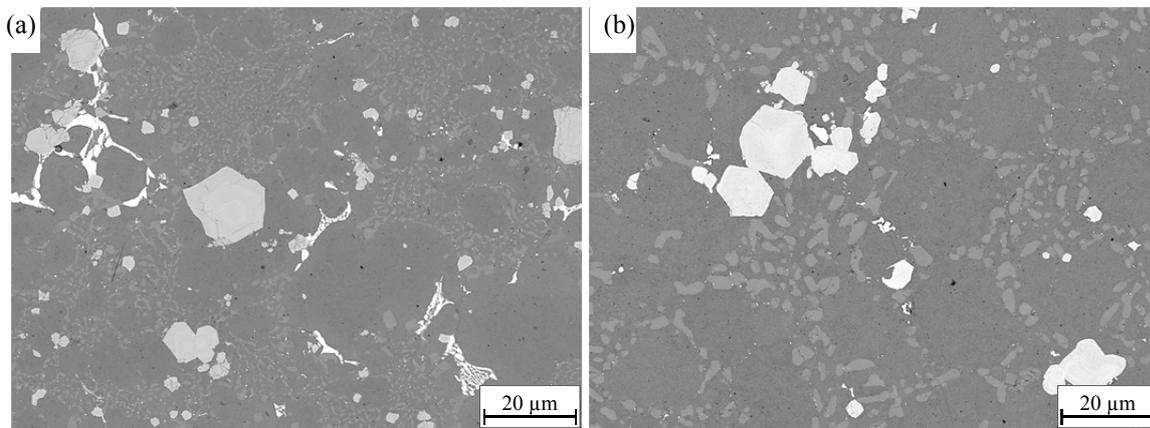


Abbildung 82: BSE-Aufnahme von 226D_V1 in (a) T5mod 230 und (b) T6red 230 bei 5 kV Beschleunigungsspannung. Dunkelgraue Bereiche: Al-Mischkristall; mittelgraues Netzwerk: Al/Si-Eutektikum; hellgraue Phasen: Fe-haltige Phasen; weiße Phasen: Cu-haltige intermetallische Phasen.

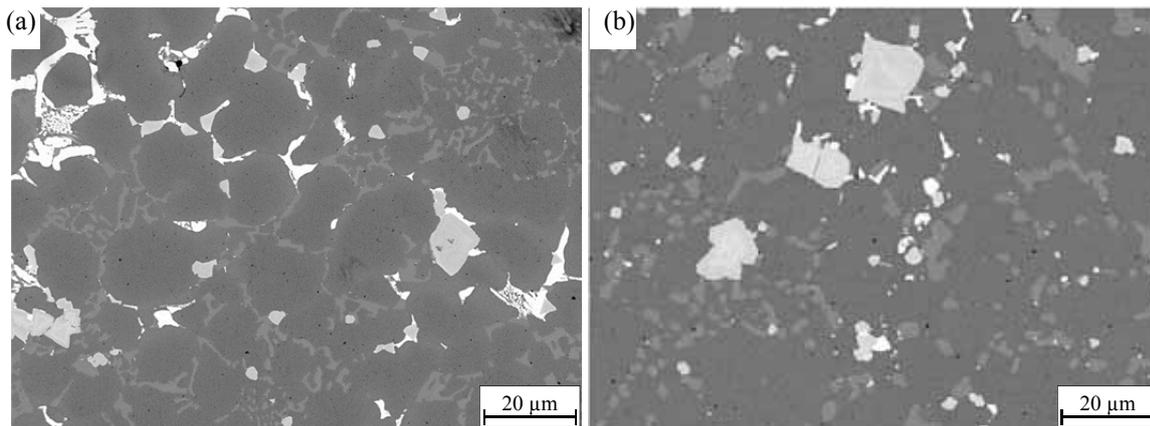


Abbildung 83: BSE-Aufnahme von 226D_V2 in (a) T5mod 230 und (b) T6red 230 bei 5 kV Beschleunigungsspannung. Dunkelgraue Bereiche: Al-Mischkristall; mittelgraues Netzwerk: Al/Si-Eutektikum; hellgraue Phasen: Fe-haltige Phasen; weiße Phasen: Cu-haltige Phasen.

5.4.2 Röntgendiffraktometrie

Die Diffraktogramme aus der Masterarbeit Ernst [148] der Versuchslegierungen und –zustände in Abbildung 84 zeigen deutlich erkennbar die Peaklagen von Al und Si. Aufgrund der hohen Phasenanteile und nahezu identischen Elementgehalte sind keine nennenswerten Unterschiede zwischen den Proben festzustellen.

Die Indizierung der Peaks für Al_2Cu und der Q-Phase $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ in Abbildung 85 und die Auflistung in Tabelle 38 und Tabelle 39 zeigen für Al_2Cu in den Zuständen T5mod ein deutliches Vorhandensein der farblich markierten Peaks, welche in den Zuständen T6red ausbleiben. Vergleichbare Beobachtung ist bei $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ zu beobachten, allerdings aufgrund des geringeren Phasenanteils in deutlich geringerer Ausprägung. Die aus der PDF-Datei nicht aufgelisteten Netzebenen heben sich aus dem Untergrundrauschen nicht ab. Die Q-Phase $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ entspricht in der PDF-Datei der Phase $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$.

Die reduzierte Peakanzahl für die Fe-haltige intermetallische Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ in Abbildung 86 und Tabelle 40 ist für alle Legierungen und Zustände in schwacher Ausprägung vorhanden. Für Al_5FeSi sind schwache Ansätze für ausgewählte Peaks nur in Variante 226D_Ref T5mod 230 vorhanden, vgl. Abbildung 86 und Tabelle 41.

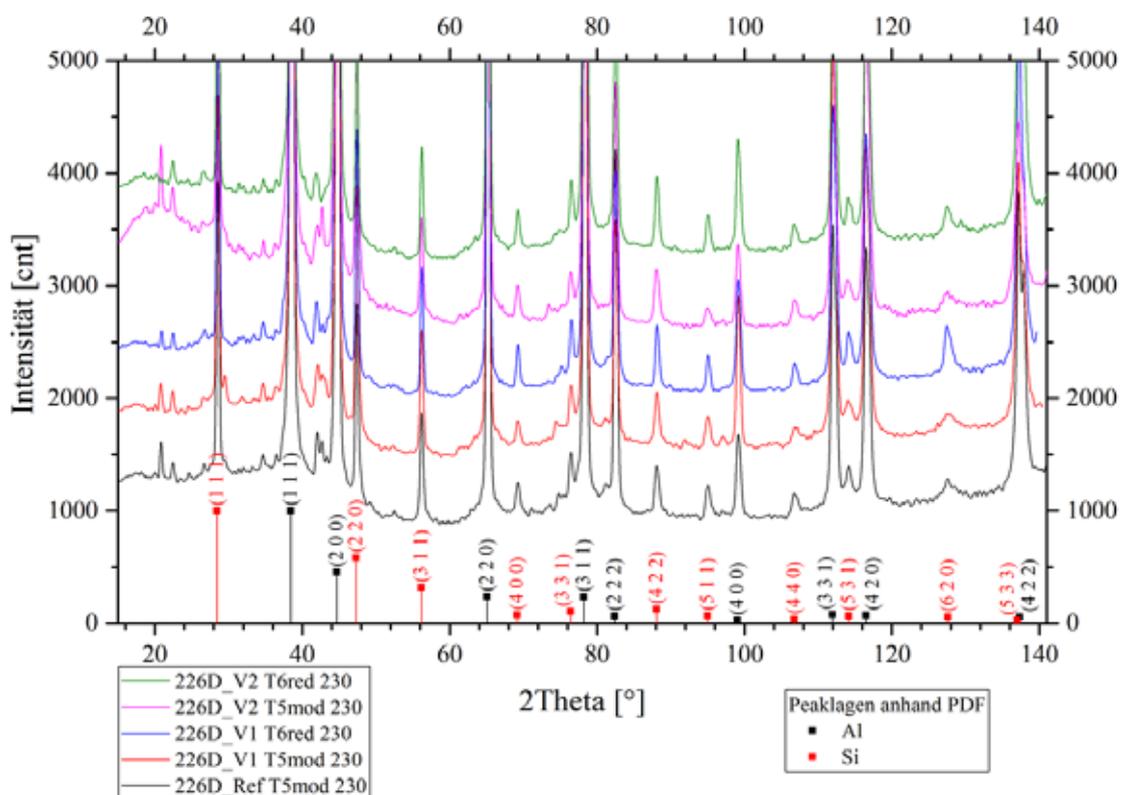


Abbildung 84: akkumulierte Diffraktogramme der Versuchslegierungen und –zustände mit Peaklagen von Al und Si.

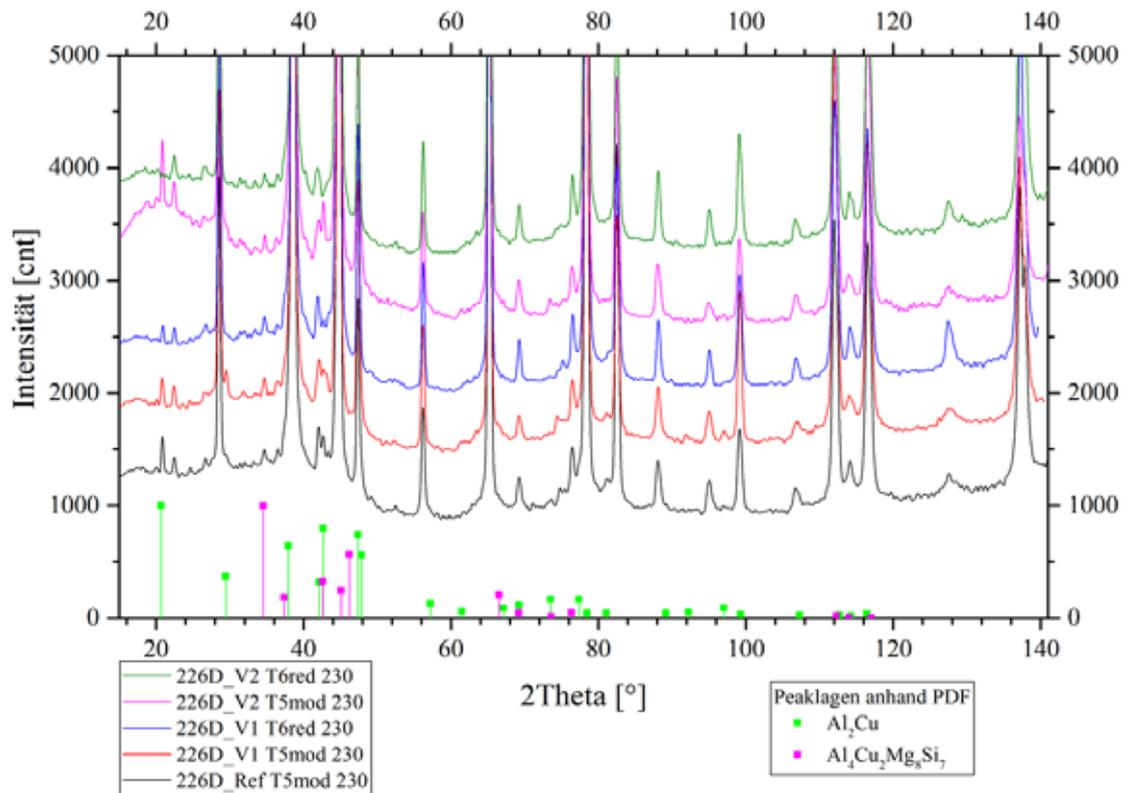


Abbildung 85: akkumulierte Diffraktogramme der Versuchslegierungen und -zustände mit Peaklagen von Al_2Cu und $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$.

Tabelle 38: Indizierung der Al_2Cu -Peaks der Diffraktogramme anhand von PDF 04-001-0923. „o“ unverändert ggü. Referenz; „+“ mehr ggü. Referenz; „-“ weniger ggü. Referenz; „- -“ Ausbleiben des Peaks.

2 Theta [°]	rel. Intensität	Indizes	226D Ref	226D V1	226D V1	226D V2	226D V2	Bem.
			T5mod 230	T5mod 230	T6red 230	T5mod 230	T6red 230	
20,702	1000	(110)	o	o	-	+	--	+ 0,15°
29,440	368	(200)	o	+	--	o	--	+ 0,05°
37,946	640	(211)	Schulterbereich Si-Peak (Überlagerung)					
42,121	320	(220)	o	o	-	o	-	Überlagerung
42,655	794	(112)	o	o	-	+	--	Überlagerung
47,377	743	(310)	Überlagerung mit Si					
47,865	559	(202)	Schulterbereich Si-Peak (Überlagerung)					
57,197	127	(222)	o	o	--	o	-	schwach
67,131	88	(213)	o	o	o	+	--	schwach
69,247	114	(420)	Überlagerung mit Si & Q-Phase					
73,532	166	(402)	o	-	--	o	--	schwach
77,355	167	(332)	Schulterbereich Al-Peak (Überlagerung)					
78,459	43	(004)	Überlagerung mit Al					
81,121	43	(422)	o	o	--	o	--	schwach
89,210	44	(521)	o	o	--	-	--	schwach
92,255	53	(512)	o	o	--	o	--	schwach
97,051	92	(314)	o	o	--	o	--	schwach
99,334	33	(600)	Überlagerung mit Al					
107,314	22	(532)	Überlagerung mit Si					
112,716	23	(523)	Schulterbereich Al- & Q-Phase Peak (Überlagerung)					
114,287	16	(215)	Überlagerung mit Si und Q-Phase					
116,461	39	(424)	Überlagerung mit Al					

Tabelle 39: Indizierung der $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$ -Peaks ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$) der Diffraktogramme anhand von PDF 65-4506. „o“ unverändert ggü. Referenz; „+“ mehr ggü. Referenz; „-“ weniger ggü. Referenz; „-“ Ausbleiben des Peaks.

2 Theta [°]	rel. Intensität	Indizes	226D Ref	226D V1	226D V1	226D V2	226D V2	Bem.
			T5mod 230	T5mod 230	T6red 230	T5mod 230	T6red 230	
34,520	999	(211)	o	o	o	o	o	+ 0,16°
37,380	184	(301)	Schulterbereich Al- & Al_2Cu -Peak					
42,605	328	(131)	o	o	-	+	--	Überlagerung
45,100	248	(002)	Schulterbereich Al-Peak					
46,181	566	(401)	o	o	o	+	-	schwach
66,531	205	(142)	o	o	-	o	o	Schwach
69,196	45	(521)	Überlagerung mit Al_2Cu & Si					
73,606	15	(350)	Überlagerung mit Al_2Cu					
76,369	47	(213)	Überlagerung mit Si					
112,307	16	(533)	Überlagerung mit Al & Al_2Cu					
114,042	6	(462)	Überlagerung mit Si & Al_2Cu					
117,055	5	(324)	Überlagerung mit Al & Al_2Cu					

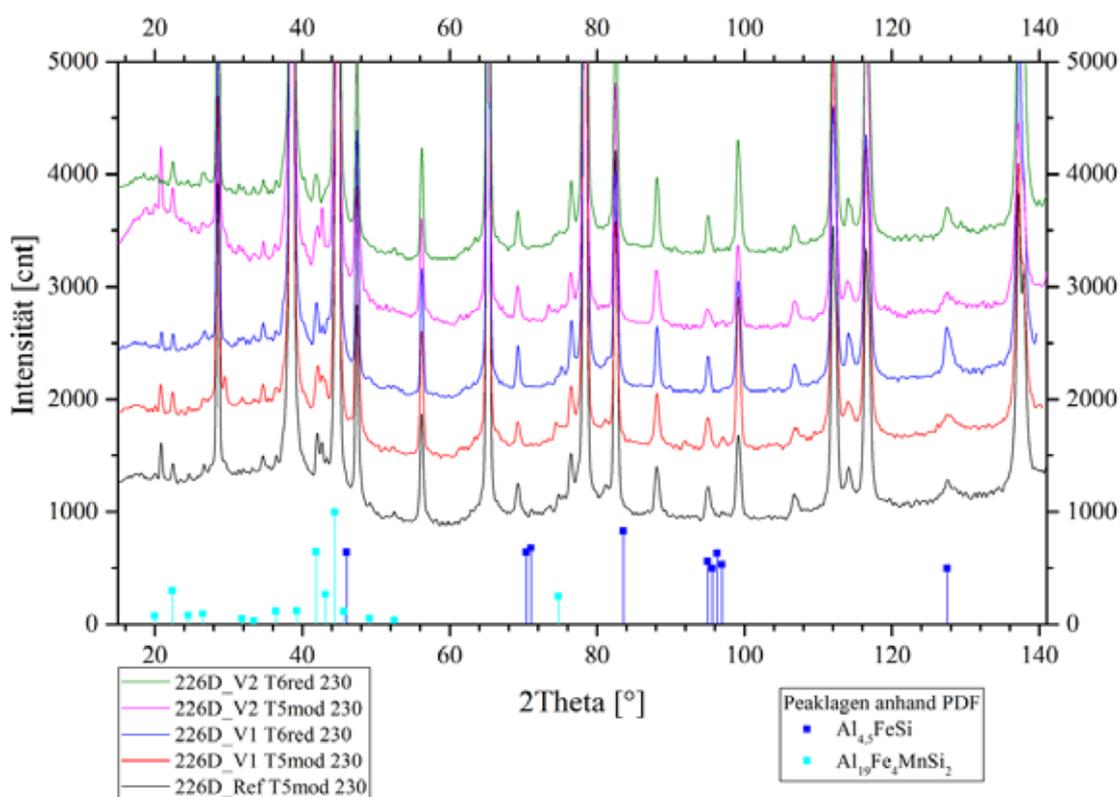


Abbildung 86: akkumulierte Diffraktogramme der Versuchslegierungen und -zustände mit Peaklagen von $\text{Al}_{4,5}\text{FeSi}$ und $\text{Al}_{19}\text{Fe}_4\text{MnSi}_2$.

Tabelle 40: Indizierung der $\text{Al}_{19}\text{Fe}_4\text{MnSi}_2$ -Peaks ($\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$) der Diffraktogramme anhand von PDF 01-071-4015. „o“ unverändert ggü. Referenz; „+“ mehr ggü. Referenz; „-“ weniger ggü. Referenz; „-“ Ausbleiben des Peaks.

2 Theta [°]	rel. Intensität	Indizes	226D Ref	226D V1	226D V1	226D V2	226D V2	Bem.
			T5mod 230	T5mod 230	T6red 230	T5mod 230	T6red 230	
19,979	78	(220)						schwach
22,366	298	(013)	o	o	o	o	o	
24,532	80	(222)						schwach
26,532	96	(321)						schwach
31,838	50	(420)						schwach
33,436	30	(332)						schwach
36,446	117	(510)	o	o	o	o	o	
39,256	120	(521)	Schulterbereich Al-Peak					
41,907	646	(530)	Überlagerung mit Al_2Cu -Peak					
43,182	269	(600)						schwach
44,427	999	(235)	Überlagerung mit Al-Peak					
45,646	113	(620)	Schulterbereich Al-Peak					
49,159	53	(631)						schwach
52,495	34	(640)						schwach
74,765	251	(358)						schwach

Tabelle 41: Indizierung der $\text{Al}_{4,5}\text{FeSi}$ -Peaks (Al_5FeSi) der Diffraktogramme anhand von PDF 20-0031. „o“ unverändert ggü. Referenz; „+“ mehr ggü. Referenz; „-“ weniger ggü. Referenz; „-“ Ausbleiben Peak.

2 Theta [°]	rel. Intensität	Indizes	226D Ref	226D V1	226D V1	226D V2	226D V2	Bem.
			T5mod 230	T5mod 230	T6red 230	T5mod 230	T6red 230	
46,007	640	(208)	o	-	-	-	-	schwach
70,392	640	(40-8)	o	-	-	-	-	schwach
71,025	680	(048)	o	-	-	-	-	schwach
83,581	830	(0 0 18)	Schulterbereich Al-Peak (Überlagerung)					
95,039	560	(3 1 -17)	Überlagerung Si-Peak					
95,676	500	(1 3 -17)						schwach
96,307	630	(1 3 17)						schwach
96,938	530	(3 1 17)	o	-	-	-	-	
127,536	500	(1 5 17)	Überlagerung Si-Peak					schwach

5.4.3 Quasistatische mechanische Kennwerte und JMatPro®

JMatPro® ist in der Lage die Dehngrenze von Al-Legierungen bei Raumtemperatur, erhöhter Temperatur oder nach einer Langzeit-Temperaturbelastung zu berechnen. In Tabelle 42 sind die berechneten Werte für $R_{p0,2}$ bei Raumtemperatur aufgeführt. Die Berechnungen der Warmfestigkeit sowie Dehngrenze nach Langzeit-Temperaturbelastung sind in den Diagrammen basierend auf den Raumtemperaturwerten als Linien mit eingezeichnet.

Tabelle 42: JMatPro®-Berechnung der Dehngrenzen bei Raumtemperatur der Versuchslegierungen.

Leg.	226D_Ref			
Var.	T5mod 230			
R _{p0,2}	217 MPa			
Leg.	226D_V1			
Var.	T5mod 230	T5mod 200	T6red 230	T6red 200
R _{p0,2}	208 MPa	242 MPa	306 MPa	310 MPa
Leg.	226D_V2			
Var.	T5mod 230	T5mod 200	T6red 230	T6red 200
R _{p0,2}	196 MPa	222 MPa	297 MPa	302 MPa

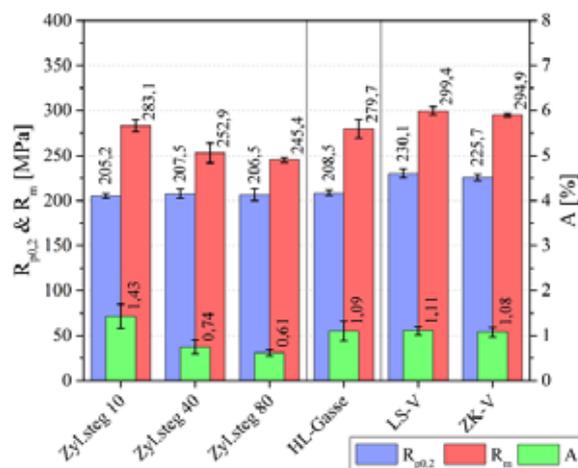


Abbildung 87: Quasistatische Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur von 226D_Ref im Zustand T5mod 230. Zyl.steg 10 40 80 – Zylinderstegtiefe 10 mm, 40 mm, 80 mm; HL-Gasse – Hauptlagergasse; LS-V – Lagerstuhlverschraubung; ZK-V – Zylinderkopfverschraubung.

In Abbildung 87 bis Abbildung 89 sind die quasistatischen mechanischen Kennwerte der Referenzlegierung sowie der Versuchslegierung und –wärmebehandlungen dargestellt. Die Probenpositionen sind im Anhang in Abbildung 120 schematisch dargestellt.

Nachfolgend zeigen Abbildung 90 bis Abbildung 92 die Warmfestigkeit der Legierungs- und Wärmebehandlungsvarianten. Es gilt anzumerken, dass die beiden durchgezogenen Linien den JMatPro®-Berechnungen entsprechen, basierend auf den experimentellen Minimal- und Maximalwerten bei Raumtemperatur. Die farbigen Punkte repräsentieren die experimentellen Mittelwerte der sechs verschiedenen Probenpositionen im Kurbelgehäuse und verdeutlichen damit die Spannweite der möglichen Kennwerte im Bauteil.

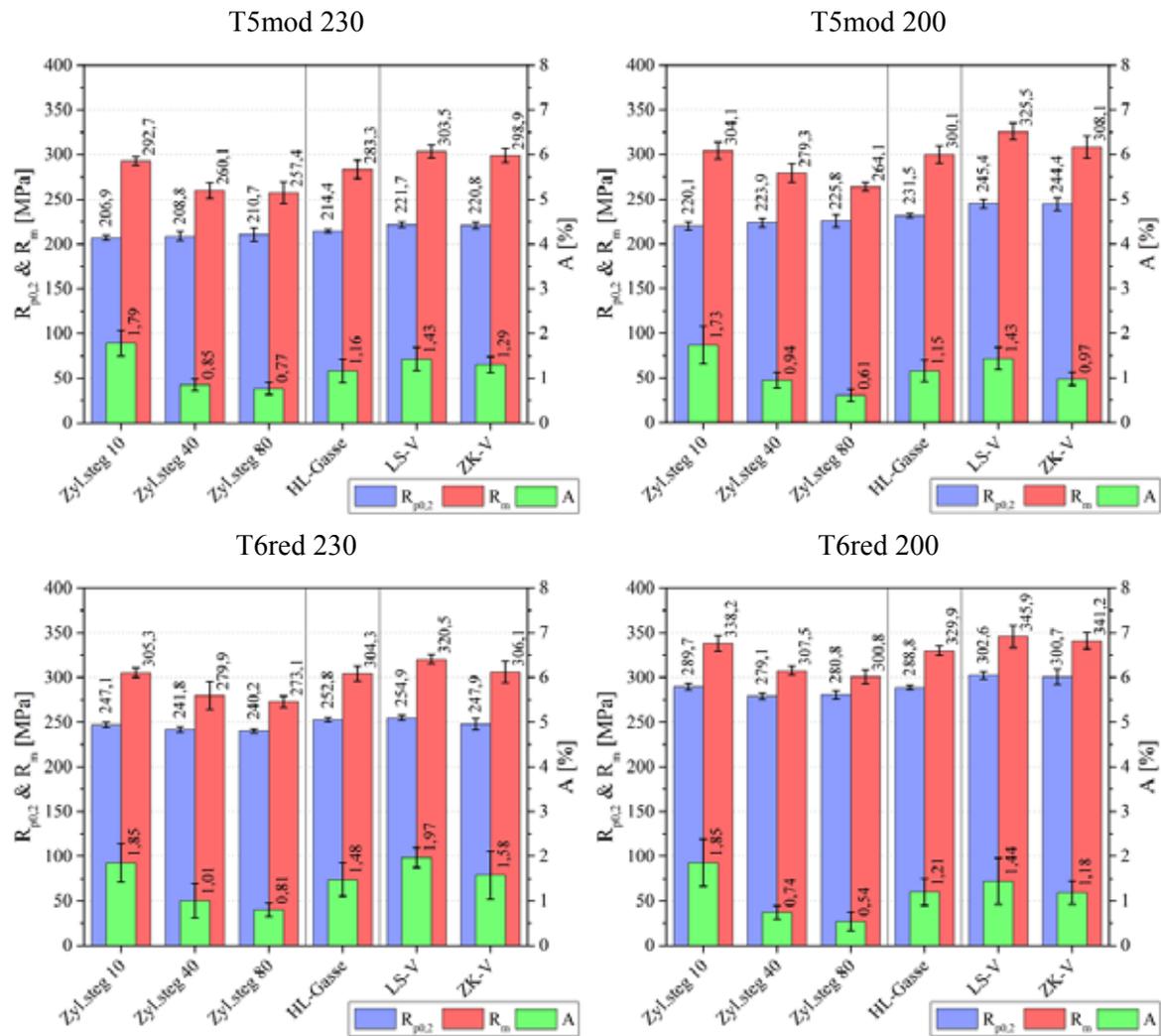


Abbildung 88: Quasistatische Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur von 226D_V1. Zyl.steg 10 – Zylinderstegtiefe 10 mm; Zyl.steg 40 – Zylinderstegtiefe 40 mm; Zyl.steg 80 – Zylinderstegtiefe 80 mm; HL-Gasse – Hauptlagergasse; LS-V – Lagerstuhlverschraubung; ZK-V – Zylinderkopfverschraubung.

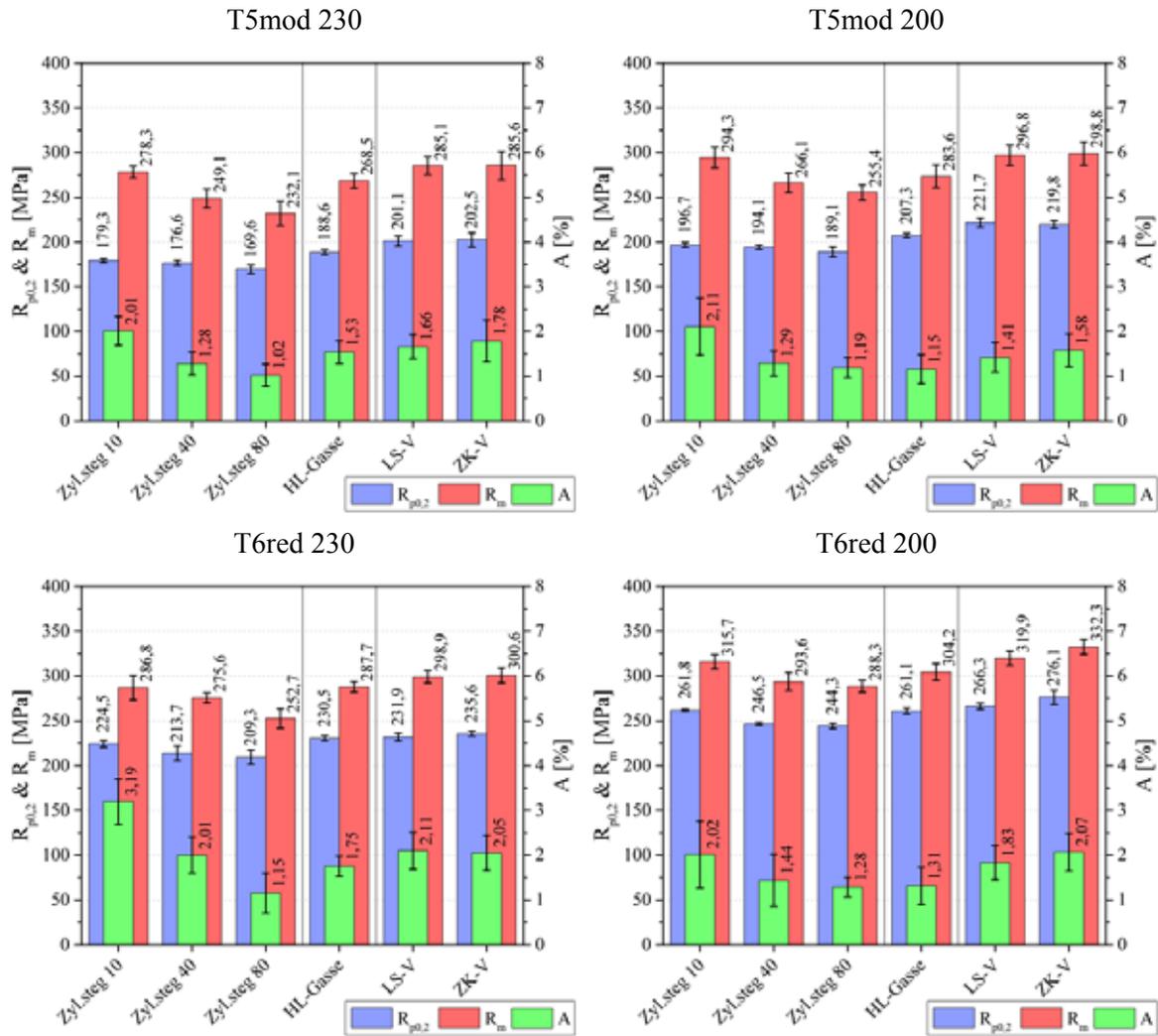


Abbildung 89: Quasistatische Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur von 226D_V2. Zyl.steg 10 – Zylinderstegtiefe 10 mm; Zyl.steg 40 – Zylinderstegtiefe 40 mm; Zyl.steg 80 – Zylinderstegtiefe 80 mm; HL-Gasse – Hauptlagergasse; LS-V – Lagerstuhlverschraubung; ZK-V – Zylinderkopfverschraubung.

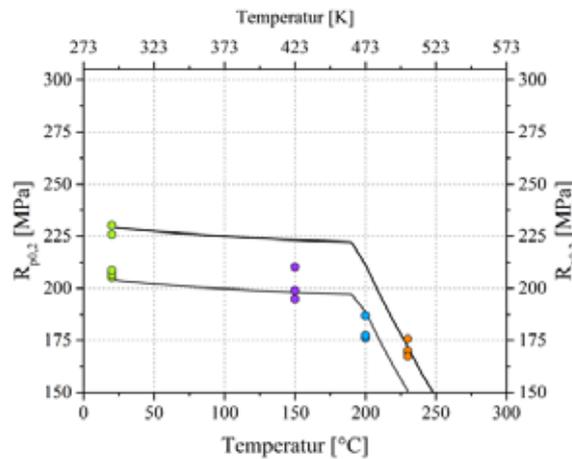


Abbildung 90: Warmfestigkeit von 226D_Ref im Zustand T5mod 230. Dargestellt sind die Mittelwerte der beprobten Positionen im Kurbelgehäuse. Die durchgezogenen Linien entsprechen den JMatPro®-Berechnungen basierend auf den experimentellen Max/Min-Werten bei Raumtemperatur.

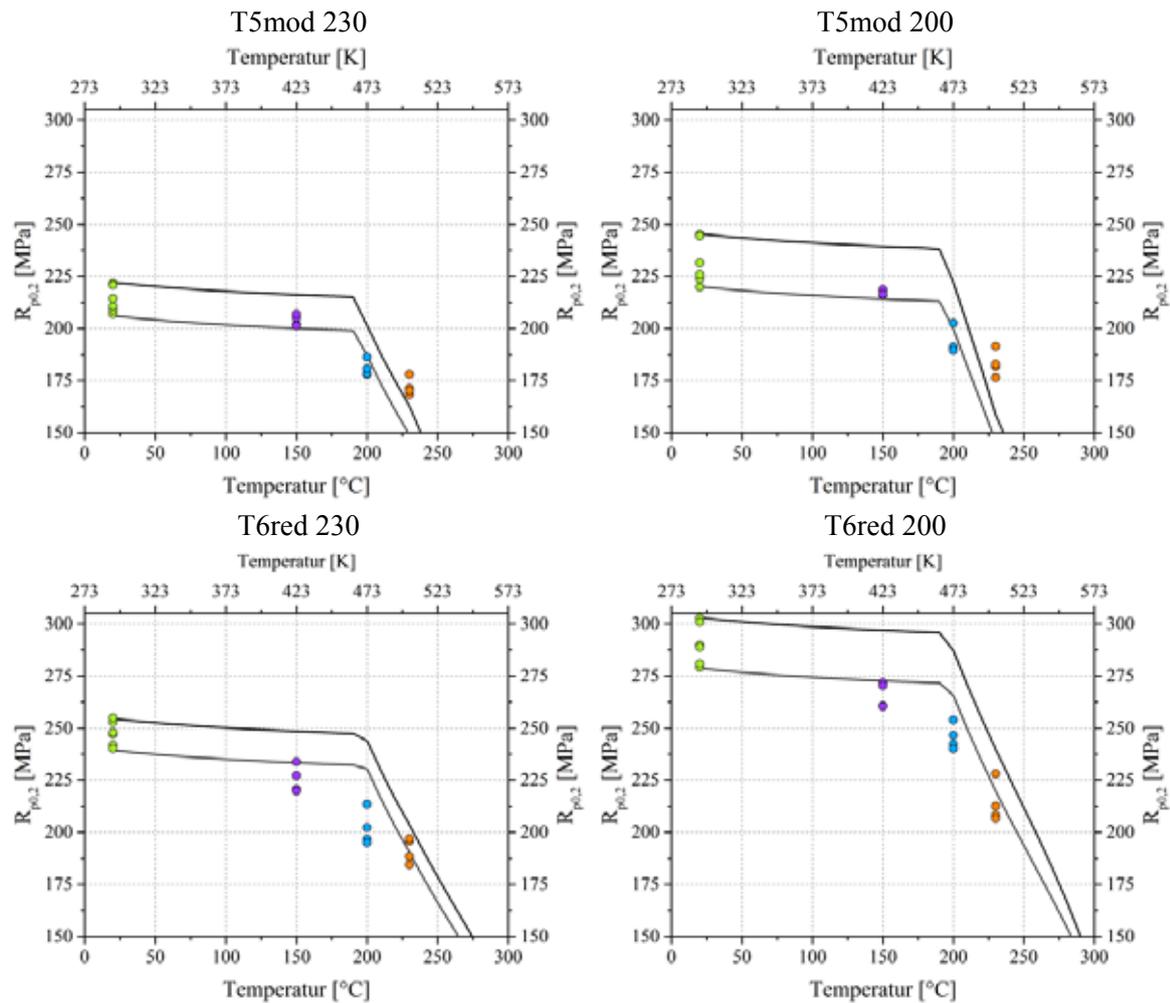


Abbildung 91: Warmfestigkeit von 226D_V1. Dargestellt sind die Mittelwerte der beprobten Positionen im Kurbelgehäuse. Die durchgezogenen Linien entsprechen den JMatPro®-Berechnungen basierend auf den experimentellen Max/Min-Werten bei Raumtemperatur.

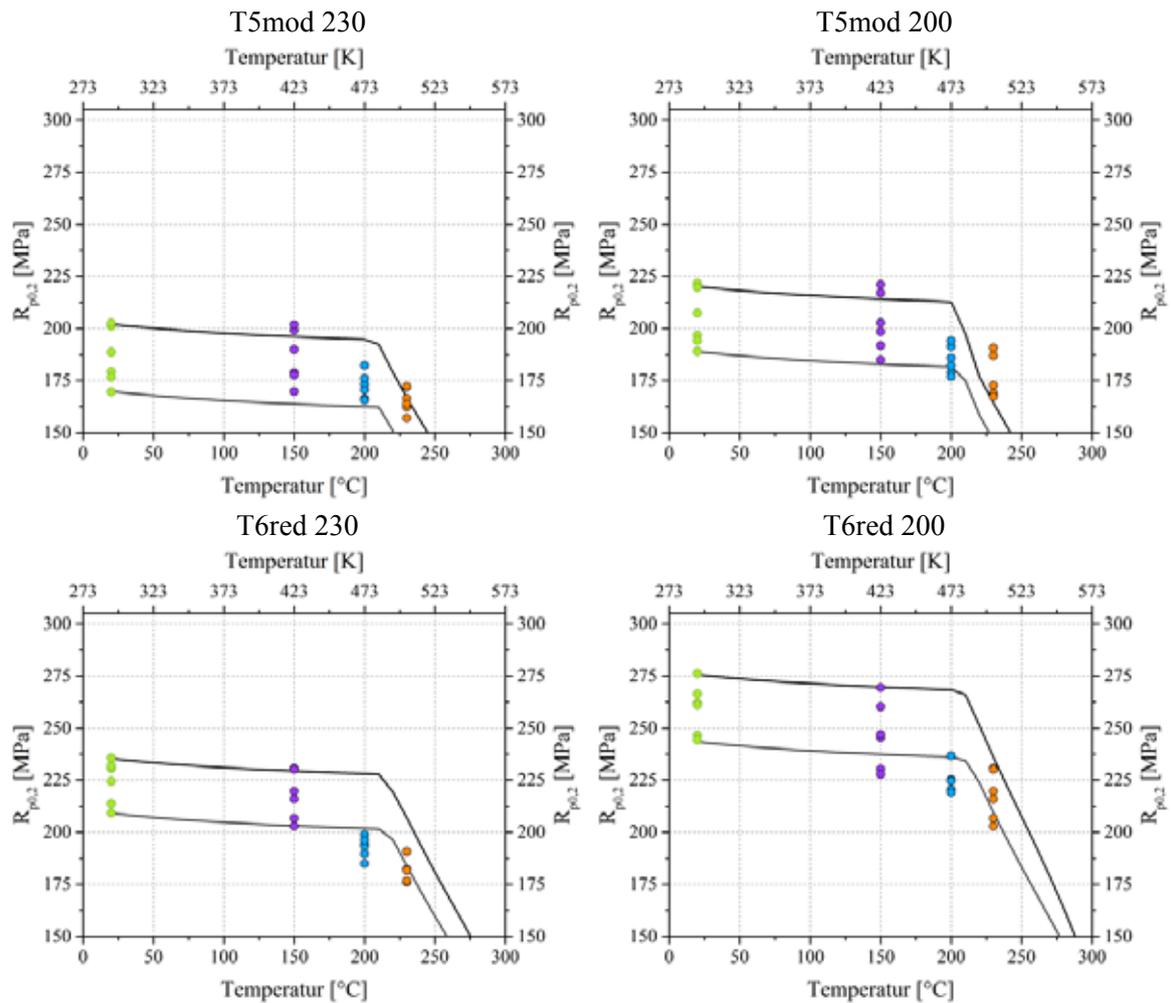


Abbildung 92: Warmfestigkeit von 226D_V2. Dargestellt sind die Mittelwerte der beprobten Positionen im Kurbelgehäuse. Die durchgezogenen Linien entsprechen den JMatPro®-Berechnungen basierend auf den experimentellen Max/Min-Werten bei Raumtemperatur.

Im Gegenzug sind in Abbildung 93 bis Abbildung 95 die Werte der Dehngrenze bei Raumtemperatur nach einer Langzeit-Temperaturbelastung von 500 h bei der entsprechenden Temperatur dargestellt. Die durchgezogenen Linien entsprechen wieder den JMatPro®-Berechnungen basierend auf den experimentellen Minimal- und Maximal-Werten bei Raumtemperatur. Die farbigen Punkte stehen analog wie bei den Darstellungen der Warmfestigkeit für die experimentellen Mittelwerte der sechs verschiedenen Probenpositionen im Kurbelgehäuse und verdeutlichen damit wiederum die Spannweite der möglichen Kennwerte im Bauteil.

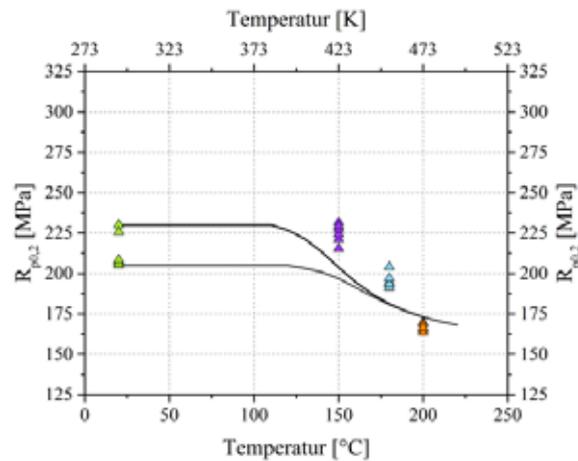


Abbildung 93: Raumtemperatur-Dehngrenze nach Langzeittemperaturbelastung von 226D_Ref im Zustand T5mod 230. Mittelwerte der beprobten Positionen im Kurbelgehäuse. Durchgezogene Linien entsprechen JMatPro®-Berechnungen basierend auf experimentellen Max/Min-Werten bei Raumtemperatur.

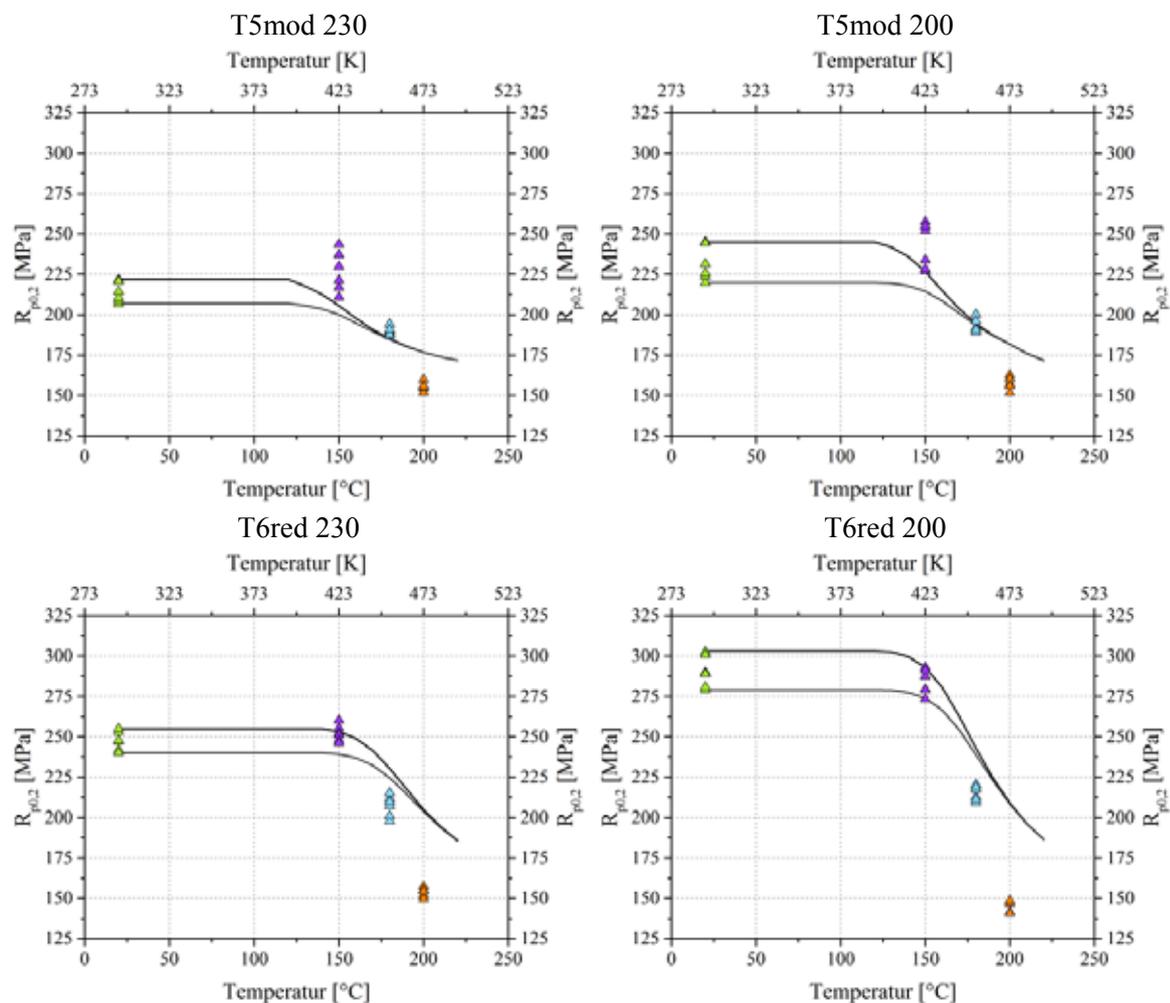


Abbildung 94: Raumtemperatur-Dehngrenze nach Langzeittemperaturbelastung von 226D_V1. Mittelwerte der beprobten Positionen im Kurbelgehäuse. Durchgezogene Linien entsprechen JMatPro®-Berechnungen basierend auf experimentellen Max/Min-Werten bei Raumtemperatur.

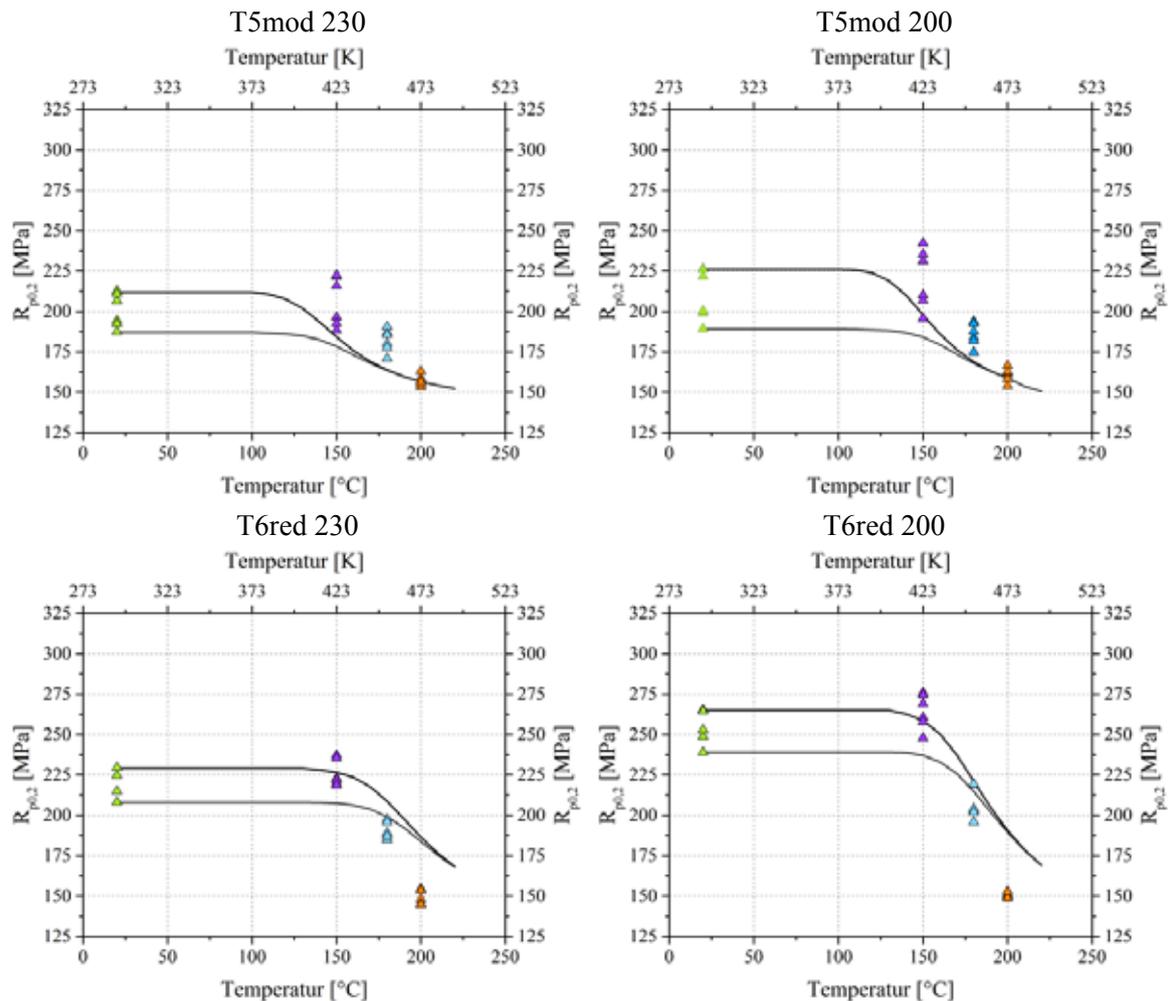


Abbildung 95: Raumtemperatur-Dehngrenze nach Langzeittemperaturbelastung von 226D_V2. Mittelwerte der beprobten Positionen im Kurbelgehäuse. Durchgezogene Linien entsprechen JMatPro®-Berechnungen basierend auf experimentellen Max/Min-Werten bei Raumtemperatur.

5.4.4 Dauerschwellfestigkeit bei erhöhter Temperatur

Die dynamischen mechanischen Kennwerte mit den Prüfbedingungen aus Kapitel 4.1.5 sind für das Referenzmaterial in Abbildung 96 und für die Versuchslegierungen und –wärmebehandlungen in der darauffolgenden Abbildung 97 dargestellt. Die Fehlerbalken stellen dabei das 95 % Konfidenzintervall in positiver und negativer Richtung dar. Die Standardprobe dient der Bewertung der Hauptlagergasse und die Hohl-Probe der Bewertung der vorgegossenen Verschraubungsbereiche der Hauptlagerdeckel.

In Abbildung 98 sind die Werte der Dauerfestigkeit P_{ü50} über die jeweilige Dehngrenze bei Raumtemperatur der entsprechenden Probenposition aufgetragen. Dabei werden für jede Variante Gruppen erkennbar. Zudem ist für T5mod ein mit zunehmender Dehngrenze steigender Trend der Dauerfestigkeit zu beobachten, welcher sich bei T6red nicht abbildet.

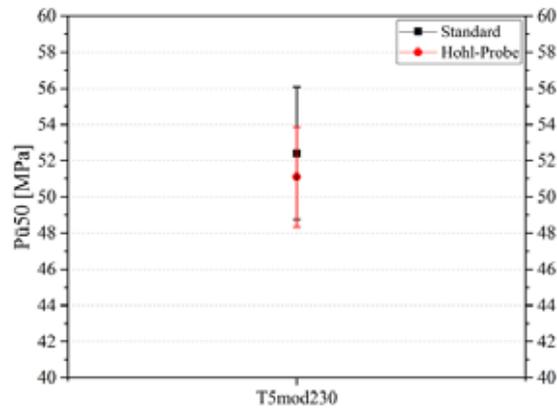


Abbildung 96: Dauerfestigkeit von 226D_Ref Standardprobe und Hohl-Probe ($R = 0,05$; $T = 423 \text{ K}$ ($150 \text{ }^\circ\text{C}$); $f = 150 \text{ Hz}$).

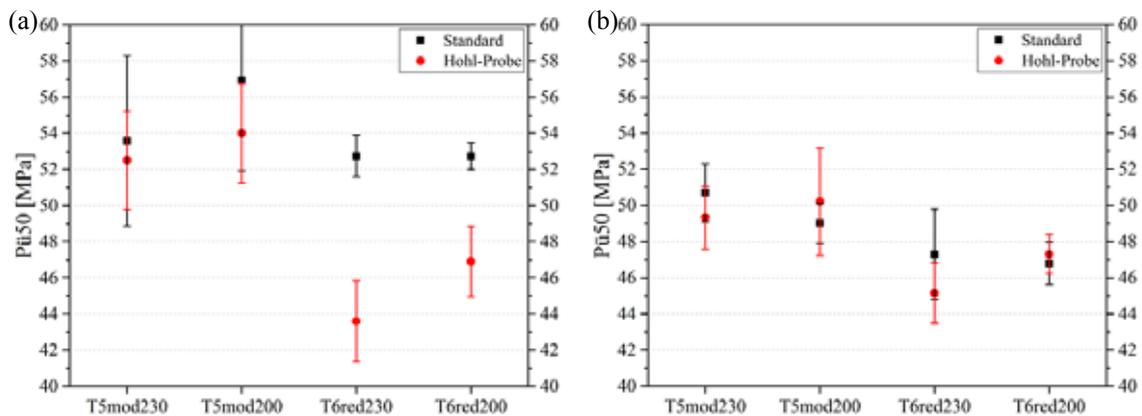


Abbildung 97: Dauerfestigkeit von (a) 226D_V1 und (b) 226D_V2 in verschiedenen Zuständen als Standardprobe und Hohl-Probe ($R = 0,05$; $T = 423 \text{ K}$ ($150 \text{ }^\circ\text{C}$); $f = 150 \text{ Hz}$).

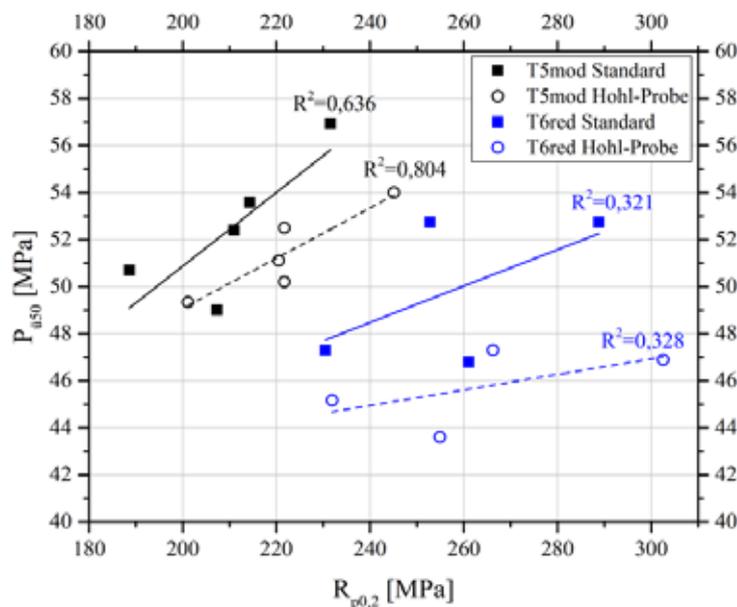


Abbildung 98: Gegenüberstellung der $P_{0,50}$ -Werte ($R = 0,05$; $T = 423 \text{ K}$ ($150 \text{ }^\circ\text{C}$); $f = 150 \text{ Hz}$) mit der Dehngrenze bei Raumtemperatur. T5mod und T6red sowie Standard- und Hohl-Probe bilden Gruppen.

Die Auftragung der ertragbaren Spannungsamplitude über dem relativen Dichteunterschied der Proben bzgl. der mit JMatPro® berechneten Dichte der Varianten ist in Abbildung 99 und Abbildung 100 dargestellt. Der relative Dichteunterschied bzgl. JMatPro® als Maß für die Porosität bzw. inneren Fehlstellen berechnet sich nach der unten stehenden Gleichung. Die gemessenen Werte stammen aus der Dichtebestimmung nach Archimedes der Dauerschwellfestigkeitsproben. Im Falle der 226D_V1 zeigt sich, dass bei der Standardprobe für >1,0 % Dichteunterschied ein Plateau für die Spannungsamplitude ergibt, wohingegen im Falle der hohlen HCF-Proben die ertragbare Spannungsamplitude weiter abfällt. Vergleichbares Bild zeigt sich auch für die Variante 226D_V2, wobei hier das Spannungsniveau allgemein etwas niedriger liegt. Die Referenzlegierung 226D_Ref befindet sich jeweils innerhalb der Verteilung der betrachteten Legierungsvariante.

$$\Delta \rho_{\text{rel}} = \frac{\rho_{\text{JMatPro}} - \rho_{\text{gemessen}}}{\rho_{\text{JMatPro}}} \quad [\%] \quad 54$$

Tabelle 43: Berechnete Dichte der Legierungs- und Wärmebehandlungsvarianten nach JMatPro®

Legierungsvariante	Dichte nach JMatPro®
226D_Ref T5mod	2,7644
226D_V1 T5mod	2,7634
226D_V2 T5mod	2,7478
226D_V1 T6red	2,7617
226D_V2 T6red	2,7463

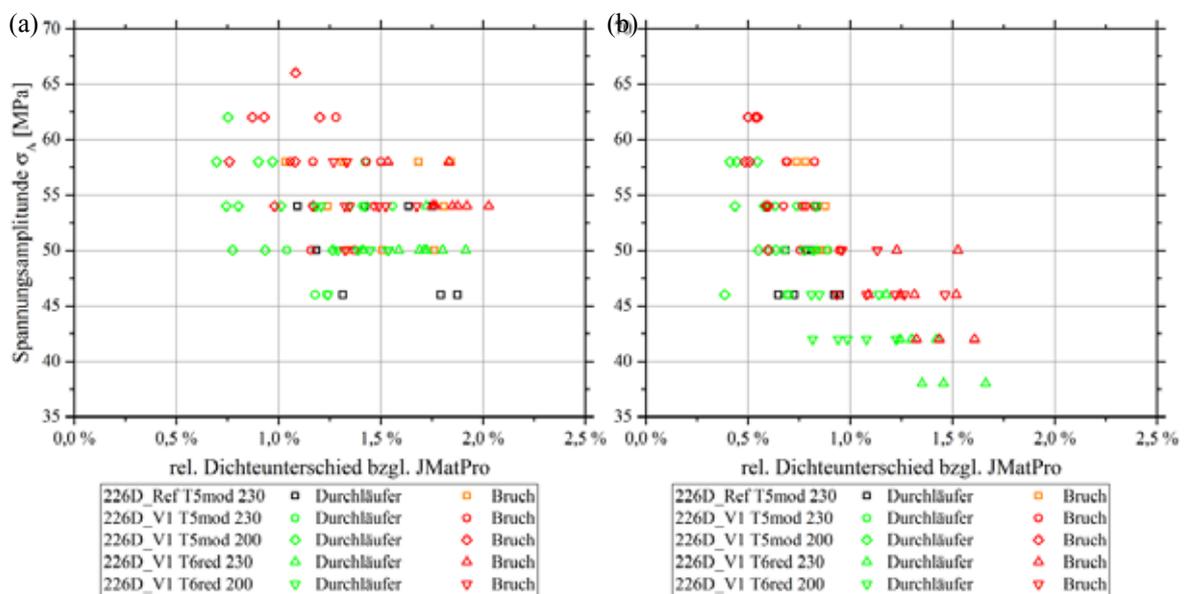


Abbildung 99: Spannungsamplitude σ_A für Dauerschwellfestigkeit bei $R = 0,05$; $T = 423 \text{ K}$ (150 °C); $f = 150 \text{ Hz}$: 226D_V1 mit 226D_Ref: Standard-HCF (a) und Hohl-HCF (b).

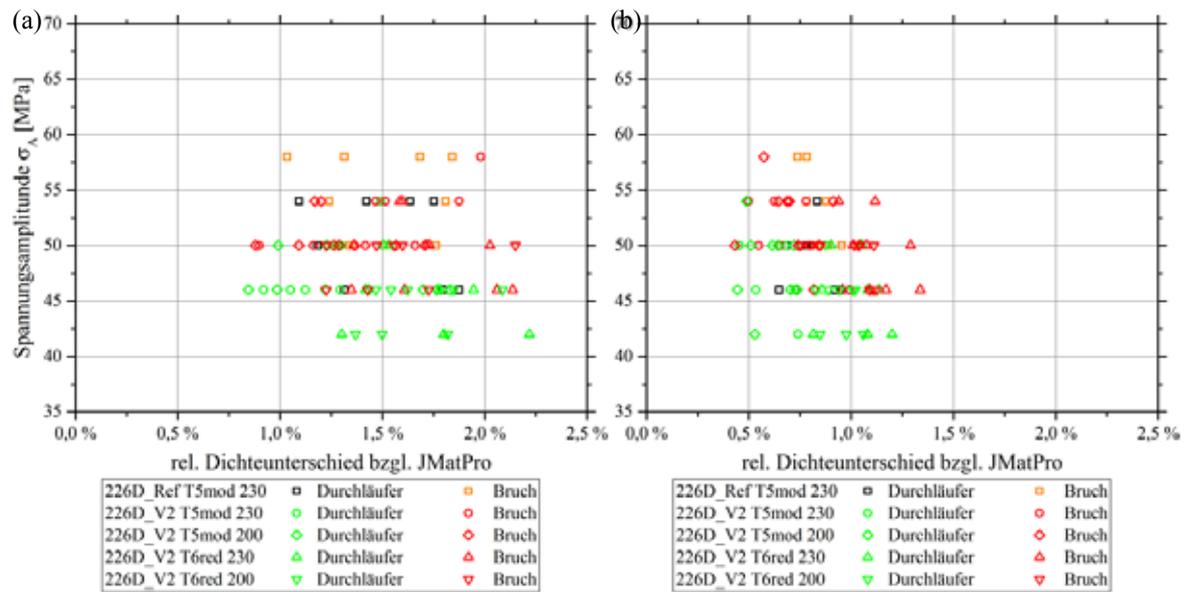


Abbildung 100: Spannungsamplitude σ_A für Dauerschwellfestigkeit bei $R = 0,05$; $T = 423 \text{ K}$ (150 °C); $f = 150 \text{ Hz}$: 226D_V2 mit 226D_Ref: Standard-HCF (a) und Hohl-HCF (b).

5.4.5 Kerbschlagbiegeversuch

Die Werte der instrumentierten Kerbschlagversuche des Referenzmaterials sind in Abbildung 101 dargestellt. Es ist erkennbar, dass die Proben mit V- und U-Kerb sehr niedrige Werte und die ungekerbten Proben eine höhere Kerbschlagarbeit aufweisen, allerdings mit einer vergleichsweise starken Streuung von ca. $\pm 40 \%$ behaftet sind. Die Werte der Versuchslegierungen und –wärmebehandlungen sind in Abbildung 102 dargestellt. Dabei zeigt sich, dass bei gleichbleibender Wärmebehandlung durch Legierungsanpassung bereits eine Steigerung der Kerbschlagarbeit von bis zu 44 % im Falle der 226D_V1 T5mod 230 und bis zu 50 % im Falle der 226D_V2 T5mod 230 zu erreichen ist. Durch Anwendung einer T6red-Wärmebehandlung bei gleichbleibender Legierung und Warmauslagerung ist eine Steigerung der Kerbschlagarbeit um bis zu 65 % möglich. Im Vergleich zum Referenzmaterial bedeutet dies eine maximale Steigerung um bis 90 % bzw. 115 %. Gleichzeitig sinkt die relative Streuung der Werte auf bis zu $\pm 12 \%$ bei kerblosen Proben ab.

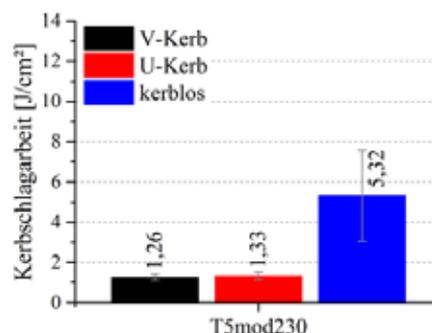


Abbildung 101: Kerbschlagarbeit verschiedener Kerbgeometrien der 226D_Ref in T5mod 230.

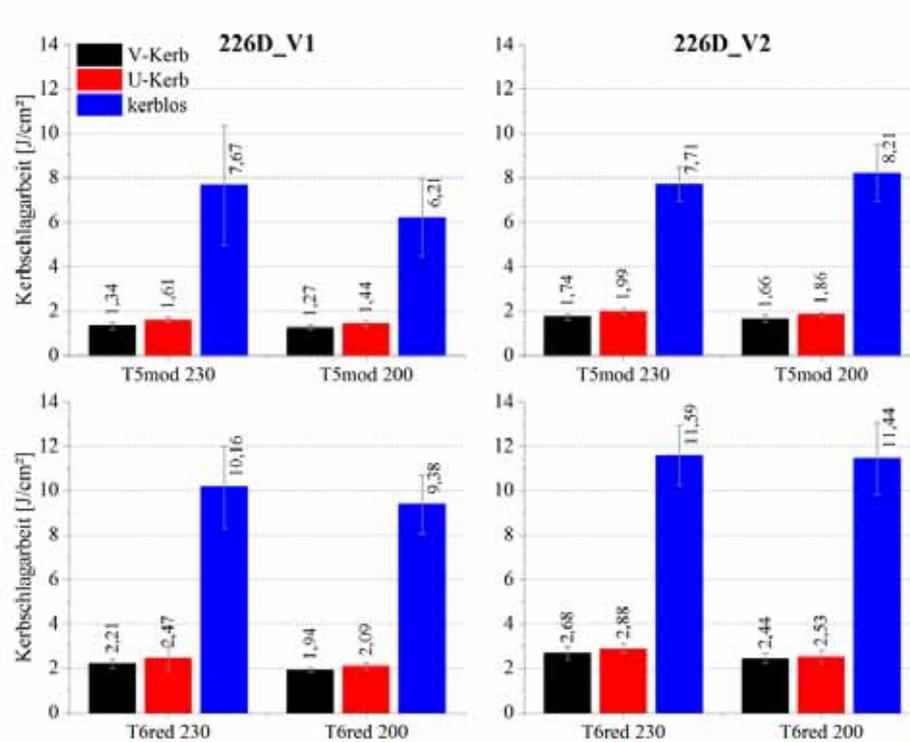


Abbildung 102: Kerbschlagarbeit bei verschiedener Kerbgeometrie der 226D_V1 und 226D_V2.

5.4.6 Differential Scanning Calorimetry und JMatPro® Ausscheidungssimulation

Die DSC-Kurve der Referenz-Legierung ist in Abbildung 103 dargestellt. Die entsprechenden Messwerte der Versuchslegierungen und –wärmebehandlungen sind in Abbildung 104 und Abbildung 105 gezeigt. Dabei sind deutliche Unterschiede zwischen T5mod 230 und T5mod 200 sowie insbesondere zwischen T6red 230 und T6red 200 festzustellen. Die auftretenden Peaks, welche als miteinander vergleichbar eingestuft werden, sind mit den gleichen Buchstaben indiziert und in Tabelle 44 aufgelistet.

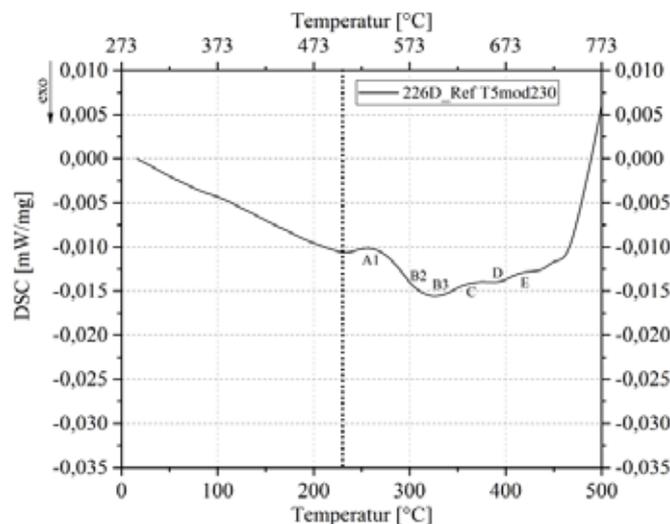


Abbildung 103: DSC-Kurve der Legierung 226D_Ref.

Tabelle 44: Temperaturbereiche der identifizierten Peaks der DSC-Messungen. Endotherme Peaks stehen für die Auflösung von Ausscheidungen und exotherme Peaks für die Bildung von Ausscheidungen.

Peak-Bereiche [°C]			A1	A2	B1	B2	B3	C	D	E
226D_Ref	T5mod230	endoth.	230-295	---	---	---	---	346-380	---	403-427
		exoth.	---	---	---	295-328	328-346	---	380-403	---
226D_V1	T5mod230	endoth.	230-290	---	---	---	---	346-372	---	406-430
		exoth.	---	---	---	290-320	320-346	---	372-406	---
	T5mod200	endoth.	---	200-256	---	---	---	346-372	---	396-433
		exoth.	---	---	256-287	287-317	317-346	---	372-396	---
	T6red230	endoth.	230-289	---	---	---	---	362-392	---	416-456
		exoth.	---	---	---	289-305	305-362	---	392-416	---
	T6red200	endoth.	---	200-261	---	---	---	352-390	---	415-455
		exoth.	---	---	261-284	284-310	310-352	---	390-415	---
226D_V2	T5mod230	endoth.	230-290	---	---	---	---	350-375	---	404-427
		exoth.	---	---	---	290-320	320-350	---	375-404	---
	T5mod200	endoth.	---	200-256	---	---	---	354-377	---	397-434
		exoth.	---	---	256-290	290-316	316-354	---	377-397	---
	T6red230	endoth.	230-291	---	---	---	---	353-383	---	413-450
		exoth.	---	---	---	291-308	308-353	---	383-413	---
	T6red200	endoth.	---	200-264	---	---	---	350-387	---	412-452
		exoth.	---	---	264-290	290-313	313-350	---	387-412	---

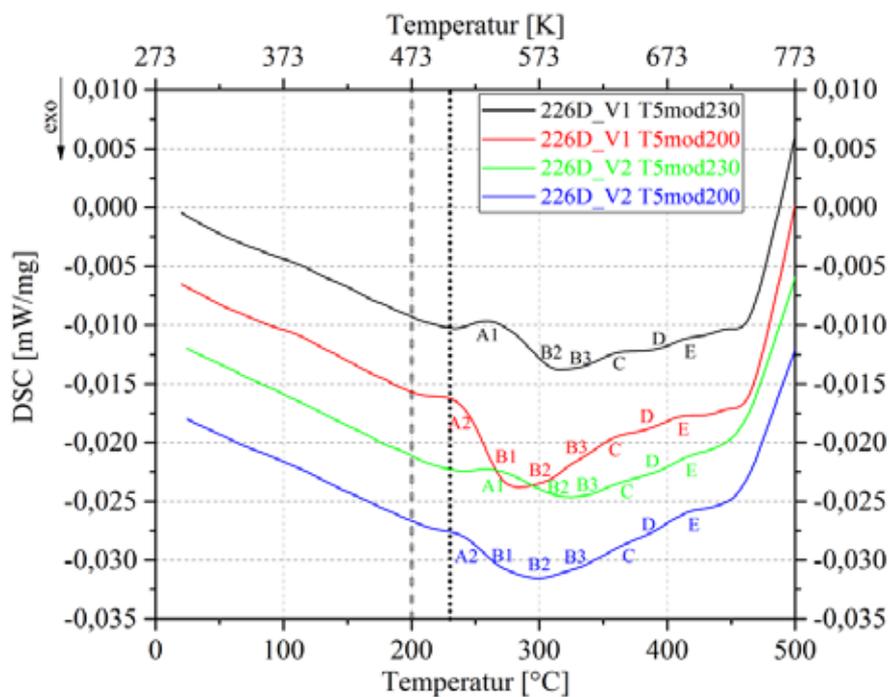


Abbildung 104: DSC-Kurve der Legierungen 226D_V1 und 226D_V2 in T5mod.

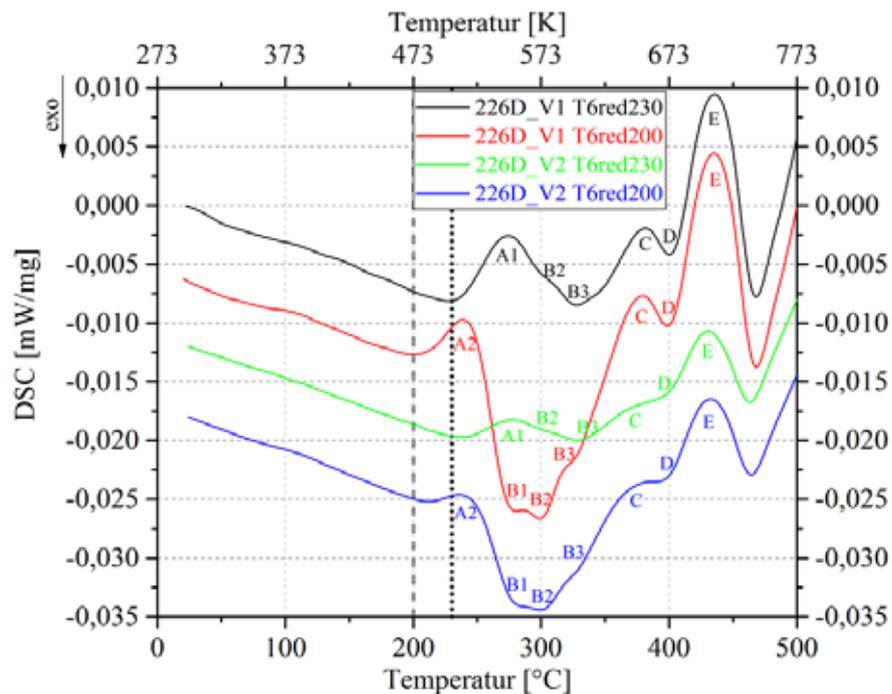


Abbildung 105: DSC-Kurve der Legierungen 226D_V1 und 226D_V2 in T6red.

Die theoretischen Entwicklungen der metastabilen Ausscheidungen bei jeweiliger Legierung und Wärmebehandlung nach JMatPro® sind in Abbildung 106 und Abbildung 107 dargestellt. Hier zeigt sich durchweg, dass Ausscheidungen der θ -Spezies den größten Phasenanteil ausmachen und somit die Hauptrolle bei der Warmauslagerung spielen. Die zweiten festigkeitssteigernden Ausscheidungen gehören der Q-Spezies an, da sich diese laut Literatur bevorzugt bilden im Gegensatz zur β -Spezies. Der Vollständigkeit halber ist aber auch letztere mit abgebildet.

Im Falle der Referenzlegierung 226D_Ref ist die Wärmebehandlung T5mod 230 bereits für die maximal mögliche Menge an Ausscheidungen der θ -Spezies laut Ofenkurve durchgeführt. Da die Anteile von Q- bzw. β -Spezies wesentlich geringer ausfallen, tragen diese gegenüber der θ -Spezies nur einen geringen Teil zur Festigkeit bei. Außerdem haben sich laut Simulation die metastabilen Ausscheidungen der β -Spezies bereits teilweise in ihre Gleichgewichtsphase umgewandelt, vgl. Anhang Abbildung 126.

Für die beiden Versuchslegierungen 226D_V1 und 226D_V2 zeigt sich für die Wärmebehandlung T5mod 230 ein vergleichbares Bild. Ein Absenken der Warmauslagerungstemperatur auf T5mod 200 erhöht den maximal erreichbaren Anteil an metastabilen Ausscheidungen der θ -Spezies deutlich von ca. 0,54 at% auf ca. 0,81 at% bei 226D_V1 bzw. ca. 0,28 at% auf ca. 0,57 at% bei 226D_V2. Die Auslagerungsdauer von drei Stunden sollte laut Berechnungen auf die maximale Menge dieser Ausscheidungen abzielen, wohingegen Q- bzw. β -Spezies wiederum bereits im leicht überalterten Zustand vorliegen, vgl. Anhang Abbildung 126 und Abbildung 127.

Durch das Lösungsglühen 738 K (465 °C)/3 h und anschließendem Wasserabschrecken wird ein wesentlich höherer maximaler Ausscheidungsanteil ermöglicht. Für beide Versuchslegierungen

zeigt sich für T6red 230, dass die maximal mögliche Ausscheidungsmenge der θ -Spezies gebildet wurde und es sogar ansatzweise zur Überalterung kommt, da sich die θ -Gleichgewichtsphase zu bilden beginnt, vgl. Anhang Abbildung 126. Die weitaus geringeren Phasenanteile der Q- bzw. β -Spezies konnten sich ebenso maximal ausbilden, wobei es auch hier bereits bei der β -Spezies teilweise zur Bildung der Gleichgewichtsphasen gekommen ist. Das Absenken der Warmlagerungstemperatur auf T6red 200 führt zu einer Steigerung der maximal möglichen Ausscheidungsmenge der θ -Spezies, welche durch anpassen der Auslagerungsdauer auf drei Stunden auch erreicht wird. Die maximalen Phasenanteile der Q- bzw. β -Spezies werden ebenso nahezu erreicht, allerdings kommt es für die β -Spezies auch hier bereits zu einer teilweisen Überalterung, vgl. Anhang Abbildung 126 und Abbildung 127.

Tabelle 45: maximal mögliche Ausscheidungsmengen der Legierungsvarianten nach JMatPro®.

[at%]	θ -Prime	Q-Prime	β -Prime
226D_Ref T5mod230	0,495	0,350	0,285
226D_V1 T5mod230	0,555	0,266	0,218
226D_V1 T5mod200	0,825	0,271	0,219
226D_V1 T6red230	2,331	0,617	0,499
226D_V1 T6red200	2,602	0,623	0,501
226D_V2 T5mod230	0,332	0,248	0,204
226D_V2 T5mod200	0,605	0,254	0,205
226D_V2 T6red230	2,064	0,633	0,512
226D_V2 T6red200	2,342	0,638	0,514

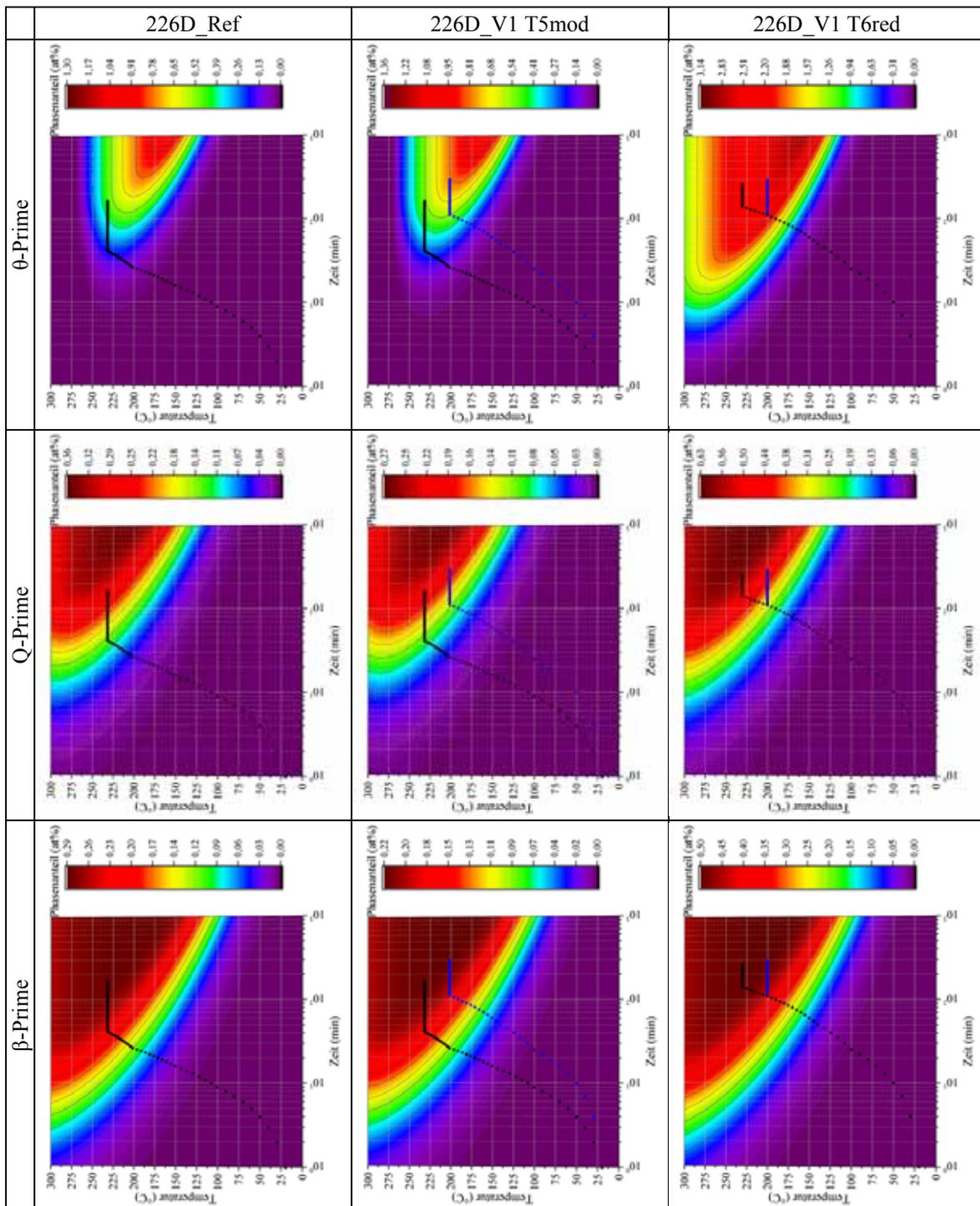


Abbildung 106: JMatPro® Ausscheidungs-Berechnung von 226D_Ref und 226D_V1 der festigkeitssteigernden Ausscheidungen. Schwarze Punktreihe entspricht der Ofenkurve bei 503 K (230 °C) für 2 h und blaue Punktreihe der Ofenkurve bei 473 K (200 °C) für 3 h.

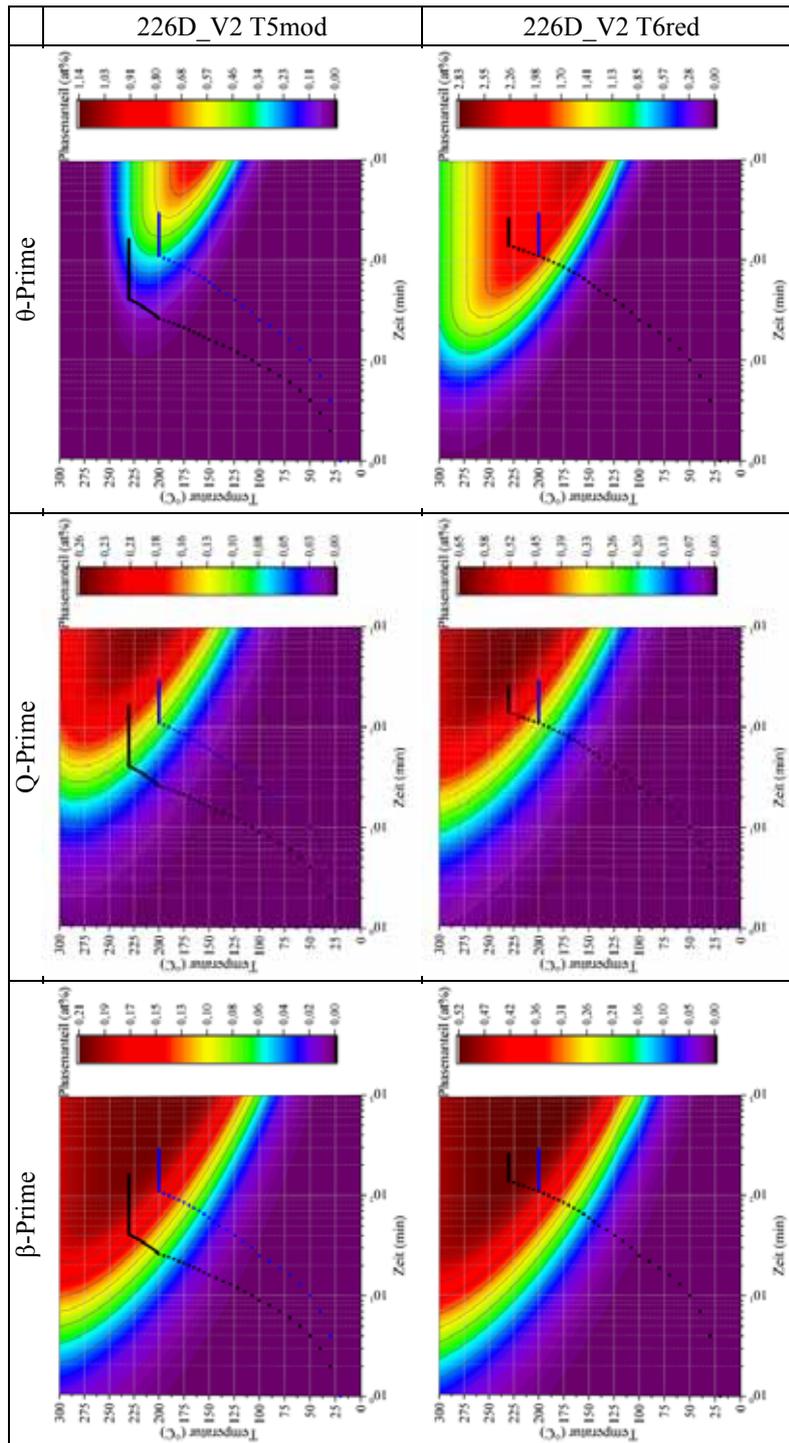


Abbildung 107: JMatPro® Ausscheidungs-Berechnung von 226D_V2 der festigkeitssteigernden Ausscheidungen. Schwarze Punktreihe entspricht der Ofenkurve bei 503 K (230 °C) für 2 h und blaue Punktreihe der Ofenkurve bei 473 K (200 °C) für 3 h.

5.4.7 Irreversibles thermisches Wachstum

Das irreversible thermische Wachstum α_{irr} der Referenzlegierung für 423 K (150 °C) und 473 K (200 °C) ist in Abbildung 108 zu sehen. Es ist erkennbar, dass sich bei 423 K (150 °C) nach 96 h Messzeit noch kein Gleichgewichtszustand eingestellt hat, wohingegen die Kurve bei 473 K (200 °C) bereits nach ca. 24 h auf einem Plateau $< 0,01$ % verläuft.

Die Kurven der Versuchslegierungen und –wärmebehandlungen in Abbildung 109 und Abbildung 110 zeigen ebenfalls bei 423 K (150 °C) nach 96 h Messzeit noch keinen Gleichgewichtszustand, wohingegen bei 473 K (200 °C) dies nach ca. 24 h nahezu der Fall ist. Der Vergleich T5mod 230 mit T5mod 200 bzw. T6red 230 mit T6red 200 zeigt, dass die Kurven der 473 K (200 °C) Warmauslagerung jeweils oberhalb der 503 K (230 °C) Warmauslagerung verlaufen, was auf einen anderen Zustand der Ausscheidungsspezies hindeutet. Die niedrigeren Kurven der 503 K (230 °C) Warmauslagerung lassen ebenso auf einen stabileren Werkstoffzustand schließen.

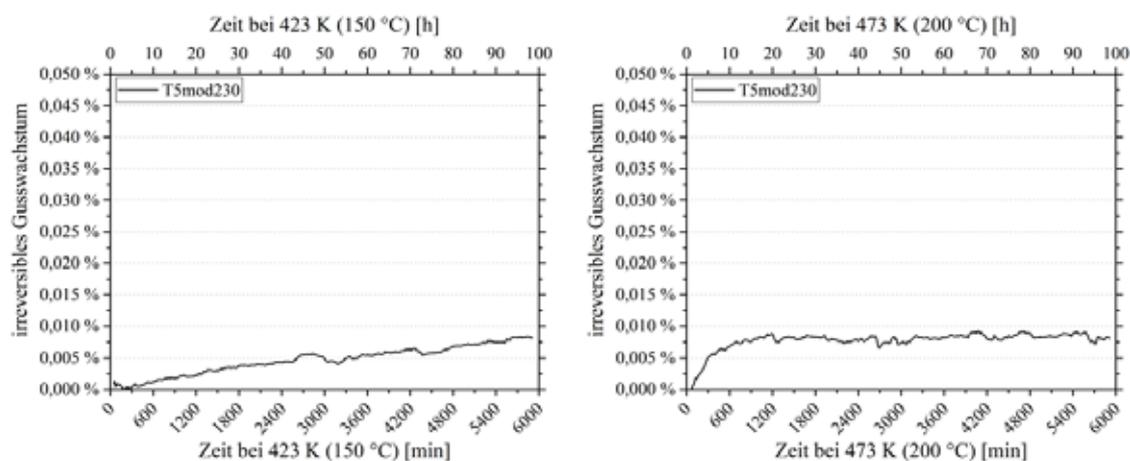


Abbildung 108: Irreversibles thermisches Wachstum der Legierung 226D_Ref bei 423 K (150 °C) und 473 K (200 °C).

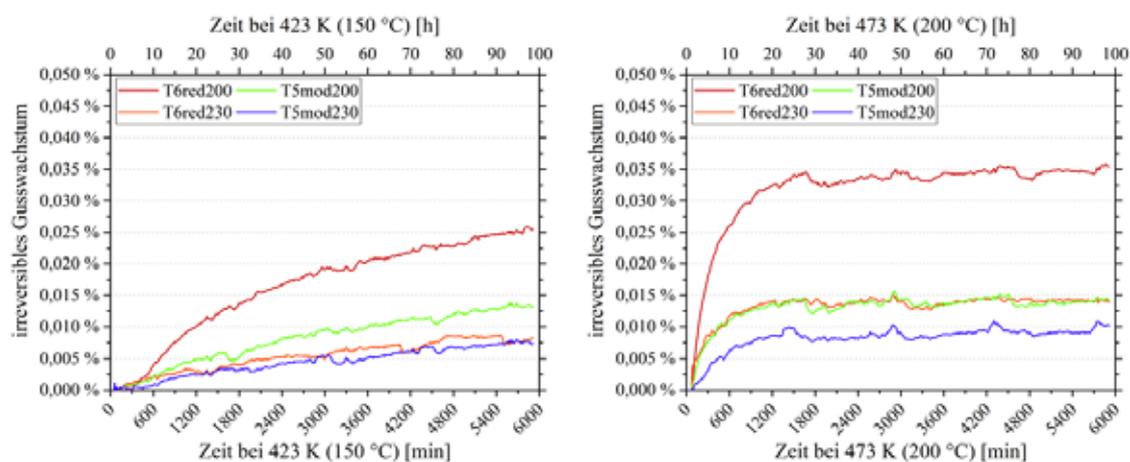


Abbildung 109: Irreversibles thermisches Wachstum der Legierung 226D_V1 bei 423 K (150 °C) und 473 K (200 °C).

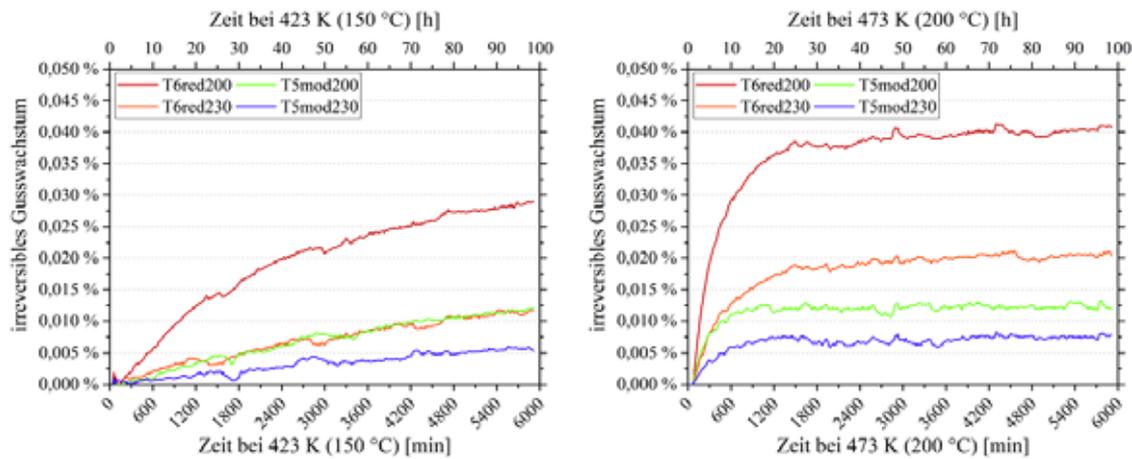


Abbildung 110: Irreversibles thermisches Wachstum der Legierung 226D_V2 bei 423 K (150 °C) und 473 K (200 °C).

Diese Messkurven lassen sich mittels einer Exponentialfunktion annähern, sodass mögliche Endwerte $\alpha_{\text{irr,max}}$ extrapoliert werden können. Dabei ist A_1 als Amplitude und t_1 als Zeitkonstante der Funktion zu betrachten. Die Funktionsparameter sind in Tabelle x aufgelistet.

$$\alpha_{\text{irr}} = \alpha_{\text{irr,max}} + A_1 \cdot \exp\left(-\frac{t}{t_1}\right) \quad 55$$

Tabelle 46: Funktionsparameter mit maximalem irreversiblen thermischem Wachstum $\alpha_{\text{irr,max}}$.

	423 K (150 °C)			473 K (200 °C)		
	$\alpha_{\text{irr,max}}$	A_1	t_1	$\alpha_{\text{irr,max}}$	A_1	t_1
	[%]	[%]	[min]	[%]	[%]	[min]
226D_Ref T5mod230	0,01235	-0,01215	6048	0,00822	-0,00960	303
226D_V1 T5mod230	0,01182	-0,01186	5764	0,00902	-0,01036	475
226D_V1 T5mod200	0,01716	-0,01737	3947	0,01388	-0,01521	349
226D_V1 T6red230	0,01061	-0,01037	3800	0,01403	-0,01461	332
226D_V1 T6red200	0,02754	-0,02933	2452	0,03415	-0,03731	385
226D_V2 T5mod230	0,01355	-0,01364	10292	0,00716	-0,00828	352
226D_V2 T5mod200	0,01843	-0,01901	5450	0,01223	-0,01414	265
226D_V2 T6red230	0,01961	-0,01953	6575	0,02004	-0,02087	601
226D_V2 T6red200	0,03105	-0,03222	2360	0,03955	-0,04239	446

Das irreversible thermische Wachstum $\Delta l/l_0$ kann vereinfacht isotrop auf eine Volumenänderung der Legierung zwischen T5mod-abgeschrecktem bzw. T6red-lösungsgelühtem und dem warmausgelagerten Gleichgewichtszustand zurückgeführt werden. [152]

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V_0} = \frac{1}{3} \frac{V_1 - V_0}{V_0} \quad 56$$

Für die Volumina V_0 und V_1 ist die Berechnung der spezifischen Volumina der Legierungszustände bestehend aus dem Anteil Al-Mischkristall und dem Anteil der restlichen Phasen sowie sekundären Ausscheidungen nötig. Das spezifische Volumen des Al-Mischkristalls lässt sich wie folgt berechnen. Dabei sind N_A die Avogadro-Konstante, $a_{\text{Al-MK}}$ der Zellparameter, $M_{\text{Al-MK}}$ die molare Masse des Al-Mischkristalls und n_{Al} die Anzahl der Atome pro Elementarzelle. [152]

$$V_{\text{Al,spez}} = \frac{N_{\text{A}} \cdot a_{\text{Al-MK}}^3}{M_{\text{Al-MK}} \cdot n_{\text{Al}}} = \frac{1}{\rho} \quad 57$$

Dabei sind der Zellparameter und die molare Masse abhängig von den im Al-Mischkristall gelösten Fremdatomen [152]. Anhand der linearen Regression der gesammelten Werte aus [153] in Abbildung 111 ergeben sich die entsprechenden Einflussparameter auf den Zellparameter des Al-Mischkristalls $a_{\text{Al}} = 4,04958 \cdot 10^{-10} \text{ m}$, vgl. Tabelle 47, der dann entsprechend berechnet werden kann [152].

Tabelle 47: Änderungen des Zellparameters des Al-Mischkristalls durch gelöste Fremdatome, nach [153].

Element	$\Delta a / \Delta c$ [10^{-10} m/at\%]
Cu	-0,0048
Mg	+0,0045
Si	-0,0017

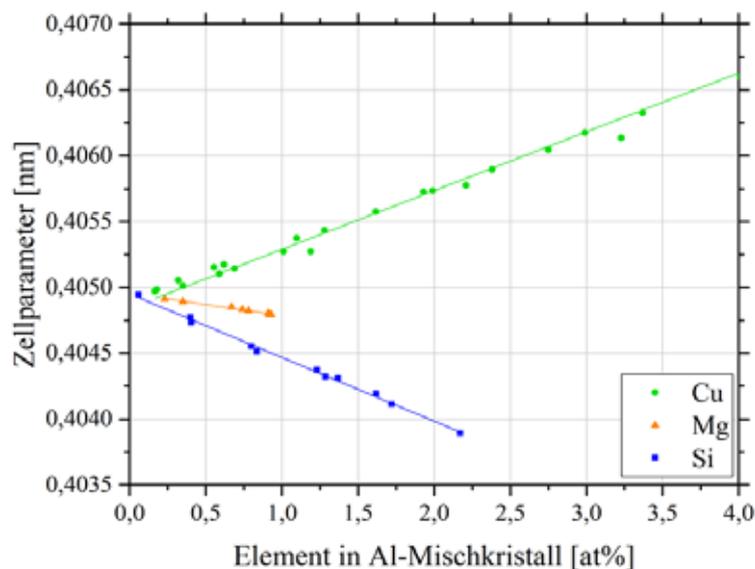


Abbildung 111: Einfluss von Mischkristallatomen auf den Zellparameter des Al-Mischkristalls, nach [1958Pea].

$$a_{\text{Al-MK}} = a_{\text{Al}} + \sum_i^n \left(\frac{\Delta a}{\Delta c} \right)_i \cdot c_i \quad 58$$

Entsprechend ihrer Konzentration im Al-Mischkristall beeinflussen diese dessen molare Masse $M_{\text{Al-MK}}$ [152].

$$M_{\text{Al-MK}} = \sum_i^n M_i \cdot c_i \quad 59$$

Somit lässt sich für eine mehrphasige Legierung letztlich das spezifische Volumen laut Mischungsregel aus Gewichtsphasenanteil f_{w_i} und den spezifischen Volumina dieser Phasen berechnen [152].

$$V_{\text{Leg,spez}} = \sum_i^n V_{i,\text{spez}} \cdot f_{w_i} \quad 60$$

Die zur Abschätzung des irreversiblen thermischen Wachstums zu Grunde liegenden Eingangsparameter entspringen JMatPro® und Tabelle 48 und Tabelle 49.

Tabelle 48: Molares Volumen und Dichte ausgewählter Elemente.

Element	M [g/mol]		ρ [g/cm ³]	
Al	26,982	[154]	2,70	[155]
Cu	63,546	[154]	8,96	[155]
Mg	24,305	[154]	1,74	[155]
Si	28,086	[154]	2,33	[155]

Tabelle 49: Dichte ausgewählter intermetallischer Phasen und Ausscheidungen.

Phase	ρ [g/cm ³]	
AlFeMoSi	3,60	JMatPro®
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	3,55	JMatPro®
Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	2,76	JMatPro®
Al ₇ Cu ₂ Fe	4,14	JMatPro®
Al ₇ Cu ₄ Ni	4,83	JMatPro®
Al ₂ Cu θ	4,23	JMatPro®
Al ₄ Cu ₂ θ'	4,12	[152]
Al ₆ Cu ₂ θ''	3,83	[152]
Al ₅ FeSi	3,55	JMatPro®

Somit lässt sich die jeweilige Änderung der Anteile und spezifischen Volumina miteinander gewichten und ein Gesamtwert für den Legierungszustand angeben. In Abbildung 112 sind die Werte des irreversiblen thermischen Wachstums rein nach JMatPro® dargestellt, ausgehend von einem T5mod-abgeschreckten bzw. T6red-lösungsgelühten Zustand hin zu einem warmausgelagerten theoretischen Gleichgewichtszustand. Dabei werden die Zustände dargestellt, die nur θ'' -Ausscheidungen oder nur metastabile θ' -Ausscheidungen beinhalten. Deren Differenz im irreversiblen thermischen Wachstum ist farblich hervorgehoben. Die Ausscheidungen der Q-Spezies werden nicht berücksichtigt, da deren berechneter Anteil sehr gering ausfällt und ihre Dichte ähnlich dem Al-Mischkristall ist und somit zu keiner nennenswerten dimensional Änderung führt.

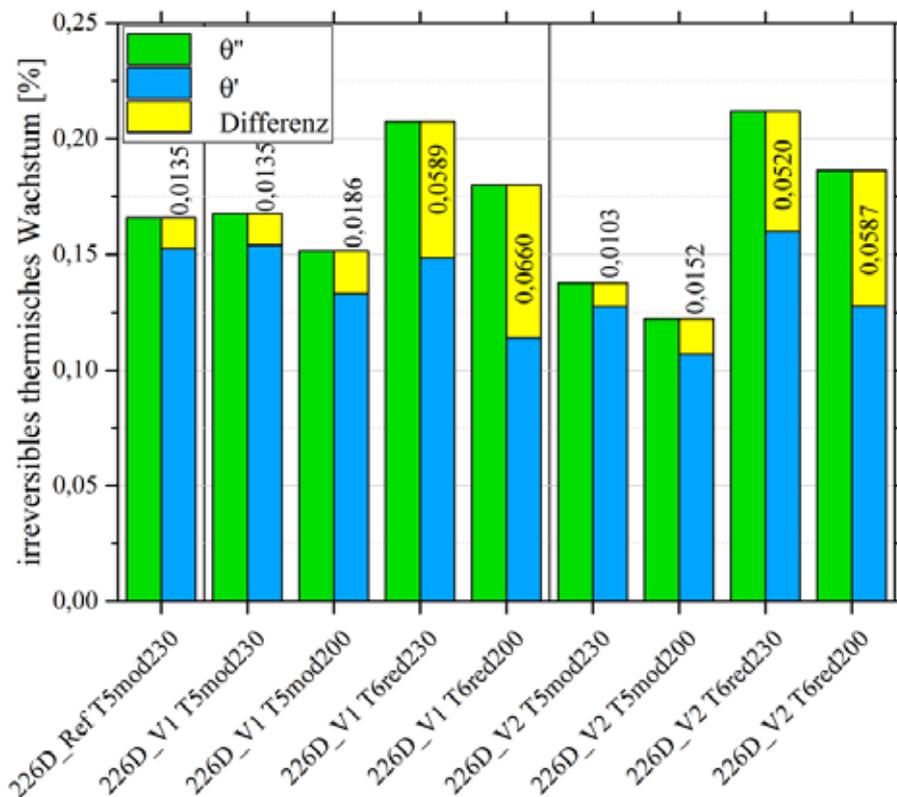


Abbildung 112: theoretisch abgeschätztes irreversibles thermisches Gusswachstum für die Gleichgewichtsfälle nur θ'' -Ausscheidungen, nur θ' -Ausscheidungen und die mögliche Differenz zwischen beiden Fällen.

5.4.8 Quality Index und Korrelationen

Um die Qualität verschiedener Al-Gusslegierungen und Wärmebehandlungen leichter miteinander vergleichen zu können, haben Drouzy, Jacob und Richard 1980 den *Quality Index* QI zum ersten Mal entwickelt [156]. Die Idee dabei ist, die Qualität mit einem numerischen Wert zu beschreiben, der dem quasistatischen Zugversuch entstammt [157]. Mit dem QI können so quantitative Informationen über das mechanische Potential einer Gusslegierung in einfacher Weise mit Werten aus dem Zugversuch gewonnen werden [158].

Die Verknüpfung aus Zugfestigkeit und Bruchdehnung ergibt den QI in seiner ursprünglichen Form [156]. Hierbei wird der Index vor allem durch die Zugfestigkeit bestimmt [159].

$$QI_{DJR} = f(R_m, A) = R_m + c_{DJR} \cdot \lg(A) \quad 61$$

Für untereutektische AlSi-Legierungen wie AlSi7Mg wird für die Konstante c_{DJR} meist der Wert 150 MPa verwendet [157, 158, 160, 161]. Für AlCu-Legierungen hat sich gezeigt, dass dieser Zusammenhang nicht zutrifft, sondern vielmehr eine lineare Korrelation von Dehngrenze und Bruchdehnung besteht [158, 159, 161]. Folglich haben Din, Rashid und Campbell einen formellen Zusammenhang aufgestellt [161]. Bei dieser Verknüpfung von Kennwerten des Zugversuchs kommt die Rolle der Duktilität in Form der Bruchdehnung stärker zum Tragen [159].

$$QI_{DRC} = f(R_{p0,2}, A) = R_{p0,2} + c_{DRC} \cdot A \quad 62$$

Die Konstante c_{DRC} kann dabei Werte von 7,5...13 für AlCu-Legierungen und 40...50 für AlSiMg-Legierungen annehmen [159, 161].

Für Cáceres war dies aufgrund mangelnder theoretischer Hintergründe der Zusammenhänge nicht zufriedenstellend, sodass ein weiterer Zusammenhang aufgezeigt wurde [159]. Dabei stehen die Kennwerte in ausbalanciertem Zusammenhang zueinander [159].

$$QI_C = f(E, R_{p0,2}, R_m, A, n) = R_m + 0,4 \cdot R_{p0,2} \cdot \left(\frac{E}{a \cdot R_{p0,2}}\right)^n \cdot \lg(A) \quad 63$$

Hierbei ist a ein dimensionsloser Faktor und n der Verfestigungsexponent bei Raumtemperatur. Für einen breiten Bereich von AlSiCuMg-Legierungen wurde der Faktor E/a durch den Wert 150 MPa ersetzt und für $n = 0,2$ angenommen [157]. Somit vereinfacht sich diese Gleichung.

$$QI_{C'} = R_m + 0,4 \cdot R_{p0,2} \cdot \left(\frac{150 \text{ MPa}}{R_{p0,2}}\right)^{0,2} \cdot \lg(A) \quad 64$$

Für die Versuchslegierungen zeigt sich, dass QI_{DJR} und $QI_{C'}$ aufgrund ihrer linearen Korrelation sehr ähnlich sind, was hier für die Anwendung beider Indizes spricht, vgl. Anhang Abbildung 128. Der Einfachheit halber ist nachfolgend QI_{DJR} der Versuchslegierungen grafisch in R_m - A -Diagrammen dargestellt. Dabei sind die Mittelwerte von Zugfestigkeit über Bruchdehnung bei Raumtemperatur der verschiedenen Legierungen und Wärmebehandlungen an den Probenpositionen aufgetragen. Der QI ist dabei als iso- QI eingezeichnet, sodass hier die Vergleiche und Bewertungen gezogen werden können, vgl. Abbildung 113. Analog folgt die Darstellung der QI_{DRC} in $R_{p0,2}$ - A -Diagrammen, vgl. Abbildung 114.

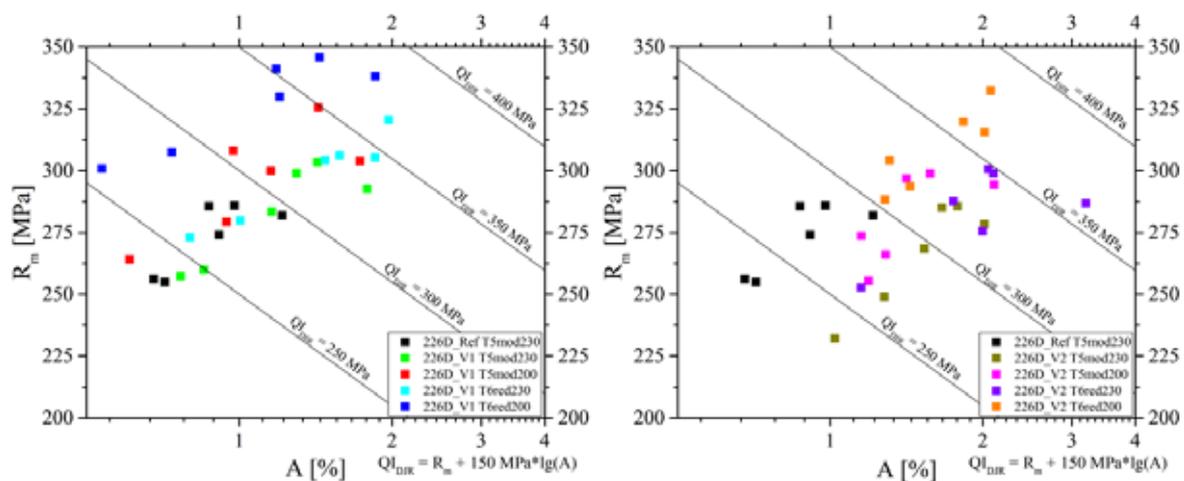


Abbildung 113: Mittelwerte von Zugfestigkeit über Bruchdehnung bei Raumtemperatur aller Legierungen und Wärmebehandlungen bei gleichzeitiger Darstellung des *Quality Index* QI_{DJR} .

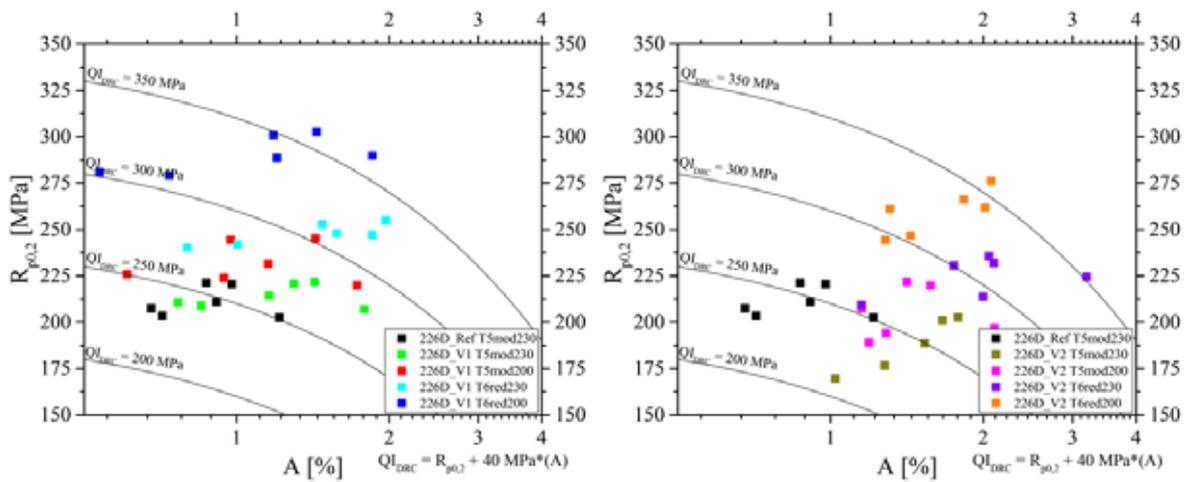


Abbildung 114: Mittelwerte von Dehngrenze über Bruchdehnung bei Raumtemperatur aller Legierungen und Wärmebehandlungen bei gleichzeitiger Darstellung des *Quality Index* QI_{DRC} .

Eine Auftragung der Kerbschlagarbeit über dem Produkt aus Dehngrenze und Bruchdehnung kann als Sicherheitsdiagramm interpretiert werden, vgl. Abbildung 115. Die Kerbschlagarbeit als Maß für die Kerbempfindlichkeit sollte einen möglichst hohen numerischen Wert annehmen, damit der beprobte Werkstoffzustand als umso kerbunempfindlicher eingestuft werden kann. Das Sicherheitsprodukt aus Dehngrenze und Bruchdehnung steht als Größe für Sicherheit des Bauteils gegen mechanisches Versagen, denn eine hohe Dehngrenze und hohe Bruchdehnung stehen einerseits für einen hohen Widerstand gegen das Eintreten einer plastischen Verformung und andererseits für ein hohes Maß an Duktilität im Falle der plastischen Verformung.

Bei globaler Betrachtung des Diagramms zeigt sich für jede Kerbvariante die Tendenz eines linearen Zusammenhangs zwischen Kerbschlagarbeit und dem Sicherheitsprodukt. Im Diagramm ist ersichtlich, dass die Referenzlegierung links unten angesiedelt ist. Durch Legierungsanpassung steigen sowohl Kerbschlagarbeit als auch das Sicherheitsprodukt an und es entsteht die T5mod-Gruppe. Die Durchführung einer T6red-Wärmebehandlung führt nochmals zu einer Steigerung beider Kennwerte und es grenzt sich die T6red-Gruppe ab. Innerhalb der Gruppen sind allerdings keine deutlichen Unterschiede erkennbar.

Die Verknüpfung des QI_{DRC} mit dem Sicherheitsprodukt zeigt einen tendenziell linearen Zusammenhang über alle betrachteten Legierungen und Wärmebehandlungen. In Abbildung 116 ist erkennbar, dass alle Versuchslegierungen und Wärmebehandlungen verstärkt rechts oberhalb des Referenzmaterials liegen. Insbesondere die T6red-Varianten weisen hier besonders hohe Werte auf.

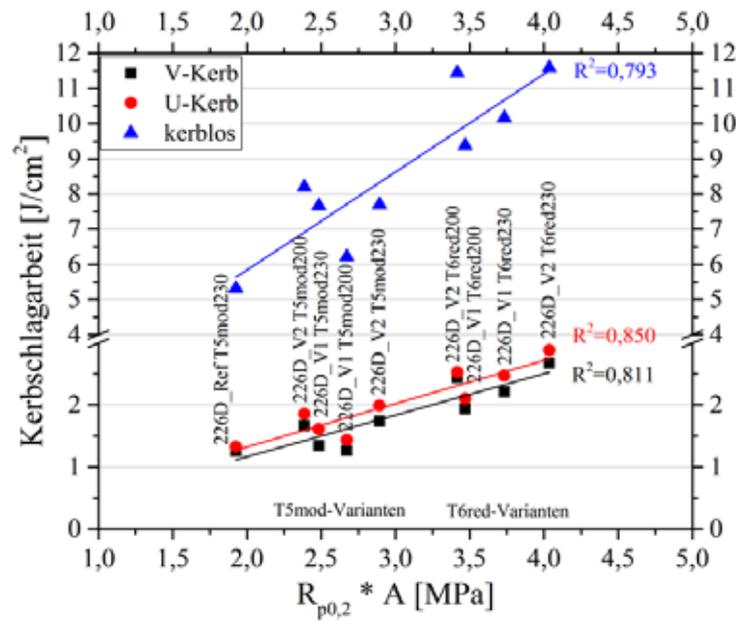


Abbildung 115: Kerbschlagarbeit über Sicherheitsprodukt aus Dehngrenze und Bruchdehnung der Hauptlagergasse bei Raumtemperatur.

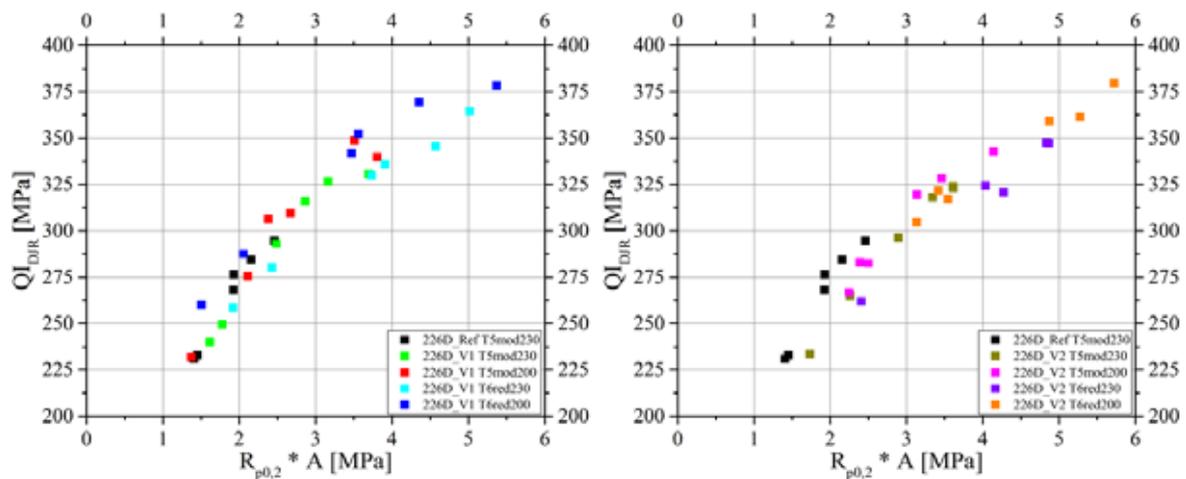


Abbildung 116: *Quality Index* QI_{DJR} in Abhängigkeit des Sicherheitsprodukts aus Dehngrenze und Bruchdehnung aller Legierungen bei Raumtemperatur.

6 Diskussion

6.1 Simulative Legierungsoptimierung mit JMatPro® und DfSS

Der sehr breite Legierungsbereich der 226D, vgl. Tabelle 3, wurde mittels des Werkstoff-Simulationsstools JMatPro® bewertet. Hierfür wurden die Bewertungskriterien nach DfSS-Logik mittels HoQ ermittelt. Im HoQ-1, vgl. Appendix C Tabelle 52, wurden den Kundenanforderungen konkret messbare Größen gegenübergestellt. Diese wiederum wurden entsprechend dem Gewichtungsschema bewertet, sodass den einzelnen Größen bereits relative Bedeutung zugemessen werden konnte. Diesen funktionellen Produktanforderungen wurden im HoQ-2, vgl. Appendix C Tabelle 53, entsprechende Legierungs- und Gefügemerkmale gegenüber gestellt. Hier wurde insbesondere auf intermetallische Phasen sowie Erstarrungstemperaturen Augenmerk gelegt. Die Relevanz der intermetallischen Phasen erfolgte basierend auf der umfangreichen Literaturrecherche. Nach erfolgter Gewichtung und Bewertung wurden im HoQ-3, vgl. Appendix C Tabelle 54, diesen Leistungsanforderungen die chemischen Elemente der Legierung gegenüber gestellt. Dabei wurde bewertet in wie fern die Menge an entsprechendem Legierungselement Einfluss auf die Eigenschaften der Legierung nimmt. Die Gewichtung und Bewertung basierte jeweils auf Erfahrungswerten.

Hierbei haben sich die wichtigsten Legierungselemente Si, Cu, Mg, Fe, Mn, Mo herauskristallisiert. Außerdem wurde der Lösungsglühzeitpunkt und –dauer sowie der Warmauslagerungstemperatur und –dauer eine hohe Bedeutung beigemessen. Allerdings wird im Rahmen der simulativen Legierungsoptimierung lediglich die Warmauslagerungstemperatur betrachtet. Die Lösungsglühparameter werden in einem separaten experimentellen Versuch optimiert.

Die Bewertung der Legierungselemente mittels JMatPro® erfolgte hinsichtlich Anteil, Erstarrungstemperatur sowie Auflösbarkeit der intermetallischen Phasen. Ziel war dabei eine möglichst duktile und gleichzeitig hochfeste Legierung zu entwickeln. Dies spiegelt sich einerseits darin wieder, dass Fe-haltige Sprödphasen in einer Recycling-Legierung zu minimieren und in ihrer Morphologie zu kontrollieren sind und andererseits eine möglichst hohe Konzentration an aushärtenden Elementen Cu und Mg im Al-Mischkristall zu lösen ist bei gleichzeitig möglichst vollständiger Auflösbarkeit der Cu/Mg-haltigen intermetallischen Phasen. Der Spagat zur Erreichung dieser Forderungen gelingt mit den in Tabelle 30 genannten drei Legierungen bei Berücksichtigung der Herstellbarkeit und Verarbeitbarkeit.

Die theoretisch erzielbaren Dehngrenzen je nach Legierung und Warmauslagerung, sowohl T5 als auch T6, in Tabelle 31 zeigen, dass mit sinkender Warmauslagerungstemperatur ein deutlicher Anstieg der Dehngrenze zu verzeichnen ist, da Ausscheidungen feiner verteilt sind und teils andere Ausscheidungsspezies vorliegen. Außerdem steigt die Dehngrenze von Leg. 1 hin zu Leg. 3 an, da die Konzentration der aushärtenden Elemente Cu und Mg und damit die Ausscheidungsmenge

ansteigt. Im T6-Fall sind die Kennwertunterschiede über Warmauslagerungstemperatur und Legierungsvarianten weniger stark ausgeprägt, da die Ausscheidungsdichte bei allen Varianten sehr hoch ist und aufgrund der ähnlichen Elementverhältnisse im Al-Mischkristall sich auch ähnliche Ausscheidungsspezies bilden. Anzumerken ist, dass bei allen theoretischen Dehngrenzen der Warmauslagerungen keine Warmauslagerungszeiten vorgegeben werden. So kann es sein, dass aufgrund der langsameren Thermodynamik bei 473 K (200 °C) Warmauslagerung die maximale Dehngrenze im Experiment technisch machbar erreicht wird, wohingegen bei 513 K (240 °C) Warmauslagerung die Thermodynamik so rasch verläuft, dass dieser Prozess technisch nicht handhabbar wäre.

6.2 Grundlegende Elementeinflüsse auf intermetallische Phasen und mechanische Eigenschaften in sekundären Al-Legierungen Al226D

6.2.1 Grundlagenversuche in Dünnwand-Kokillenguss und JMatPro®

Um die grundlegenden Einflüsse von Fe, Mn und Mo auf intermetallische Phasen in Recycling-Legierungen bewerten zu können, wurden im ersten Schritt Laborversuche mittels Dünnwand-Kokillenguss durchgeführt. Dabei gingen den Experimenten jeweils JMatPro®-Simulationen voraus. Die Basislegierung sowie Elementbereiche sind in Tabelle 25 und Tabelle 26 aufgeführt.

Fe – Eisen:

Im Isoplethen in Abbildung 49 ist erkennbar, dass es ab ca. 0,5 wt% Fe zu einer deutlichen Bildung der Phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ neben der primären Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ kommt. Dies bedeutet, dass zwar ein Teil der Fe-Verunreinigungen in der weniger schädlichen Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ abgebunden werden können, allerdings mit zunehmendem Fe-Gehalt dennoch die aufgrund ihrer Morphologie für die mechanischen Kennwerte schädliche Phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ entsteht. Außerdem steigt die Erstarrungstemperatur von $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ mit zunehmendem Fe-Gehalt an, was zu größeren und blockigeren intermetallischen Phasen im Gefüge führt.

In den Gefügebildern, vgl. Abbildung 50, ist erkennbar, dass ab ca. 0,5 wt% Fe längliche Phasen zum Al-Mischkristall und Al/Si-Eutektikum hinzukommen. Laut EDX-Messungen handelt es sich bei diesen länglichen Phasen um $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ oder auch $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ mit sehr geringem Mn-Anteil. Der Anteil der länglichen Phasen sowie der Gesamtanteil an Fe-haltigen intermetallischen Phasen steigt mit zunehmendem Fe-Gehalt deutlich an, dargestellt anhand quantitativer Metallographie in Abbildung 51 und Abbildung 52. Diese Beobachtungen anhand der Schlibfbilder und Messungen der Phasenanteile decken sich mit den Vorhersagen von JMatPro®, vgl. Abbildung 51. Die vorhergesagte Härtesteigerung mit zunehmendem Fe-Gehalt wird experimentell bestätigt und ist auf den zunehmenden Anteil spröder, harter Fe-haltiger intermetallischer Phasen zurückzuführen.

Mn – Mangan:

Laut Isopleth, vgl. Abbildung 54, kann durch Mn die Bildung der schädlichen Phasen $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ ab ca. 0,3 wt% Mn vollständig unterdrückt werden. Allerdings kommt es durch zunehmendem Mn-Gehalt zu einer verstärkt primären Erstarrung der Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, was zu groben, blockigen Fe-haltigen intermetallischen Phasen im Gefüge oder sogar zur Schlamm bildung in Warmhalteofen oder Gießkammer führen kann. Entsprechend wäre ein zu hoher Mn-Gehalt ebenfalls abträglich für die mechanischen Eigenschaften wie auch ein zu geringer Mn-Gehalt.

Aus den Schlifffbildern, vgl. Abbildung 55, ist erkennbar, dass bei einem Mn-Gehalt von 0,2 wt% die Fe-haltigen Phasen klein und fein verteilt vorliegen, was mit der zeitgleichen Erstarrung mit dem Al-Mischkristall laut Isoplethen erklärbar ist. Ab 0,3 wt% Mn kommen länglichere und vor allem gröbere Fe-haltige intermetallische Phasen hinzu, was entsprechend dem Isoplethen die primäre Erstarrung sowie teilweise Entstehung von $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ bestätigen. Eine weitere Mn-Steigerung bewirkt einen deutlichen Anstieg des Anteils der Fe-haltigen intermetallischen Phasen sowie auch eine Vergrößerung. Die von JMatPro® vorhergesagte Zunahme des Anteils Fe-haltiger intermetallischer Phasen wurde mittels quantitativer Metallographie, vgl. Abbildung 56, sowie den Gefügebildern bestätigt. Der Anteil der Phase $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ soll sich laut Simulation mit zunehmendem Mn-Gehalt deutlich verringern, was sich aufgrund der vermutlich zu geringen Abkühlgeschwindigkeit nicht unbedingt in den Gefügebildern erkennen lässt, da die Fe-haltigen intermetallischen Phasen noch immer eine längliche Tendenz aufweisen. Dies spiegelt sich in Abbildung 57 teils wieder, wenn die Verteilung des Feretverhältnisses mit zunehmendem Mn-Gehalt zu geringeren Zahlenwerten neigt. Im Vergleich zum Härtezuwachs durch Fe-Steigerung wird laut JMatPro® mit zunehmendem Mn-Gehalt aufgrund der sich ändernden Phasenverhältnisse ein Härteabfall vorhergesagt. Allerdings zeigt die experimentelle Härte keinen eindeutigen Verlauf, sondern lediglich eine leicht ansteigende Tendenz, was mit den Gefügebildern und dem steigenden Anteil Fe-haltiger intermetallischer Phasen im Einklang steht.

Mo – Molybdän:

Die Zugabe von Mo zeigt im Isoplethen, vgl. Abbildung 59, einen äußerst erstaunlichen Effekt. Bereits durch $< 0,01$ wt% Mo wird eine neuartige Fe-haltige intermetallische Phase prognostiziert. Gleichzeitig bleibt die Vorhersage von $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ vollkommen aus, was für eine vollständige Unterdrückung dieser Phase spricht. Die Mo-haltige intermetallische Phase erstarrt zusammen mit dem Al/Si-Eutektikum, wodurch eine relativ feine Verteilung im Gefüge gefördert werden sollte. Entsprechend zeigt sich im Schliff, vgl. Abbildung 60, der Mo-freien Variante noch eine längliche Tendenz der Fe-haltigen intermetallischen Phasen, wohingegen es ab 0,05 wt% Mo bereits zu einem Übergangsgefüge kommt. Hier liegen längliche und rundlich-eingeformte Fe-haltige intermetallische Phasen vor. Ab 0,10 wt% Mo sind die Fe-haltigen intermetallischen Phasen

eingeformt, teils blockig oder fein verteilt im Al/Si-Eutektikum vorzufinden. Dies bestätigt die Erstarrungsvorhersage laut Isopleth.

Der Anteil der Fe-haltigen Phasen steigt laut Experiment und Simulation mit Mo-Zugabe zwar leicht an, aber die vollständige Unterdrückung der Phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ kehrt dies ins Positive. Die Einförmigkeit der Fe-haltigen intermetallischen Phasen wird in Abbildung 62 durch die Verschiebung des Feretverhältnisses zu höheren Zahlenwerten mit zunehmendem Mo-Gehalt bestätigt. Die experimentell leicht ansteigende Härte mit Mo-Zugabe wird simulativ bestätigt, vgl. Abbildung 63, und ist auf den zunehmenden Anteil Fe-haltiger intermetallischer Phasen zurückzuführen.

Fe-Variation bei Mo0,1 mit Mn0,2 und Mn0,3:

Dieser positive, einformend wirkende Effekt des Mo auf Fe-haltige intermetallische Phasen wurde nochmals unter Variation des Fe- und Mn-Gehalts abgeprüft. Durch Mo-Zugabe kann über einen breiten Fe-Bereich die Unterdrückung der Phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ gelingen. Die Isoplethe für Mn0,2 und Mn0,3, vgl. Abbildung 64, zeigen, dass es im Falle Mn0,2 ab ca. 0,8 wt% Fe doch noch zur Bildung von $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ kommen kann, wohingegen bei Mn0,3 eine vollständige Unterdrückung möglich scheint. Diese Berechnung spricht bereits dafür, dass es einen kritischen Fe-Gehalt gibt, ab dem die Verrundung der Fe-haltigen intermetallischen Phasen mit Mo nicht vollständig abläuft.

In metallografischen Schliffen, vgl. Abbildung 65 und Abbildung 66, zeigt sich, dass bei Mn0,2 ab ca. 0,7 wt% Fe die Fe-haltigen Phasen eine deutlich länglichere Morphologie erhalten, wohingegen bei Mn0,3 bei diesem Fe-Gehalt ein Mischgefüge aus länglichen und verrundeten Phasen zu erkennen ist. Höhere Fe-Gehalte führen in beiden Fällen zu stark länglichen Fe-haltigen intermetallischen Phasen. Gleichzeitig steigt der Anteil der Fe-haltigen Phasen mit zunehmendem Fe-Gehalt an, sowohl simulativ berechnet, als auch experimentell bestimmt, vgl. Abbildung 67. Dabei ist der Gesamtphasenanteil bei Mn0,3 leicht höher als bei Mn0,2 und die Neigung zur Bildung von $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ hingegen tendenziell geringer.

Der Morphologieumschwung ab ca. 0,7 wt% Fe ist in Abbildung 68 durch die Verschiebung des Feretverhältnisses zu geringeren Zahlenwerten sichtbar, wobei im Falle Mn0,2 der Umschwung zwischen 0,7 wt% Fe und 0,8 wt% Fe schärfer ausgeprägt ist als bei Mn0,3. Entsprechend ist hier der leicht einformende Charakter des Mn auf Fe-haltige intermetallische Phasen erkennbar.

6.2.2 Einfluss von Mo im dickwandigen Kokillenguss und JMatPro®

Basierend auf den positiven Einflüssen des Mo auf die Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Phasen in Laborversuchen wurden Folgeuntersuchungen mit einer 226D-Legierung, vgl. Abbildung 46, durchgeführt. Die JMatPro® Simulation der Basislegierung hinsichtlich Erstarrung ergab das typische Erstarrungsverhalten einer 226D-Recyclinglegierung, vgl. Abbildung 69. Die primär erstarrende Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ trägt den Hauptanteil der Fe-

haltigen intermetallischen Phasen. Nach Erstarrung des Al-Mischkristalls folgt das Al/Si-Eutektikum, welches zeitgleich von der Kristallisation der Phase β -Al₅FeSi begleitet wird. Diese weist laut Rechnung einen relativ hohen Phasenanteil auf, was auf ein signifikantes Vorhandensein im Gefüge hindeutet. Die zuletzt erstarrenden Phasen sind vornehmlich Cu- und Mg-haltige intermetallische Phasen im Bereich 770-788 K (497-515 °C), welche hier aber nicht näher betrachtet werden. Die Zugabe von Mo bewirkt laut Abbildung 70 eine deutliche Reduzierung des Anteils und der Erstarrungstemperatur der Phase β -Al₅FeSi und das Entstehen einer neuartigen intermetallischen Phase AlFeMoSi. Durch 0,1 wt% Mo wird der Phasenanteil von 1,38 wt% auf 0,25 wt% bereits reduziert und der Anteil der Phase AlFeMoSi steigt auf 1,50 wt% β -Al₅FeSi an, was im Gefüge in Abbildung 71 deutlich sichtbar wird. Die vorhandenen länglichen Fe-haltigen intermetallischen Phasen der Mo-freien Legierung verschwinden durch 0,1 wt% Mo vollständig und werden durch abgerundete und eingeformte Phasen ersetzt. Eine weitere Steigerung der Mo-Konzentration führt zu keiner weiteren Verrundung, sondern zu einem Anstieg des Anteils der Fe-haltigen intermetallischen Phasen. Mit zunehmender Wandstärke von 4 mm hin zu 16 mm wird das Gefüge signifikant gröber und die intermetallischen Phasen größer. Aber auch hier ist bei allen Wandstärken durch 0,1 wt% Mo die Einformung der Fe-haltigen intermetallischen Phasen erkennbar.

Diese Verrundung der Fe-Phasen ist in Abbildung 72 für 4 mm Wandstärke mittels Feretverhältnis quantifiziert. Ohne Mo zeigt sich eine breite Verteilung des Feretverhältnisses über nahezu alle Zahlenwerte, was für das Vorhandensein von eingeformt, rundlichen sowie auch länglichen Fe-haltigen intermetallischen Phasen spricht. Dies ist im Schliff in Abbildung 71 erkennbar. Durch Mo-Zugabe zeigt sich ein deutliches Maximum der relativen Häufigkeit des Feretverhältnisses bei ca. 0,7 für alle betrachteten Mo-Konzentrationen, vgl. Abbildung 72. Diese Verrundung der Fe-haltigen intermetallischen Phasen ist auch im Schliff in Abbildung 71 deutlich erkennbar.

Für das Gefüge einer 226D-Legierung bedeutet dies also, dass durch Zugabe von bereits 0,1 wt% Mo die Fe-haltigen intermetallischen Phasen im dünn- und dickwandigen Kokillenguss deutlich verrundet werden können. Bei den mechanischen Kennwerten des quasistatischen Zugversuchs, vgl. Abbildung 73, schlägt sich dies in einem Anstieg der Bruchdehnung und Zugfestigkeit durch Zugabe von 0,1 wt% Mo bei den Wandstärken 4 mm und 6 mm nieder. Bei 10 mm und 16 mm ist dieser Effekt nicht zu beobachten, da vermutlich die Effekte der zu geringen Erstarrungsgeschwindigkeit in Form des groben Gefüges überlagern. Die Dehngrenze wird durch Mo-Zugabe nicht beeinflusst, da Mo die aushärtenden Elemente Cu und Mg und den Festigkeitsmechanismus nicht beeinflusst.

Diese positiven Erkenntnisse bei den Wandstärken 4 mm und 6 mm im Kokillenguss regten dazu an, diese möglichen Vorteile auch im Druckguss-Kurbelgehäuse zu nutzen, vgl. Kapitel 6.4.

6.3 Optimierung des T6red-Lösungsglühens dickwandiger Al-Druckgussbauteile

Um das volle Potential der mechanischen Eigenschaften der Legierungen aus Tabelle 30 hervorbringen zu können, ist eine Optimierung des Lösungsglühens für Druckguss-Kurbelgehäuse notwendig. Basis der JMatPro®-Berechnungen ist die Legierung 226D_V1. Die Lösungsglüh-temperatur sollte theoretisch so hoch wie möglich gewählt werden, damit alle auflösbaren Phasen auch aufgelöst werden und eine rasche Homogenisierung des Al-Mischkristalls stattfindet. Allerdings besteht bei zu hoher Temperatur die Gefahr von inneren Anschmelzungen und die Bildung von Blistern bzw. das Aufgehen möglicher Gasfehlstellen wie Poren. Dies wiederum würde für eine niedrigere Lösungsglüh-temperatur sprechen, wobei dann allerdings die Frage der Auflösbarkeit von Phasen und der Grad der Homogenisierung des Al-Mischkristalls in Frage steht. Um hier einen geeigneten Kompromiss zu finden, wurden die untersuchten Temperaturen 733 K (460 °C), 743 K (470 °C) und 753 K (480 °C) gewählt.

Ausgangspunkt ist die Erstarrungssimulation der Legierung und die sich hierbei ergebenden Phasenanteile, vgl. Tabelle 32. Bei Vergleich dieser Phasenanteile mit den berechneten Anteilen im Gleichgewicht bei entsprechender Lösungsglüh-temperatur, vgl. Tabelle 33, ergeben sich einige Erkenntnisse. Die intermetallische Phase $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ wird für alle Temperaturen mit ähnlichem Phasenanteil wie bei der Erstarrungssimulation vorhergesagt, sodass diese aller Voraussicht nach stabil im Gefüge verbleiben wird. EDX-Messungen bestätigen die thermische Stabilität aufgrund der gleichbleibenden Zusammensetzung, vgl. Tabelle 34 und Tabelle 35. Die Fe-haltigen intermetallischen Phasen $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ und AlFeMoSi werden mit abnehmendem und $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ mit zunehmendem Phasenanteil bei den entsprechenden Temperaturen berechnet, wobei allerdings laut Literatur in Realität nicht von einer Veränderung dieser Fe-haltigen intermetallischen Phasen bei diesen Lösungsglüh-temperaturen auszugehen ist. Somit werden diese Fe-haltigen intermetallischen Phasen stabil im Gefüge verbleiben. Eine gleichbleibende Zusammensetzung dieser Phasen laut EDX bestätigt diese Schlussfolgerung, vgl. Tabelle 34 und Tabelle 35. Die Phase $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ wird im Gleichgewicht bei den Lösungsglüh-temperaturen mit höherem Phasenanteil als bei Erstarrungssimulation vorhergesagt. Im Gusszustand ist kaum eine AlFeSiCu -Phase im Schliff mittels EDX zu detektieren, wohingegen nach 733 K (460 °C)/3 h eine deutliche und auch leicht mittels EDX messbare Menge AlFeSiCu -Phasen auszumachen ist, vgl. Tabelle 34 und Tabelle 35. Eine mögliche mittlere Zusammensetzung dieser Phase kann mit $\text{Al}_{14}(\text{Fe},\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Si}_2$ angegeben werden. Die Morphologie dieser Phase erscheint im Schliff als abgerundet und sollte demnach wenig abträglich für die mechanischen Eigenschaften sein.

Die Cu-haltige Phase Al_2Cu , welche im Gusszustand mit sehr hohem Phasenanteil berechnet wurde, kann theoretisch durch Lösungsglüh-en bei allen betrachteten Temperaturen vollständig

aufgelöst werden. Allerdings verbleibt aufgrund der Inhomogenität des Gussgefüges im Experiment doch ein sehr geringer Restanteil. Die etwas schwerer lösliche Cu- und Mg-haltige Phase $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ kann durch 733 K (460 °C) Lösungsglühen deutlich, aber nicht vollständig aufgelöst werden. Eine Erhöhung der Temperatur auf bis zu 753 K (480 °C) kann die nahezu vollständige Auflösung dieser Phase bewirken. Aber auch hier gilt im Experiment aufgrund der Inhomogenität des Gussgefüges, dass nach Lösungsglühen dennoch ein kleiner Restanteil verbleibt. Um die Homogenisierung des Al-Mischkristalls beim Lösungsglühen zu bewerten, wurden für die Versuchstemperaturen zunächst Diffusionssimulationen und Berechnungen basierend auf Literaturdaten durchgeführt. Die JMatPro®-*Homogenisation* Rechnung, vgl. Abbildung 75, basierend auf einem hypothetischen SDAS von 50 µm für den mittleren Abstand der aufzulösenden intermetallischen Phasen, sagt vorher, dass für Cu bereits nach 733 K (460 °C)/210 min, 743 K (470 °C)/150 min bzw. 753 K (480 °C)/90 min von einem homogenen Al-Mischkristall gesprochen werden kann. Für Mg ergeben sich die Kombinationen 733 K (460 °C)/60 min, 743 K (470 °C)/60 min und 753 K (480 °C)/30 min, was für eine wesentlich raschere Diffusion des Mg im Al-Mischkristall spricht. Die Abschätzung der mittleren Zeit für die Diffusionsstrecke von 25 µm, vgl. Abbildung 76, ergibt für Cu die Kombinationen 733 K (460 °C)/210 min, 743 K (470 °C)/165 min und 753 K (480 °C)/120 min. Entsprechend ergeben sich für Mg die Kombinationen 733 K (460 °C)/75 min, 743 K (470 °C)/50 min und 753 K (480 °C)/40 min. Die experimentelle Validierung wurde mittels EDX-Punktemessungen in Al-Dendriten vorgenommen, vgl. Abbildung 74. Dabei zeigt sich, dass bei 733 K (460 °C) Cu ab ca. 120 min und Mg ab ca. 60 min Haltezeit vollkommen im Al-Mischkristall gelöst ist. Für 743 K (470 °C) verkürzen sich diese Zeiten für Cu auf 90 min und Mg auf 45 min. Eine weitere Verkürzung ist für 753 K (480 °C) festzustellen mit Cu auf 75 min und Mg auf 45 min. Dabei ist aber zu berücksichtigen, dass die Bauteile immer zusätzlich 30 min Aufheizzeit im Ofen verbracht haben und dies ebenfalls schon einen deutlichen Effekt, vgl. Sprung von „as cast“ auf „0 min“, bewirkt. Um die mögliche Entstehung innerer Gasfehler wie Poren bewerten zu können, wurde die relative Dichteänderung der Teile durch Lösungsglühen gemessen, vgl. Abbildung 77. Dabei zeigt sich für 733 K (460 °C) und 743 K (470 °C) jeweils bei einer Haltedauer von 120-210 min nahezu ein Plateau der relativen Dichteänderung, d.h. dass es hier zu keiner Änderung der Bauteildichte mehr kommt. Hingegen sinkt bei 753 K (480 °C) Lösungsglühtemperatur die Dichte der Bauteile kontinuierlich über der Zeit ab, was auf eine Vermehrung der inneren Gasfehler hindeutet. Wenn die Dichte der Bauteile zu stark absinkt und folglich die inneren Gasfehler zu groß werden, verschlechtern sich die mechanischen Eigenschaften drastisch. Aus diesen Lösungsglühversuchen ergibt sich ein optimales Temperaturfenster von 733-743 K (460-470 °C) mit dem Zeitfenster 165-210 min um möglichst alle Cu- und Mg-haltigen intermetallischen Phasen aufzulösen, den Al-Mischkristall zu homogenisieren und gleichzeitig eine

möglichst geringe Dichteänderung zu bewirken. Daraus ergeben sich die Lösungsglühparameter von 738 K (465 °C)/3 h für die Druckgusskurbelgehäuse, vgl. Tabelle 18.

6.4 Steigerung der mechanischen Eigenschaften von Druckgussbauteilen aus Recycling-Al-Legierungen

6.4.1 Gefügesimulation mit JMatPro®, metallographische Schliffe und XRD

Die Erstarrungssimulation der Referenzlegierung im Druckgusskurbelgehäuse, vgl. Abbildung 78, zeigt, dass es aufgrund des hohen Fe- und Mn-Gehalts zu einer weit primären Erstarrung der Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ bei ca. 989 K (625 °C) kommt. Dies führt dazu, dass diese Phasen bei zu geringer Gießtemperatur möglicherweise bereits in der Gießkammer der Druckgussmaschine entstehen können oder als primäre Phase im Gefüge erstarren. Diese primäre Erstarrung spiegelt sich in einer groben Morphologie und teils lokale Anhäufung dieser Fe-haltigen intermetallischen Phasen wieder. Dies führt im metallographischen Schliff zu blockigen und skelettförmigen Fe-haltigen intermetallischen Phasen, vgl. Abbildung 81.

Die zweite Fe-haltige intermetallische Phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ erstarrt zeitgleich bzw. leicht vor dem eutektischen Si mit einem hohen Phasenanteil von 2 wt%. Diese Phase ist in dreidimensionaler Ansicht plattenförmig und erscheint im Schliff als Nadel bzw. längliche Phase. Aufgrund des hohen Phasenanteils ist diese Phase deutlich im Schliff in Abbildung 81 als Nadel bzw. länglicher Gefügebestandteil zu erkennen.

Nachdem ca. 95 % der Legierung erstarrt sind, bilden sich zuletzt die Cu- und Mg-haltigen Phasen Al_2Cu , $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$, $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ und sehr wenig $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Die Phase $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ erstarrt bei leicht höheren Temperaturen im Vergleich zu den restlichen Phasen und liegt demnach als kleine, blockige Phasen vor, was das Schliffbild bestätigt. Die beiden Phasen Al_2Cu und $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ bilden sich gleichzeitig, was darauf hindeutet, dass diese miteinander verwoben bzw. eng verbunden vorliegen. Im Schliff, vgl. Abbildung 81, sind blockige weiße Phasen zu erkennen, welche für die Phase $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ stehen. Außerdem liegen lamellare weiße Phasen in Verbindung mit mittelgrauen Phasen vor, die sich gegenseitig durchdringen bzw. eng verbunden sind, welche den Phasen Al_2Cu und $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ entsprechen. Deren typische Morphologie ergibt sich aus ihrer eutektischen Erstarrung. Die von JMatPro® für die Legierung 226D_Ref vorhergesagten Gefügebestandteile sind im Schliffbild somit qualitativ und pseudo-quantitativ bestätigt.

Die Erstarrungssimulation der ersten optimierten Legierung 226D_V1, vgl. Abbildung 79, zeigt durch angepassten Fe-Gehalt eine Verringerung der Erstarrungstemperatur und des Phasenanteils von $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, was im Gefüge weiterhin zu blockigen, relativ großen Fe-haltigen intermetallischen Phasen führt, vgl. Abbildung 82. Die zweite Fe-haltige erstarrende Phase ist bei dieser Legierung nicht $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, sondern die Mo-haltige Spezies AlFeMoSi . Diese beginnt sich knapp oberhalb der eutektischen Si-Temperatur zu bilden und erstarrt zeitgleich mit dem

eutektischen Si. Demnach ist diese Fe-haltige intermetallische Phase als kleine, blockige Phase im Al/Si-Eutektikum zu finden, was im Schliff in Abbildung 82 zu erkennen ist. Die bereits erwähnte Phase β -Al₅FeSi wird bei Temperaturen unterhalb der Erstarrung des Al/Si-Eutektikum in nur sehr geringem Anteil < 0,5 wt% vorhergesagt und sollte somit kaum bis gar nicht im Gefüge vorliegen. Metallographische Schliffe bestätigen diese Abwesenheit der Phase.

Auch bei dieser Legierung sind die zuletzt erstarrenden Phasen Al₂Cu, Al₅Cu₂Mg₈Si₆, Al₇Cu₄Ni und etwas Al₇Cu₂Fe. Da die Erstarrungstemperatur von Al₇Cu₄Ni und Al₇Cu₂Fe leicht oberhalb der beiden letzten Phasen Al₂Cu und Al₅Cu₂Mg₈Si₆ liegt, sind diese aller Voraussicht nach als kleine blockige Phasen im Gefüge zu erkennen. Die beiden Phasen Al₂Cu und Al₅Cu₂Mg₈Si₆ erstarren wiederum zeitgleich und bilden im Gefüge, vgl. Abbildung 82, entsprechend eutektische Strukturen aus weißen, d.h. Al₂Cu, und mittelgrauen, d.h. Al₅Cu₂Mg₈Si₆, Phasen.

Durch ein Lösungsglühen bei 738 K (465 °C) wird im Gleichgewichtsphasendiagramm in Abbildung 79 die vollständige Auflösung der Phase Al₂Cu und nahezu vollständige Auflösung von Al₅Cu₂Mg₈Si₆ vorhergesagt. Da Gussteile aber nie eine homogene Verteilung von intermetallischen Phasen aufweisen, verbleibt entgegen der theoretischen Berechnung ein kleiner Restphasenanteil im Gefüge, vgl. Abbildung 82. Außerdem wird keinerlei Veränderung der Phase Al₇Cu₄Ni im Gleichgewichtsfall bei 738 K (465 °C) gegenüber der Erstarrungsrechnung prognostiziert, was sich im Gefüge durch den Verbleib kleiner weißer blockiger Phasen bestätigt.

Die Anteile der Fe-haltigen intermetallischen Phasen α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, β -Al₅FeSi und AlFeMoSi verändern sich laut Gleichgewichtsdiagramm gegenüber der Erstarrungsberechnung. Allerdings ist im experimentellen Gefüge keine Veränderung dieser Phasen durch Lösungsglühen bei 738 K (465 °C) festzustellen, vgl. Abbildung 82. Diese Beobachtung wird durch Literaturbeobachtungen und der thermodynamischen Stabilität dieser Fe-haltigen intermetallischen Phasen bestätigt.

Die intermetallische Phase Al₇Cu₂Fe wird bei der Erstarrung nur mit einem geringen Anteil von ca. 0,4 wt% vorhergesagt. Im Gleichgewichtsfall bei 738 K (465 °C) hingegen wird ein signifikant höherer Anteil von ca. 1,2 wt% berechnet. Da es sich hier ebenfalls um eine Fe-haltige intermetallische Phase handelt, wäre ebenso von einer hohen thermodynamischen Stabilität und damit keinerlei Veränderung durch Lösungsglühen bei dieser Temperatur auszugehen. Allerdings zeigt sich im Experiment, dass bei EDX-Messungen an lösungsgeglühten Proben T6red wesentlich häufiger eine AlFeSiCu-Phase zu messen ist im Vergleich zu den nicht geglühten Proben T5mod. Dies legt die Vermutung nahe, dass bei der von JMatPro® prognostizierten Phase Al₇Cu₂Fe durch Lösungsglühen doch eine Veränderung stattfindet und sich eine AlFeSiCu-Phase mit eingeformter Morphologie und höherem Phasenanteil bilden kann.

Die Erstarrungssimulation der zweiten optimierten Legierung 226D_V2, vgl. Abbildung 80, unterscheidet sich dahingehend gegenüber der ersten Variante, dass durch Anpassung der Fe- und Mn-Gehalte die Erstarrungstemperatur und der Phasenanteil von α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ reduziert werden konnte. Somit sind im Schliff weniger und etwas kleinere blockig-grobe Fe-haltige

intermetallische Phasen zu beobachten, vgl. Abbildung 83. Die zweite Fe-haltige intermetallische Phase ist ebenfalls nicht β - Al_5FeSi , sondern die Mo-haltige Spezies AlFeMoSi , welche identisches Erstarrungsverhalten wie bei Legierung 226D_V1 aufweist. Lediglich ihr Phasenanteil fällt etwas geringer aus. Im Gefüge zeigt sich ihr Erstarrungsverhalten wiederum in Form kleiner, eingeformter Fe-haltiger intermetallischer Phasen. Die Phase β - Al_5FeSi wird ebenso mit Temperaturen unterhalb des Al/Si-Eutektikums und mit nochmals geringerem Gefügeanteil vorhergesagt, was dazu führt, dass diese im Schliff nicht mehr auftritt.

Die zuletzt erstarrenden Phasen sind wieder Al_2Cu , $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$, $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ und geringe Mengen $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Da auch bei dieser Legierung die Erstarrungstemperatur von $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ und $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ leicht oberhalb der beiden letzten Phasen Al_2Cu und $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ liegt, erscheinen diese als kleine blockige Phasen im Gefüge. Die Phasen Al_2Cu und $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ zeigen ein eutektisches Erstarrungsverhalten und bilden im Gefüge, vgl. Abbildung 83, entsprechend die verwobenen Strukturen aus weißen, d.h. Al_2Cu , und mittelgrauen, d.h. $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$, Phasen.

Ein Lösungsglühen bei 738 K (465 °C) bewirkt im Gleichgewichtsphasendiagramm in Abbildung 80 die vollständige Auflösung der Phase Al_2Cu sowie von $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$. Experimentell verbleibt entgegen der Simulation ein kleiner Restanteil im Gefüge, vgl. Abbildung 83. Zudem wird keinerlei Veränderung der Phasen $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ und $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ im Gleichgewichtsfall bei 738 K (465 °C) gegenüber der Erstarrungsrechnung prognostiziert, was sich im Gefüge durch den Verbleib kleiner weißer blockiger Phasen sowie kleiner abgerundeter Fe-haltiger Phasen bestätigt.

Die Gefügebestandteile α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, β - Al_5FeSi und AlFeMoSi verändern sich laut Gleichgewichtsberechnung gegenüber der Erstarrungsberechnung. Da aber auch hier, wie oben bereits begründet, von einer hohen thermodynamischen Stabilität auszugehen ist, ist im Schliff keine Veränderung dieser Phasen durch Lösungsglühen bei 738 K (465 °C) festzustellen, vgl. Abbildung 83.

Bei der Röntgendiffraktometrie bestätigen die reduzierte Intensität oder das Ausbleiben der Peaks für Al_2Cu und $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ in Abbildung 85 bzw. Tabelle 38 und Tabelle 39 in den Zuständen T6red gegenüber T5mod die im Mikroskop erkennbare Auflösung dieser Phasen durch Lösungsglühen 738 K (465 °C). Dieser Vorgang wird durch JMatPro® Simulation ebenso vorhergesagt und entsprechend wird die Effektivität des Lösungsglühens bestätigt. Der geringe Phasenanteil der Fe-haltigen intermetallischen Phasen $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ und Al_5FeSi , deren komplexere Struktur und die Überlagerung mit Signalen anderer Gefügebestandteile erschwert eine eindeutige Auswertung der Diffraktogramme. Für $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ sind in Abbildung 86 und Tabelle 40 für alle Legierungen und Zustände schwach ausgeprägte Peaks vorhanden, was auf ein generelles Vorhandensein dieser Phase hindeutet. Dies wird durch Mikroskopieaufnahmen und JMatPro®-Berechnungen bestätigt. Für Al_5FeSi sind nur für 226D_Ref T5mod 230 schwache Peakansätze erkennbar, vgl. Abbildung 86 und Tabelle 41. Gefügebilder und JMatPro®-Rechnungen bestätigen einen sehr geringen Phasenanteil in dieser Legierung ohne Mo. Dies

bestätigt hierbei den wirksamen Effekt des Mo zur Unterdrückung der Fe-haltigen intermetallischen Phase Al_5FeSi .

Die beiden Versuchslegierungen 226D_V1 und 226D_V2 mit ihren entsprechenden Gefügen sprechen gegenüber der Referenzlegierung einerseits für das Potential erhöhter Duktilität aufgrund der kontrollierten Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Sprödphasen und andererseits im lösungsgeglühten T6red-Zustand für potentiell erhöhte Dehngrenze und Festigkeit durch Auflösung der Cu- und Mg-haltigen Phasen und der daraus resultierenden Al-Mischkristall-Übersättigung.

Aus diesen Untersuchungen lässt sich weiter schlussfolgern, dass die von JMatPro® prognostizierten Gefügebestandteile im Gusszustand durch die *Solidification* Rechnung qualitativ und teils quantitativ bestätigt werden. Außerdem kann durch Gleichgewichtsberechnungen das Gefüge nach Lösungsglühen mit hoher Sicherheit vorhergesagt werden.

Bei den T6red-Gefügebildern ist erkennbar, dass sich das eutektische Si deutlich fragmentiert und teils eingeformt hat. Basierend auf den Messungen des Radius der Äste des eutektischen Si im Zustand T5mod 230 von $(0,31 \pm 0,04) \mu m$ und der Abschätzung der Desintegrationszeit in Abhängigkeit des Radius der Si-Äste in Abbildung 12 beträgt die bei 738 K (465 °C) zur Fragmentierung nötige Zeit ca. 130 min. Somit reicht ein Lösungsglühen von 180 min bei 738 K (465 °C) deutlich aus um das Si-Netzwerk zu fragmentieren und sogar teils einzuformen, was die experimentellen Schlibfbilder bestätigen.

6.4.2 Quasistatische mechanische Kennwerte und JMatPro®

Der erste Schritt bei quasistatischen mechanischen Kennwerten war die Berechnung jener bei Raumtemperatur mit JMatPro®. Aus Tabelle 42 ist zu entnehmen, dass die theoretisch erreichbare Dehngrenze des Referenzmaterials einen etwas höheren Wert aufweist im Vergleich zu den beiden Versuchslegierungen, da diese einen etwas geringeren Gehalt an aushärtenden Elementen Cu und Mg aufweisen. Durch Absenkung der Warmauslagerungstemperatur von T5mod 230 auf T5mod 200 ist ein deutlicher Anstieg der theoretischen Dehngrenze um 26 MPa bzw. 34 MPa zu verzeichnen. Dieser Anstieg deckt sich mit Beobachtungen aus der Literatur und wird durch JMatPro® abgebildet. Die Anwendung einer zweistufigen Wärmebehandlung T6red hebt die Dehngrenze in die 300 MPa Kategorie, wobei sich hier die einzelnen Legierungen und Warmauslagerungen kaum mehr unterscheiden, da das maximale Verfestigungspotential ausgeschöpft wäre.

Die experimentellen Kennwerte des Referenzmaterials, vgl. Abbildung 87, von 205-230 MPa, je nach Lage der Zugproben, zeigen ein hohes Maß an Übereinstimmung mit dem von JMatPro® prognostizierten Wert von 217 MPa. Die Probe Zyl.steg 10 weist die höchste Bruchdehnung und Zugfestigkeit im Vergleich zu den restlichen Proben des Zylinderstegs auf, da hier die bestmöglichen Erstarrungsbedingungen vorliegen. Aufgrund dieser Erstarrungsbedingungen wird ein sehr feines und fehlerarmes Gefüge beim Guss hergestellt, was sich in den hohen Kennwerten widerspiegelt. Die tiefer im Zylindersteg befindlichen Proben Zyl.steg 40 und Zyl.steg 80 besitzen

zwar identische Dehngrenzen, allerdings sinkt die Bruchdehnung und Zugfestigkeit aufgrund langsamerer und zeitlich späterer Erstarrung sowie unzureichender Nachspeisung ab. Die Probe HL-Gasse befindet sich randnah direkt über der Hauptlagergasse und erfährt ebenfalls eine hohe Erstarrungsgeschwindigkeit sowie zudem den Nachdruck des Druckgussprozesses. Somit ist hier ein feines und zugleich dichtes Druckguss-Gefüge möglich, was sich ebenfalls in der Bruchdehnung widerspiegelt. Die beiden Proben LS-V und ZK-V bilden anhand hohler Zugproben die Eigenschaften der vorgegossenen Verschraubungsbereiche von Zylinderkopf und Lagerstuhl ab. Hier zeigt sich die im Druckguss durch Jet-Cooling höchstmögliche Erstarrungs- und Abkühlgeschwindigkeit in Kombination mit Lagerstuhlprühen nach Öffnen des Werkzeugs in Form der höchsten erreichten Dehngrenze im Bauteil. Durch diese Erstarrungs- und Abkühlbedingungen wird ein extrem feines Gefüge in Verbindung mit einer möglichst hohen Mischkristallübersättigung aus dem Gussprozess heraus erzielt und somit die Obergrenze der quasistatischen mechanischen Kennwerte definiert.

Die optimierte Legierung 226D_V1 weist einen vergleichbar hohen Cu- und Mg-Gehalt wie das Referenzmaterial auf und erreicht somit bei identischer Wärmebehandlung T5mod 230 auch vergleichbare Werte der Dehngrenze von 207-221 MPa, vgl. Abbildung 88. Dies bestätigt die Simulationsberechnung von 208 MPa. Der Vorteil dieser optimierten Legierung ist, dass dabei die Bruchdehnung im Mittelwert um bis zu 29 % ansteigt. Entsprechend werden auch leicht höhere Werte für die Zugfestigkeit erreicht. Grund dafür ist vornehmlich die Optimierung des Gefüges hinsichtlich der Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Sprödphasen durch die Zugabe von 0,12 wt% Mo. Durch Absenken der Warmauslagerungstemperatur auf T5mod 200 wird die Dehngrenze im Zugversuch um 14-24 MPa, je nach Probenposition, gesteigert. Gleichzeitig steigt auch die Zugfestigkeit um bis zu 22 MPa an. Im Zylindersteg zeigt sich ein geringeres Steigerungspotential von Dehngrenze und Zugfestigkeit im Vergleich zum Lagerstuhl, da der Stegbereich nach Öffnen der Druckgussform im Gegensatz zum Lagerstuhlprühen nicht zusätzlich abgeschreckt wurde und somit durch geringere Mischkristallübersättigung auch ein geringeres Festigkeitspotential vorliegt. Die Bruchdehnung verbleibt durchweg auf erhöhtem Niveau und wird durch die gesteigerte Festigkeit nicht beeinflusst.

Bei der zweistufigen Wärmebehandlung T6red 230 der Legierung 226D_V1 wird das höchste Maß an Duktilität für diese Legierung 226D_V1 erzielt, da die Bruchdehnung im Maximum bis knapp 2 % erreicht. Allerdings liegt hier ein überalterter Zustand vor, weil die experimentelle Dehngrenze von 240-254 MPa deutlich unterhalb des berechneten Wertes von 306 MPa liegt. Grund hierfür ist vermutlich, dass bei der Warmauslagerungstemperatur von 503 K (230 °C) der T6-Zustand bereits nach weniger wie 2 h Haltezeit erreicht wird. Durch diese Überalterung werden aber dennoch die geforderten Kennwerte, vgl. Tabelle 1, für Dehngrenze und Zugfestigkeit sowie teils für Bruchdehnung erreicht und somit das optimale Eigenschaftsspektrum des optimierten Gefüges genutzt. Wenn hingegen geringere Bruchdehnungen ausreichen und ein hohes Maß an Festigkeit

gefordert wird, so ist dies mit der Wärmebehandlung T6red 200 erreichbar. Hierdurch werden 279-302 MPa Dehngrenze erzielt, was nahe an den berechneten Wert von 310 MPa heranreicht und somit ein nur gering überalterter Zustand vorliegt. Die Bruchdehnung liegt dabei auf gleichem oder leicht höherem Niveau im Vergleich zu T5mod 200, aber unterhalb T6red 230.

Die zweite optimierte Legierung 226D_V2 mit reduziertem Fe- und Cu-Gehalt kann sich durch deutlich erhöhte Werte der Bruchdehnung profilieren, vgl. Abbildung 89. Konkret wird eine Steigerung um bis zu 38 % gegenüber 226D_V1 erreicht. Allerdings geht dies zu Lasten der Dehngrenze, da diese bei identischer Wärmebehandlung z.B. T5mod 230 um ca. 20-25 MPa unterhalb der ersten optimierten Legierung 226D_V1 liegt. Eine Absenkung der Warmauslagerungstemperatur auf T5mod 200 eröffnet wiederum die Möglichkeit die Werte der Dehngrenze und Zugfestigkeit auf vergleichbares Niveau wie 226D_V1 T5mod 230 zu heben. Dabei besticht diese Legierung noch immer mit höherer Bruchdehnung. Die maximale Bruchdehnung wird mittels zweistufiger Wärmebehandlung T6red 230 mit bis zu 3,2 % bei moderater Dehngrenze von bis zu 232 MPa erreicht. Dieser Zustand ist überaltert, da die laut JMatPro® erreichbare Dehngrenze von 297 MPa weit unterschritten wird. Die abgesenkte Warmauslagerungstemperatur T6red 200 führt wiederum zu gesteigerter Dehngrenze 244-276 MPa bei hoher Bruchdehnung bis 2 %, was die geforderten Kennwerte aus Tabelle 1 in greifbare Nähe bringt. Jedoch wird die berechnete Dehngrenze von 302 MPa nicht erreicht, was ebenso für eine leichte Überalterung spricht.

Zusammengefasst bedeutet dies, dass mit JMatPro® eine valide Vorhersage der erreichbaren Dehngrenze in T5mod und eine teilweise valide Vorhersage für T6red möglich ist. Die optimierte Legierung 226D_V1 ist im Zustand T6red 200 und T6red 230 in der Lage die geforderten Kennwerte hinsichtlich Dehngrenze und Zugfestigkeit, aber nicht hinsichtlich Bruchdehnung zu erfüllen. Bei der Legierung 226D_V2 ermöglicht der Zustand T6red 200 das Potential neben Dehngrenze und Zugfestigkeit auch die Forderungen der Bruchdehnung zu erfüllen. Allerdings ist im folgenden Schritt die thermische Stabilität der mechanischen Kennwerte bei erhöhter Temperatur sowie langfristiger Exposition zu bewerten.

Die Warmfestigkeit der Referenzlegierung in Form der Dehngrenze ist in Abbildung 90 dargestellt. Die beiden durchgezogenen Linien entsprechen den simulierten Verläufen der Dehngrenze in Abhängigkeit der Prüftemperatur basierend auf den minimalen und maximalen Kennwerten der Raumtemperatur. Hieraus wird ein Kennwertfenster simulativ eröffnet. Es zeigt sich, dass die Werte der Dehngrenze bei den Temperaturen 423 K (150 °C), 473 K (200 °C) und 503 K (230 °C) dem vorhergesagten Trend folgen und im prognostizierten Kennwertfenster liegen. Zwischen Raumtemperatur und 423 K (150 °C) Prüftemperatur ist nur ein sehr geringer Abfall von ca. 5-10 % festzustellen. Der eigentliche Einbruch der Dehngrenze ist bei 473 K (200 °C) von ca. 14-20 % gegenüber Raumtemperatur festzustellen. Eine weitere Erhöhung der Prüftemperatur auf 503 K (230 °C) führt zu einem Abfall von 19-24 % der Dehngrenze gegenüber

Raumtemperatur. Dieser Kennwertabfall und teilweise erkennbare „Kennwertknick“ zwischen 423 K (150 °C) und 473 K (200 °C) Prüftemperatur entspricht dem Übergang zwischen ca. 0,45 T_S und 0,5 T_S und ist damit zu erklären, dass der Verfestigungsmechanismus sich ändert und somit der Werkstoffwiderstand der Ausscheidungen gegenüber der Versetzungsbewegung mit steigender Temperatur absinkt.

Bei den Versuchslegierungen und –wärmebehandlungen, vgl. Abbildung 91 und Abbildung 92, zeigt sich vergleichbares Verhalten der abfallenden Werte der Dehngrenze über der Prüftemperatur. Ebenso folgen die experimentellen Mittelwerte den mit JMatPro® jeweils prognostizierten Verläufen. Lediglich das allgemeine Festigkeitsniveau verschiebt sich zu höheren oder niedrigeren Werten.

Die Wärmebehandlung T5mod 200 liefert gegenüber T5mod 230 wie oben bereits beschrieben bei Raumtemperatur höhere Werte für die Dehngrenze. Dieser Kennwertzuwachs wird auch bei erhöhten Prüftemperaturen wiedergegeben, wenn auch in etwas geringerem Maße. Das signifikant höhere Kennwertniveau durch T6red-Wärmebehandlung spiegelt sich auch bei erhöhter Prüftemperatur wieder. So kann beispielsweise durch 226D_V1 mit T6red 230 bei 473 K (200 °C) Prüftemperatur eine Dehngrenze von > 190 MPa gewährleistet werden. Eine Absenkung der Warmauslagerung auf T6red 200 eröffnet die Möglichkeit bei 473 K (200 °C) Prüftemperatur eine Dehngrenze von > 240 MPa zu erreichen.

Die Raumtemperatur-Dehngrenze nach Langzeittemperaturbelastung in Abbildung 93 bis Abbildung 95 zeigt, dass die tendenzielle Vorhersage der Kennwerte mit JMatPro® in Abhängigkeit der Langzeitbelastungstemperatur auf Basis der minimalen und maximalen Raumtemperaturwerte ein brauchbares erstes Kennwertfenster für das Werkstoffverhalten liefert. Die experimentellen Kennwerte für die T5mod-Varianten liegen bei den erhöhten Belastungstemperaturen durchweg oberhalb der simulierten Werte, wohingegen die Werte der T6red-Varianten für 453 K (180 °C) und 473 K (200 °C) die berechneten Werte tendenziell unterschreiten.

Weiter ist zu erkennen, dass sich durch 423 K (150 °C) die Dehngrenze nicht verringert, sondern die Legierungen in manchen Fällen sogar um einige MPa nachhärten. Dies kann daran liegen, dass bei den gewählten Warmauslagerungstemperaturen eine höhere Al-Mischkristallkonzentration an Cu und Mg stabil ist als bei 423 K (150 °C) und sich somit trotz vorheriger Warmauslagerung über die lange Zeit noch ein gewisser Anteil festigkeitssteigernder Ausscheidungen bilden kann. Außerdem reicht die Temperatur von 423 K (150 °C) nicht aus um die bei 473 K (200 °C) bzw. 503 K (230 °C) gebildeten Ausscheidungen zu vergrößern.

Bei 453 K (180 °C) Langzeittemperaturbelastung zeigt sich durchweg ein deutlicher Abfall der Dehngrenze, wobei im Vergleich der Varianten ein höheres Kennwertniveau bei Raumtemperatur sich auch nach dieser Temperaturbelastung noch tendenziell in einem höheren Kennwertniveau niederschlägt. Allerdings kann der T6red-Zustand hier gegenüber dem T5mod-Zustand durch

deutlich höhere Werte der Dehngrenze von bis zu ca. 20 MPa bestechen. Genereller Grund des Kennwertabfalls ist, dass durch die erhöhte Temperatur von 453 K (180 °C) für 500 h sich die festigkeitssteigernden Ausscheidungen teils in stabilere Varianten umgewandelt haben oder auch vergrößert sind. Allerdings ist dieser Prozess nicht zu weit voran geschritten, da sie dennoch einen Rest ihres festigkeitssteigernden Charakters beibehalten. Im T6red-Zustand ist im Vergleich zu T5mod eine wesentlich höhere Ausscheidungsmenge und -dichte vorhanden, sodass trotz Vergrößerung ein höheres Festigkeitsniveau bewahrt werden kann.

Der nochmals starke Abfall der Dehngrenze bei 473 K (200 °C) Langzeittemperaturbelastung auf ca. 150-165 MPa im T5mod-Fall und auf ca. 145-155 MPa im T6red-Fall ist damit zu erklären, dass die einst bei der Wärmebehandlung gezielt erzeugten Ausscheidungen weiter gewachsen sind oder sich in eine stabilere Variante umgewandelt haben und damit den Großteil ihres festigkeitssteigernden Charakters verloren haben. Die verbleibende Grundfestigkeit einer untereutektischen AlSi-Gusslegierung kann mittels Hall-Petch Beziehung und dem vorliegenden SDAS abgeschätzt werden [162]. So ergibt sich ein Bereich der Grunddehngrenze von ca. 152...172 MPa für einen hypothetischen SDAS von 20 µm und ca. 143...163 µm für einen hypothetischen SDAS von 25 µm [162].

Aus Ingenieur-Sicht ist dieses Verhalten auch dahingehend zu deuten, dass die Ausscheidungen bei 473 K (200 °C) weiter wachsen, da diese bei vergleichbaren Temperaturen wie 473 K (200 °C) oder 503 K (230 °C) gezielt gebildet wurden und die Bildung von Ausscheidungen nicht zwischen gezielter Wärmebehandlung oder Langzeittemperaturbelastung gestoppt werden kann. Die Thermodynamik der Ausscheidungen schreitet also weiter voran. Das geringfügig höhere Niveau der Dehngrenze im T5mod-Zustand gegenüber dem T6red-Zustand ist mit dem noch zusammenhängenden Si-Netzwerk und dessen Beitrag zur Festigkeit zu erklären.

Letztlich zeigt sich, dass durch JMatPro® der tendenzielle Verlauf der Dehngrenze unter Langzeittemperaturbelastung als erster Anhaltspunkt abgebildet werden kann. Die stabilen Dehngrenzen bei 423 K (150 °C)/500 h und die abfallenden Kennwerte bei 453 K (180 °C)/500 h und 473 K (200 °C)/500 h sind werkstofflich plausibel erklärbar und bei der Bauteilauslegung unbedingt zu berücksichtigen.

6.4.3 Dauerschwellfestigkeit bei erhöhter Temperatur

Die dynamischen mechanischen Kennwerte in Abbildung 96 zeigen bereits für die Referenzlegierung ein hohes Niveau von ca. 52 MPa. Die Pü50-Werte der Standard- und Hohl-Proben liegen dabei vergleichbar übereinander. Dies zeigt, dass bereits trotz der nichtoptimierten Legierung und Wärmebehandlung die ausgesprochen hochwertige Gießtechnik zu einem dichten Gefüge für hohe Dauerfestigkeitswerte für Druckguss-Powertrainbauteile führt.

Die optimierte Legierung 226D_V1 bei identischer Wärmebehandlung T5mod 230 liefert minimal höhere Werte für Pü50 von ca. 53 MPa, allerdings reicht der Fehlerbalken auf vergleichbar

niedriges Niveau herab wie beim Referenzmaterial, wobei die maximalen Werte höher liegen. Die Anpassung der Warmauslagerung auf T5mod 200 führt zu höheren Pü50-Werten von 57 MPa der Standardprobe und 54 MPa der Hohl-Probe bei minimalem Fehlerbalkenwert von ca. 51,5 MPa. Dieser Zuwachs an Dauerfestigkeit wird durch die Kombination der hochwertigen Druckgusstechnik und der optimierten Legierung und reduzierten Warmauslagerungstemperatur erzielt. Denn ein dichtes Gefüge mit fein verteilten Ausscheidungen bietet einen hohen Widerstand gegen Versetzungsbewegung und Rissausbreitung. Die beiden T6red-Varianten der Legierung 226D_V1 liegen bzgl. der Standardprobe auf vergleichbarem Niveau wie T5mod 230 bei ca. 53 MPa, allerdings mit deutlich geringerem Fehlerbalken, da hier kein heterogenes Gussgefüge sondern ein homogenisiertes, lösungsgeglühtes Gefüge vorliegt und somit die Streuung verringert wird. Voraussetzung ist allerdings auch hier eine hochwertige Gießtechnik und das daraus resultierende dichte Gefüge. Die Pü50-Werte der Hohl-Proben fallen im Kennwertniveau deutlich ab auf 44 MPa bzw. 47 MPa, was gemäß Abbildung 117 auf das Vorhandensein von Poren in beeinflussender Größe hindeutet.

Die zweite optimierte Legierung 226D_V2 liegt im Kennwertniveau der Standardproben bei T5mod etwas unterhalb der 226D_V1, da diese Legierung weniger aushärtende Elemente und damit weniger Ausscheidungen enthält, die die Versetzungsbewegung behindern können. Die T6red-Standardproben weisen ein etwas geringeres Niveau als die T5mod-Proben auf, wobei 47 MPa noch immer ein hohes Niveau beschreiben. Außerdem weichen im T6red-Fall die Hohl-Proben kaum von den Standardproben ab, was auf ein vergleichbares Porositätsbild in beiden Probenpositionen hindeutet.

Die Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastwechseln wird deutlich durch den Porositätsgrad der Probe beeinflusst. So gibt es einen Zusammenhang zwischen der Dauerfestigkeit und der Ausdehnung der größten Pore bei verschiedenen AlSiMgCu-Legierungen. Allgemein gilt, dass mit zunehmender Größe dieser strukturellen Defekte die Dauerfestigkeit sinkt. Die Sensitivität der Dauerfestigkeit auf diese Defekte ist zusätzlich abhängig vom Lastverhältnis. So wird die Dauerfestigkeit bei einem Lastverhältnis von $R = -1$ durch Poren $< 500 \mu\text{m}$ nicht beeinflusst, wobei es oberhalb dieser Größe zu einem scharfen Abfall kommt. Bei dem Lastverhältnis $R = 0$ setzt dieser Abfall bereits ab $50 \mu\text{m}$ Porengröße ein, vgl. Abbildung 117. [163]

Diese Sensitivität der Dauerfestigkeit auf Porosität erklärt im Druckguss das vergleichsweise niedrige Niveau der Werte bei $R = 0$ bzw. $R = 0,05$, da immer ein geringes Maß an Porosität im Druckgussteil vorhanden ist. Ebenso wird der Abfall der Werte von T6red gegenüber T5mod erklärbar. Für gesteigerte Werte der Dauerfestigkeit ist somit eine *high-end* Vakuum-Gießtechnik unumgängliche Voraussetzung.

Statt der Defektgröße in den Proben, welche aufwändig mittels Computertomographie bestimmt werden müssten, wurde der relative Dichteunterschied bzgl. der berechneten JMatPro®-Dichte bestimmt. Hier ist in Abbildung 99 und Abbildung 100 deutlich erkennbar, dass mit zunehmender

Dichteabweichung, d.h. zunehmendem Porositätsgrad, ein Abfall der ertragbaren Spannungsamplitude eintritt. Bei den Standardproben, welche nur eine Einschnürung mit großem Radius und keinen Gleichmaßbereich aufweisen, ergibt sich für $> 1,0\%$ Dichteunterschied ein Plateau, welches sich bei den Legierungsvarianten aufgrund des unterschiedlichen Cu-Gehalts lediglich im Niveau unterscheidet, vgl. jeweils linke Grafiken. Bei den hohlen HCF-Proben, vgl. rechte Grafiken, kommt es im betrachteten Bereich durchweg zu einem Abfall der ertragbaren Spannungsamplitude mit zunehmendem Dichteunterschied, da diese Proben einen Gleichmaßbereich von 10 mm und zudem Außen- und Innenoberfläche besitzen und somit eine gegenüber der Standardprobe vergleichsweise große Oberfläche aufweisen, die mit der Spannungsamplitude belastet wird. Folglich ist die Wahrscheinlichkeit auch erhöht, dass Fehlstellen an die Oberfläche münden und als Rissausgangsstelle fungieren können. Dies erklärt die erhöhte Sensitivität hinsichtlich Porosität in Form der relativen Dichteabweichungen der hohlen HCF-Proben. Die höchsten Werte der ertragbaren Spannungsamplitude werden für die Legierungsvariante 226D_V1 im Zustand T5mod 200 erreicht, da hier ein dichtes Gefüge mit der geringsten relativen Dichteabweichung gegenüber JMatPro® und zugleich die höchste Dichte an festigkeitssteigernden Ausscheidungen im T5mod-Zustand aller Legierungen vorliegen.

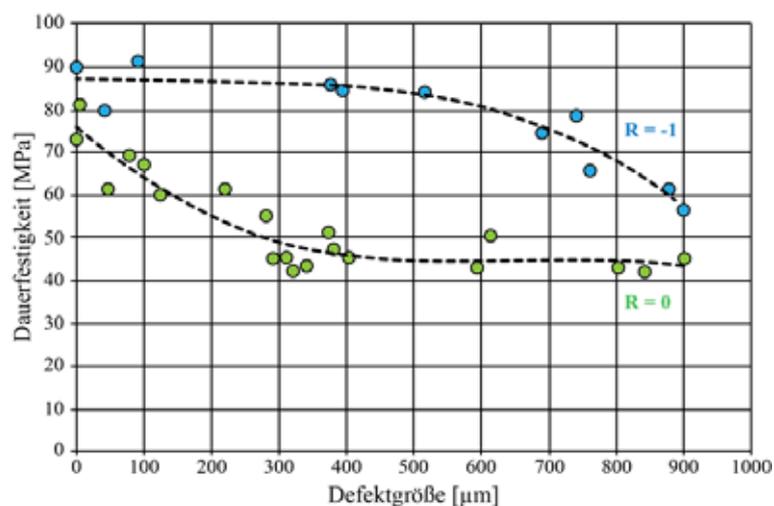


Abbildung 117: Abhängigkeit der Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastwechseln von der größten Defektausdehnung für verschiedene Lastverhältnisse einer AlSi7Mg Legierung, nach [164].

Die geprüfte Zahl an Lastwechseln von 10^7 gibt zwar einen ersten Anhaltspunkt für Kennwerte und ermöglicht einen relativ raschen Vergleich unterschiedlicher Varianten, aber von einer wirklichen Dauerfestigkeit ist noch nicht zu sprechen. Nahezu alle Brüche gehen von Bearbeitungsartefakten oder Gussdefekten aus, was auch aus der Literatur bekräftigt wird. Von einer wahren Dauerfestigkeit könnte erst bei $> 10^9$ Lastwechseln gesprochen werden, da erst bei diesem hohen Lastwechselnivea von einem Ermüdungsverhalten aus dem Werkstoffinneren und nicht durch Defekte gesprochen werden kann. [165]

Die Gegenüberstellung von Dauerfestigkeit Pü50 und Dehngrenze bei Raumtemperatur in Abbildung 98 zeigt für die T5mod-Varianten sowohl für die Standardproben, als auch die Hohl-

Proben mit zunehmender Dehngrenze eine tendenziell höhere Dauerfestigkeit. Da bei dieser Wärmebehandlung mögliche Fehlstellen des Gefüges nicht beeinflusst werden und konstant bleiben, können die festigkeitssteigernden Ausscheidungen sowohl die Fehlstellen-unabhängige Dehngrenze als auch die Fehlstellen-abhängige Dauerfestigkeit nach oben treiben. Bei den T6red-Varianten hingegen kann durch Ausscheidungen die Fehlstellen-unabhängige Dehngrenze weit gesteigert werden, wohingegen die Dauerfestigkeit durch die zunehmende Porosität und Gefügeauflockerung des Lösungsglühens nicht zusammen mit der Dehngrenze ansteigt, sondern sogar sinkt. Somit werden die höchsten Dauerfestigkeiten nur in Kombination eines dichten Gefüges und einer optimierten, temperaturreduzierten Warmauslagerung T5mod 200 erzielt.

6.4.4 Kerbschlagbiegeversuch

Für die Bewertung der Kerbempfindlichkeit wurde der Kerbschlagbiegeversuch durchgeführt. In Abbildung 101 ist erkennbar, dass die Referenzlegierung 226D_Ref im Zustand T5mod 230 im Vergleich zu den optimierten Legierungen und Wärmebehandlungen in Abbildung 102 bei allen Kerbgeometrien die geringsten Werte aufweist. Die schärfste Prüfbedingung V-Kerb liefert die geringsten Werte, dicht gefolgt vom U-Kerb. Durch Optimierung der Zusammensetzung bei 226D_V1 kann die Kerbschlagarbeit der gekerbten Proben bereits um bis zu 20 % gesteigert werden, nur dadurch, dass die nadeligen Sprödphasen Al_3FeSi vollständig unterdrückt werden. Eine Reduzierung des Cu-Gehalts bei 226D_V2 führt gegenüber dem Referenzmaterial zu einer Steigerung von bis zu 50 % aufgrund zusätzlicher Reduzierung des Anteils der Cu-haltigen intermetallischen Phasen. Wird eine T6red-Wärmebehandlung durchgeführt, so werden dadurch die Cu- und Mg-haltigen intermetallischen Phasen aufgelöst und zugleich das eutektische Si eingeformt. Dies hat zur Folge, dass die Kerbschlagarbeit bei 226D_V1 um bis zu 85 % und bei 226D_V2 um bis zu 116 % gegenüber Referenzmaterial der gekerbten Proben ansteigt. Diese Duktilisierung des Materials durch Legierungsanpassung und Wärmebehandlung spiegelt sich ebenfalls in den Kerbschlagwerten der kerblosen Proben wieder. In Kapitel 6.4.7 wird nochmals näher auf die Bedeutung der Kerbschlagarbeit und Zusammenhänge zu weiteren Größen eingegangen.

6.4.5 *Differential Scanning Calorimetry* und JMatPro® Ausscheidungssimulation

Die DSC-Messungen aller Legierungen und Wärmebehandlungen liefern signifikante Peaks, welche sich durch Auflösungs- und Bildungsreaktionen von Ausscheidungen erklären lassen. In Tabelle 44 in Verbindung mit Tabelle 16 stehen die endothermen Peaks A1 und A2 für die Auflösung von GPII-Zonen bzw. θ''/Q'' , je nach vorheriger Warmauslagerungstemperatur. Die exothermen Peaks B1, B2 und B3 stellen die darauffolgende Bildung von metastabilen Ausscheidungen θ'/Q' , gefolgt von teilweise Auflösung durch endothermen Peak C, dar. Die Peaks

D und E stehen für die Bildung und Auflösung der stabilen Gleichgewichtsphasen θ/Q . Bei allen Ausscheidungsvorgängen wird die β - Mg_2Si -Spezies vernachlässigt, da diese sich aufgrund der Elementverhältnisse, wie in Kapitel 3.6.3.2 beschrieben, aller Voraussicht nach nicht bildet.

Die für diese Arbeit relevanten Unterschiede der DSC-Kurven sind einerseits die Ausprägungen der Peakhöhen und andererseits das Auftreten der ersten Peaks. So weisen die Proben mit niedrigerer Warmauslagerungstemperatur T5mod 200 deutlicher ausgeprägte Peaks gegenüber T5mod 230 auf. Stellt man diese den T6red-Varianten gegenüber, so wird diese Beobachtung nochmals deutlicher. Dieser Unterschied wird auch durch JMatPro® Simulationen anhand der berechneten maximal möglicher Ausscheidungsmengen in Tabelle 45 erkennbar. Die DSC-Kurve des Referenzmaterials ist vergleichbar zur Legierung 226D_V1 T5mod 230, da diese sich im Cu- und Mg-Gehalt sehr ähneln.

Der erste Peak der T5mod 230 Varianten ab 507 K (230 °C) steht für die Auflösung der bei der Warmauslagerung gebildeten GPII-Zonen und bereits teils metastabilen Phasen. Denn anschließend fehlt der exotherme Peak B1, welcher bei T5mod 200 wiederum vorhanden ist und eigentlich für die Bildung der metastabilen Spezies steht. Der bei T5mod 200 gegenüber A2 kleiner ausfallende Peak A1 steht teils für die Auflösung von GP-Zonen, da sich anschließend bei den Peaks B1-B3 erst weitere GP-Zonen und metastabile Phasen bilden. Auch die simulierten Ausscheidungen in Abbildung 106 und Abbildung 107 bestätigen diesen Unterschied zwischen den Warmauslagerungstemperaturen. So ist bei 503 K (230 °C) Warmauslagerung vor allem die Bildung der θ -Prime-Spezies bereits weiter auf den Iso-Linien vorangeschritten, wohingegen bei 473 K (200 °C) die Iso-Linie gerade so erreicht wird. Dies bedeutet, dass bei 503 K (230 °C) sich bereits teils Nachfolgespezies der θ -Prime-Spezies bilden konnten und damit in der DSC-Kurven entsprechende Peaks ausbleiben, wohingegen bei 473 K (200 °C) alle endothermen Peaks der metastabilen Phasen auftreten, da diese bei der eigentlichen Warmauslagerung noch nicht gebildet wurden. Diese Teilstabilisierung spiegelt sich im unterschiedlichen thermischen Gusswachstum in Kapitel 5.4.7 wieder.

Bei den T6red-Varianten werden die Unterschiede der Warmauslagerungstemperaturen nochmals deutlicher dargestellt. So entfällt bei T6red 230 der endotherme Peak A2 und der exotherme Peak B1, da der endotherme Peak A1 bereits für die Auflösung von teilweise gebildeten GPII-Zonen steht. Dies wird durch die simulierten Phasenanteile in Kombination mit den Ofenkurven bestätigt, da auch hier bereits bei 503 K (230 °C) Warmauslagerung die Iso-Linie vorangeschritten ist. Die Peaks B2 und B3 fallen entsprechend kleiner aus im Vergleich zu T6red 200, was bzgl. des irreversiblen thermischen Wachstums für einen stabileren Zustand spricht. Die Variante T6red 200 mit dem ersten endothermen Peak A2, der für die Auflösung von GP-Zonen steht, gefolgt von den exothermen Peaks B1-B3, die für die Bildung der metastabilen Spezies stehen, in Kombination mit den simulierten Phasenanteilen und dem gerade so Erreichen der Iso-Linie durch die Ofenkurve,

bestätigen das Erreichen der hohen Werte für die Dehngrenze und lassen von einem T6-Zustand sprechen.

Der Vergleich der unterschiedlichen Legierungen bei identischer Wärmebehandlung spiegelt den Anteil der aushärtenden Elemente Cu und Mg wieder. Die Legierung 226D_V1 mit höheren Elementgehalten zeigt in den DSC-Kurven auch höhere Peaks gegenüber 226D_V2 entsprechend der Legierungszusammensetzung. Diese Peakunterschiede bestätigen die von JMatPro® berechneten Ausscheidungsmengen in Tabelle 45.

6.4.6 Irreversibles thermisches Wachstum

Das irreversible thermische Wachstum von Gussbauteilen bei einer definierten Temperatur ist ein Maß dafür, wie stabil die vorliegenden Ausscheidungen hinsichtlich weiteren Temperatureintrags nach der gezielten Wärmebehandlung sind. Da die Entwicklungsstadien von Ausscheidungen, insbesondere Q- und θ -Spezies, unterschiedliche Dichte aufweisen, führt dies an Bauteilen zu makroskopischen Dimensionsänderungen, dem sogenannten irreversiblen thermischen Wachstum. Für Kurbelgehäuse ist hierbei das Wachstum bei 423 K (150 °C) und 473 K (200 °C) relevant, vgl. Abbildung 108 bis Abbildung 110.

Die gezielte Einstellung des irreversiblen thermischen Wachstums ist auch dahingehend wichtig, da negative oder positive dimensionale Änderungen zum Lösen oder Verschärfen von Verbindungen oder Passungen zwischen Motorkomponenten führen können. Dies wiederum kann zu Leckage oder übermäßigem Verschleiß während des Betriebs, zu Rissen in den Bauteilen oder unerwünschtes Geräuschverhalten führen. Eine AlSi6Cu3Fe1-Legierung zeigt nach Lösungsglühen bei 495 °C / 6 h und einer Warmauslagerung bei 473 K (200 °C) für 1 h keinen stabilen Zustand, da bei einem komplexen Temperatur-Prüfzyklus ein Restwachstum von ca. 0,05 % verzeichnet wird. Eine Verlängerung der Warmauslagerungszeit auf 5 h verringert das Restwachstum auf ca. 0,01 %, da bei der gezielten Warmauslagerung bereits ca. 0,045 % vorweggenommen werden. Somit kann ab dieser Warmauslagerungszeit von einem stabilen Zustand gesprochen werden. Eine Warmauslagerung bei 506 K (233 °C) wird bereits nach 1 h Auslagerungszeit ein stabiler Zustand erreicht, da bei der Warmauslagerung das Wachstum vorweggenommen wurde. Allerdings ist hierbei die Härte ggü. 473 K (200 °C) / 5 h wesentlich geringer, was auf eine geringere Dehngrenze hindeutet. [166]

Angeregt durch diese Literaturerkenntnisse wurden die experimentellen Messungen vorgenommen und zeigen ein ähnliches Verhalten der Legierungszustände. Aus Abbildung 112 ist erkennbar, dass durch eine Warmauslagerung bei 503 K (230 °C) für T5mod tendenziell ein höheres irreversibles thermisches Wachstum vorweggenommen werden kann, als bei einer Warmauslagerung bei 473 K (200 °C) jeweils für den Gleichgewichtsfall. Diese Erkenntnis und die Tatsache, dass die thermodynamischen Prozesse bei 503 K (230 °C) rascher ablaufen, bestätigen die experimentellen Messungen des noch verbleibenden irreversiblen thermischen Wachstums, welches bei 473 K

(200 °C) Warmauslagerung höher ist als bei 503 K (230 °C) Warmauslagerung. Die T6red-Varianten weisen gegenüber T5mod einen höheren theoretischen Wert und eine größere Lücke zwischen θ'' und θ' Berechnung auf, was auch die tendenziell höheren experimentellen Messwerte des verbleibenden irreversiblen thermischen Wachstums bestätigt.

Im Experiment zeigt sich bei 423 K (150 °C), dass bei allen Legierungsvarianten die Wärmebehandlung T5mod 230 zu einem Gusswachstum von $< 0,01\%$ führt, welches aber nach 96 h noch nicht stagniert, was auf eine fortwährende Entwicklung der Ausscheidungen hindeutet. Ein vergleichbares Bild der niedrigsten Werte für das Gusswachstum zeigt sich bei 473 K (200 °C) Temperaturbelastung, wobei sich hier rasch ab ca. 24 h eine Sättigung von $< 0,01\%$ einstellt. Dieses ausgesprochen geringe irreversible thermische Wachstum deutet auf eine deutlich stabilisierende Warmauslagerung hin. Die Absenkung der Warmauslagerungstemperatur bei T5mod 200 führt bei den Messungen zu höherem Gusswachstum von $< 0,015\%$ bei beiden Versuchslegierungen. Auch hier wird durch die 423 K (150 °C) Messung keine Sättigung erzielt, welche sich hingegen bei 473 K (200 °C) bereits ab ca. 24 h einstellt. Dieses höhere Maß an Gusswachstum ist auf die niedrigere Warmauslagerungstemperatur und die dadurch weniger thermisch stabilisierten Ausscheidungen sowie den höheren Ausscheidungsanteil zurückzuführen. In den DSC-Messungen in Kapitel 5.4.6 ist erkennbar, dass durch die niedrigere Warmauslagerungstemperatur hauptsächlich GPII-Zonen (endothermer Peak A2) und noch keine metastabilen Phasen Q'/θ' (anschließende exotherme Peaks B1-B3) im Vergleich zu T5mod 230 (endothermer Peak A1 und anschließende exotherme Peaks B2 und B3) gebildet wurden.

Der Zustand T6red 230 liefert bei 423 K (150 °C) ein irreversibles thermisches Wachstum $< 0,012\%$ und bei 473 K (200 °C) von $< 0,02\%$. Diese bei 226D_V1 im Vergleich zu T5mod 230 und T5mod 200 ähnlichen und bei 226D_V2 geringfügig höheren Werte deuten auf eine vergleichbar stabilisierende Wärmebehandlung bei erhöhtem Ausscheidungsanteil hin und erklären damit auch bei 226D_V1 die ähnlichen Werte der Dehngrenze wie im T5-Zustand und bei 226D_V2 die etwas gesteigerten Kennwerte. Dieser stabilisierte Zustand ist wiederum auf die bereits teils metastabilen Ausscheidungen (endothermer Peak A1 und fehlender exothermer Peak B1; Kapitel 5.4.6) zurückzuführen. Aber auch hier wird bei 423 K (150 °C) keine Sättigung verzeichnet, wohingegen bei 200 °C ebenfalls bereits nach ca. 24 h die Sättigung erreicht wird. Die abgesenkte Warmauslagerung T6red 200 liefert zwar die höchsten Werte für die Dehngrenze, allerdings ist dieser Zustand thermisch am instabilsten, da bei 423 K (150 °C) ein Wachstum von $< 0,03\%$ und bei 200 °C von $< 0,04\%$ gemessen wird. Dies ist mit dem hohen Anteil an GPII-Zonen und dem Ausbleiben erster metastabiler Ausscheidungen (erster endothermer Peak A2 und erster exothermer Peak B1; Kapitel 5.4.6) zu erklären. Diese GPII-Zonen verändern sich durch den Temperatureintrag bei der Messung und entwickeln sich zu ihren metastabilen Spezies verbunden mit einer Dichteänderung, was zu einer dimensionalen Veränderung der Proben in Form des irreversiblen thermischen Wachstums führt.

6.4.7 *Quality Index* und Korrelationen/Zusammenhänge

Der *Quality Index* als Bewertungsmaß und Vergleichsmöglichkeit verschiedener Legierungen innerhalb eines Systems und verschiedener Wärmebehandlungen zeigt in den R_m -A-Diagrammen, vgl. Abbildung 113, dass die Referenzlegierung 226D_Ref in T5mod 230 die niedrigsten Werte für QI_{DJR} liefert. Durch Optimierung der Legierung bei identischer Wärmebehandlung steigen die Werte für QI_{DJR} an, da die Bruchdehnung durch Unterdrückung der Phasen β - Al_5FeSi ansteigt. Die Absenkung der Warmauslagerung auf T5mod 200 führt im Vergleich zu 226D_Ref ebenfalls zu höheren QI_{DJR} -Werten, da durch Unterdrückung der Phasen β - Al_5FeSi die Bruchdehnung und durch höheren Anteil an Ausscheidungen und veränderte Ausscheidungsspezies die Festigkeitskennwerte ansteigen. Durch eine zweistufige Wärmebehandlung T6red werden die höchsten QI_{DJR} -Werte erzielt, da durch Einförmung des eutektischen Si, Auflösung der Cu/Mg-haltigen Phasen und der Bildung von wesentlich mehr festigkeitssteigernden Ausscheidungen die Bruchdehnung und die Festigkeitswerte ansteigen. So sind Werte von $QI_{DJR} > 350$ MPa im Vergleich zu Referenzzustand mit $QI_{DJR} < 300$ MPa nur durch eine zweistufige Wärmebehandlung in Verbindung mit einer optimierten Legierungsvariante möglich.

Die Auftragungen $R_{0,2}$ über A, vgl. Abbildung 114, zeigen qualitativ vergleichbares Verhalten, wobei die Dehngrenze gegenüber der Zugfestigkeit einen anderen Zusammenhang mit der Bruchdehnung besitzt. Das Referenzmaterial 226D_Ref in T5mod 230 liegt bei Werten von $QI_{DRC} \approx 250$ MPa. Durch Legierungsoptimierung werden bei gleichbleibender Wärmebehandlung identische oder sogar leicht höhere Werte des QI_{DRC} erreicht, aber bei gleichzeitig höherer Bruchdehnung. Diese Erscheinung ist wieder auf das Ausbleiben der Phasen β - Al_5FeSi zurückzuführen. Die Absenkung der Warmauslagerung auf T5mod 200 steigert merklich die Dehngrenze, was sich auf ansteigende Werte für QI_{DRC} auf bis zu 300 MPa widerspiegelt. Durch eine zweistufige Wärmebehandlung T6red wird die Möglichkeit gegeben die höchsten Kombinationen auf Dehngrenze und Bruchdehnung zu erreichen und somit auch die höchsten Werte für den *Quality Index* von $QI_{DRC} > 350$ MPa. Diese Kombination hoher mechanischer Kennwerte und eines hohen *Quality Index* ist nur mit einer zweistufigen Wärmebehandlung und optimierten Legierungen möglich.

Bei diesen Bewertungskriterien QI_{DJR} , QI_{DRC} , $R_{p0,2}$, R_m und A handelt es sich allerdings um quasistatische mechanische Kennwerte bzw. daraus errechnete Kenngrößen, welche den Einfluss möglicher innerer Fehlstellen im Gefüge auf die dynamische Festigkeit eines Kurbelgehäuses nicht abbilden können. Hiermit kann lediglich eine Bewertung hinsichtlich statischer Beanspruchungen durchgeführt werden.

Die Gegenüberstellung der Kerbschlagarbeit und dem Sicherheitsprodukt $R_{p0,2} \cdot A$, vgl. Abbildung 115, zeigen über alle Legierungs- und Wärmebehandlungsvarianten hinweg einen tendenziell linearen Zusammenhang für jede Kerbgeometrie. Das bedeutet also, dass die Kerbschlagarbeit als Maß für die Kerbempfindlichkeit und zugleich extrem dynamische

Beanspruchung einer Kombination aus Legierung und Wärmebehandlung mit dem Produkt aus den quasistatischen Kenngrößen Dehngrenze und Bruchdehnung korreliert. Diese als Sicherheitsprodukt bezeichnete Kenngröße kann als Maß dafür interpretiert werden, einerseits welchen Widerstand ein Werkstoff gegen das Einsetzen einer plastischen Verformung entgegenbringt und andererseits wie weit ein Werkstoff durch eine plastische Verformung verformbar ist.

Das Referenzmaterial weist aufgrund der Phasen β -Al₅FeSi und der Wärmebehandlung T5mod 230 sowohl die niedrigsten quasistatischen Kennwerte und damit das niedrigste Sicherheitsprodukt als auch die niedrigsten Werte der Kerbschlagarbeit auf. Durch Legierungsoptimierung werden beide Kenngrößen gesteigert und es ergibt sich die T5mod-Gruppe, da die abträglichen Sprödphasen β -Al₅FeSi unterdrückt werden. Eine zweistufige Wärmebehandlung T6red führt zu einer Gruppe noch höherer Kenngrößen, da durch Vermeidung der Phasen β -Al₅FeSi, Einformung des eutektischen Si, Auflösen der Cu/Mg-haltigen Phasen einerseits die Duktilität und damit die Kerbschlagarbeit und Bruchdehnung gesteigert wird und andererseits durch die höhere Anzahl und Dichte an festigkeitssteigernden Ausscheidungen die Dehngrenze zunimmt.

Die Verknüpfung des *Quality Index* QI_{DJR} mit dem Sicherheitsprodukt $R_{p0,2} \cdot A$ in Abbildung 116 zeigt eine deutliche Korrelation. Die Kenngrößen des Referenzmaterials können durch Legierungs- und Wärmebehandlungsoptimierung mehr als deutlich gesteigert werden. Dies bedeutet, dass die Bewertung nach dem neu eingeführten Sicherheitsprodukt als Maß für den Widerstand gegen das Einsetzen plastischer Verformung sowie gleichzeitig für Verformbarkeit, was zunächst schwierig interpretierbar ist, mit dem weitaus bekannteren Bewertungsmerkmal *Quality Index* QI_{DJR} klar korreliert. Somit können zur Legierungs- und Wärmebehandlungsbewertung beide Kenngrößen genutzt werden.

7 Zusammenfassung, Gesamtfazit und Ausblick

In der vorliegenden Dissertation wurde basierend auf der Recycling-Legierung 226D eine Optimierung der Legierungszusammensetzung sowie das Potential einer Veränderung der Wärmebehandlung aufgezeigt. Zugleich wurden experimentelle Erkenntnisse mit Simulations-Berechnungen mit JMatPro® vorhergesagt. Die Vorgehensweise ist in Abbildung 118 schematisch dargestellt. Die Wurzeln der Arbeit stellen ein bereits hochwertiger Ausgangszustand des zu untersuchenden Bauteils, sowie eine umfangreiche Literaturrecherche und Werkstoffsimulationen im Rahmen eines DfSS-Projekts dar. Der hierauf aufbauende Stamm besteht aus verschiedenen Laborarbeiten, um die Legierungs- und Wärmebehandlungseffekte im Labormaßstab aufzuzeigen. Die Baumkrone und Früchte des Baumes bzw. der Arbeit stellen der Übertrag der Erkenntnisse auf das Druckguss-Kurbelgehäuse und die hieraus gewonnen Kennwerte dar.

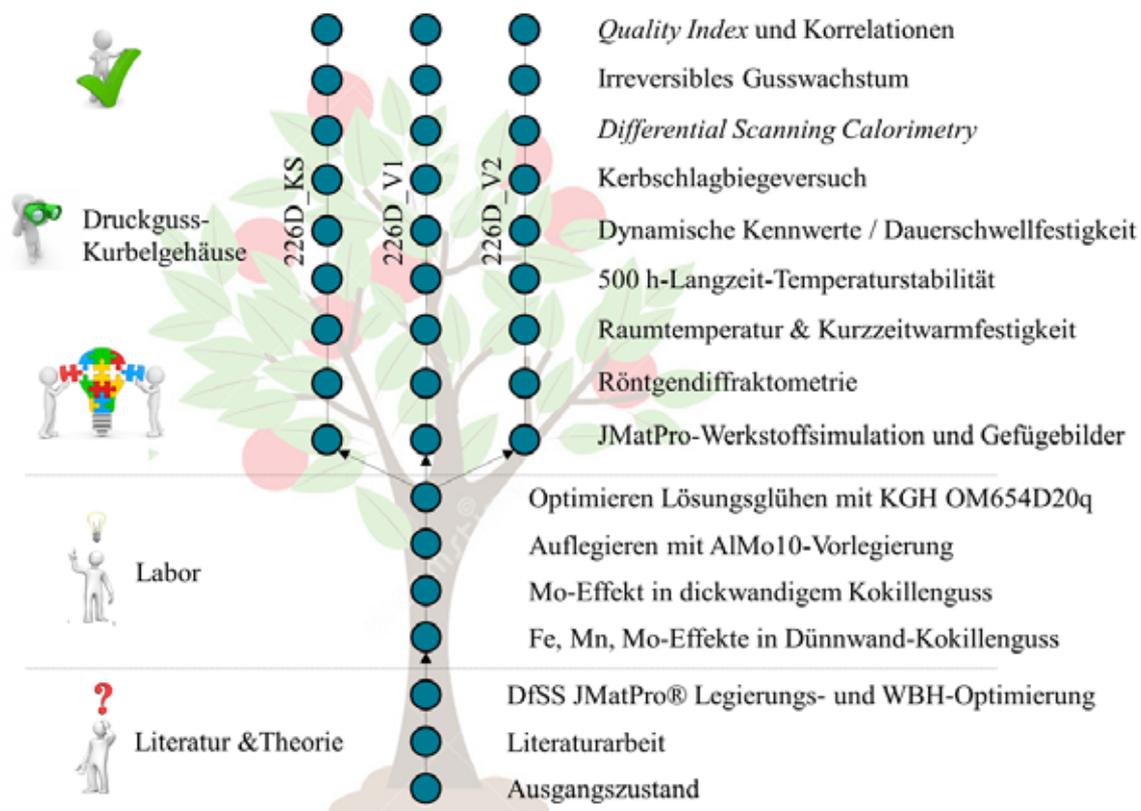


Abbildung 118: Rückblickend schematische Darstellung der Vorgehensweise dieser Arbeit.

Anhand einer umfangreichen Literaturrecherche wurden der bisher bekannte Einfluss verschiedener Einzelelemente sowie deren Zusammenspiel in Legierungssystemen zusammengetragen. Basierend hierauf ist die Komplexität der Recycling-Legierung 226D überhaupt erst erfassbar. Außerdem wurden die Besonderheiten der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit des Al-Druckgussverfahrens sowie die Effekte durch *Jet-Cooling* dargestellt. Die Wichtigkeit einer gezielten Wärmebehandlung zum Erreichen definierter Werkstoffkennwerte wurde als ebenso bedeutsam aufgezeigt, wie auch die Legierungszusammensetzung.

Nach diesen Recherchen wurde der breite Legierungsbereich der 226D an den Ziel-Anforderungen gespiegelt und ein entsprechendes DfSS-Projekt mit JMatPro® aufgesetzt, welches durch Bewertung der bei der Erstarrung entstehenden intermetallischen Phasen, Auflösbarkeit von Cu/Mg-haltigen Phasen sowie Erreichbarkeit möglicher Dehngrenzen zur Eingrenzung des Normlegierungsbereichs auf drei Legierungen führte. Getrieben von den rechnerisch beobachteten Korrelationen zwischen Elementgehalten und Phasenanteilen wurden Laborversuche in einer Dünnwandkokille durchgeführt, welche bereits den positiven, einformenden Effekt von Mo auf Fe-haltige intermetallische Sprödphasen β -Al₅FeSi zeigten. Dieser einformende Charakter auf Fe-haltige intermetallische Phasen zeigte sich auch im dickwandigen Kokillenguss einer Stufenkokille einer 226D-Legierung und führte bei 4 mm und 6 mm Wandstärke zu einer Steigerung der Bruchdehnung um ca. 35 %. Um auch Versuche im Druckguss-Kurbelgehäuse fahren zu können, wurde die Möglichkeit des Auflegierens von Mo mittels AlMo10-Vorlegierung im Tiegel durch den Impeller-Prozess abgeprüft und bestätigt, sodass eine Schmelzeveredelung analog der Handhabung von Sr stattfinden konnte.

Die optimierten Legierungen 226D_V1 und 226D_V2 weisen gegenüber dem Referenzmaterial 226D_Ref aufgrund der Veredelung mit Mo keine β -Al₅FeSi Phasen auf, sondern blockige oder verrundete Fe-haltige intermetallische Phasen, was zu höherer Bruchdehnung, als auch erhöhter Kerbschlagarbeit geführt hat. Außerdem steigen hierdurch bereits Kenngrößen wie Quality Index und Sicherheitsprodukt. Das optimierte Gussgefüge konnte im Vorfeld durch Simulationen mit JMatPro® vorhergesagt werden. Die Absenkung der Warmauslagerungstemperatur auf T5mod 200 gegenüber T5mod 230 steigerte einerseits die Dehngrenze und andererseits auch die Dauerschwellfestigkeit, da sich die Ausscheidungsspezies ändert und auch die Ausscheidungsmenge und -dichte ansteigt bei gleichbleibend dichtem Gefüge. Das irreversible thermische Wachstum steigt aufgrund der erhöhten Ausscheidungsmenge und der veränderten Ausscheidungsspezies von < 0,01 % bei T5mod 230 auf ca. < 0,015 % an, was aber noch immer die Ziel-Anforderungen erfüllt. Durch die geringe Warmauslagerungstemperatur wird die Kurzzeitwarmfestigkeit nicht negativ beeinflusst, im Gegenteil, sie steigt sogar aufgrund des erhöhten Festigkeitspotentials an. Hinsichtlich der Langzeittemperaturbelastung unterscheiden sich die beiden Warmauslagerungstemperaturen in vernachlässigbar geringem Maße. Somit kann im T5mod-Falle bei gesteigerten Anforderungen an Dehngrenze und Dauerschwellfestigkeit unter der Akzeptanz von etwas mehr irreversiblen thermischem Wachstum auch eine reduzierte Warmauslagerungstemperatur von 473 K (200 °C) mit 3 h Haltezeit vorgeschlagen werden. Durch eine Legierungsoptimierung mittels Mo ist gleichzeitig die Steigerung der Bruchdehnung durch kontrollierte Morphologie der Fe-haltigen intermetallischen Phasen möglich.

Eine zweistufige Wärmebehandlung T6red ist in der Lage in Verbindung mit den optimierten Legierungen die quasistatischen mechanischen Kennwerte für Druckguss-Kurbelgehäuse in bisher unerreichte Höhen zu katapultieren. Allerdings erhöhte sich auch das irreversible thermische

Wachstum bei T6red 230 aufgrund der gesteigerten Ausscheidungsmenge auf $< 0,02\%$ und bei T6red 200 aufgrund der gesteigerten Ausscheidungsmenge und zugleich veränderten Ausscheidungsspezies auf $< 0,04\%$. Trotz der durch zweistufige Wärmebehandlung signifikant gesteigerten Kerbschlagarbeit, *Quality Index* und Sicherheitsprodukte sinkt die Dauerschwellfestigkeit bei Standardproben gegenüber T5mod leicht und bei Hohl-Proben stärker ab. Grund ist die durch Lösungsglühen verursachte geringe Gefügauflockerung und Porositätsvergrößerung, da die Dauerschwellfestigkeit bei Lastverhältnis $R = 0,05$ sehr sensibel auf derartige innere Gefügedefekte reagiert. Somit gilt es hier abzuwägen, ob die sehr hohen Werte für Dehngrenze und Bruchrechnung sowie Kerbschlagarbeit, *Quality Index* und Sicherheitsprodukt das erhöhte irreversible thermische Gusswachstum und die verminderte Dauerschwellfestigkeit aufgrund der Gefahr innerer Gefügedefekte rechtfertigen.

Letztlich zeigt sich, dass anhand der in Abbildung 118 gezeigten systematischen Vorgehensweise ein breiter Legierungsbereich zum einen simulativ bewertet und eingegrenzt werden kann und zum anderen in Kombination mit einer optimierten Wärmebehandlung und der entsprechenden Legierungsanpassung die Ziel-Anforderungen nahezu vollständig erfüllt werden können. Durch diese Vorgehensweise wurden durch nur wenige experimentelle Abgüsse das geforderte Zielfenster unter deutlicher Zeit- und Kostenersparnis gegenüber einer herkömmlichen Vorgehensweise mit vielen Versuchen erreicht und zudem Erkenntnisse gewonnen, die auch auf andere Gießverfahren übertragbar sind. Diese umfangreichen Erkenntnisse sind stark komprimiert in Abbildung 119 im Spannungsfeld der Kennwertforderungen dargestellt. Es zeigt auch, dass eine Recycling-Legierung 226D mit definiert verfeinerter Zusammensetzung in Kombination mit einer individuell optimierten Wärmebehandlung in der Lage ist, die hohen Ziel-Anforderungen auch zukünftiger Bauteile zu erfüllen. Somit wurde die Tür für einen erhöhten Al-Recyclinganteil im Fahrzeug weiter aufgestoßen.

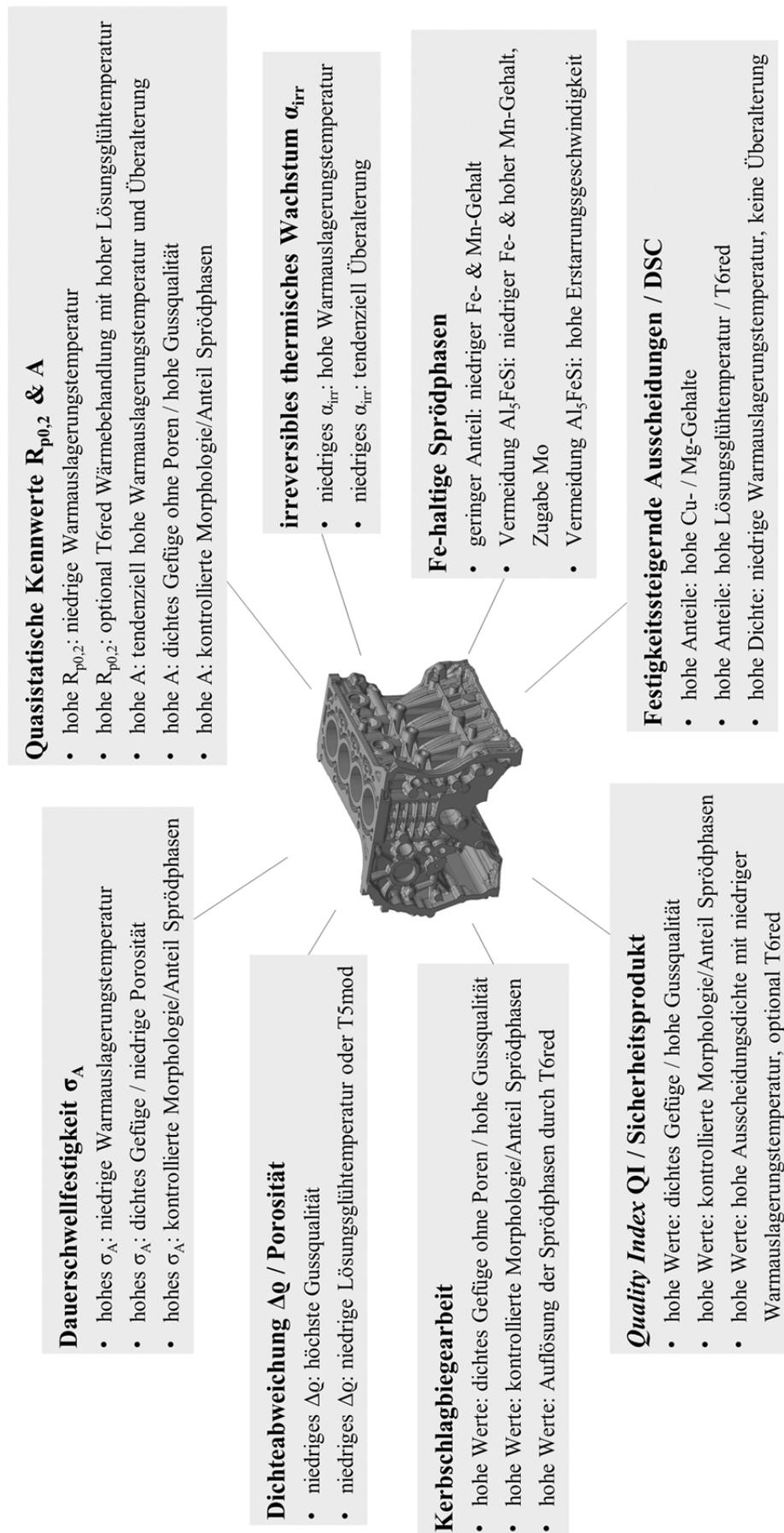


Abbildung 119: Spannungsfeld der wichtigsten Kenngrößen, aus denen ein Kompromiss zu bilden ist.

- Leerseite -

8 Thesen

1. Die Kombination aus *Design-for-six-Sigma* und Werkstoffsimulation JMatPro® ist dienlich für die Bewertung breiter Legierungsbereiche hinsichtlich intermetallischer Phasen und erreichbarer Dehngrenze sowie zur Einschränkung der Legierungszusammensetzung unter gegebenen Randbedingungen.
2. Der Anteil von Fe, Mn und Mo in einer AlSiCuMg-Legierung auf den relativen Anteil und die Morphologie der intermetallischen Phasen steht im Einklang zu JMatPro®-Isolethen.
3. Die Zugabe von 0,1 wt% Mo bewirkt im dünnwandigen Kokillenguss einer AlSi10Cu1Mg-Legierung bis ca. 0,7 wt% Fe eine deutliche Verrundung der Fe-haltigen intermetallischen Phasen und damit eine Unterdrückung der Bildung von β -Al₅FeSi. Diese Erscheinung wird in JMatPro® durch Berechnung einer AlFeMoSi-Phase abgebildet.
4. Im dickwandigen Kokillenguss einer 226D-Legierung mit ca. 1 wt% Fe bewirken 0,1 wt% Mo eine signifikante Verrundung der Fe-haltigen intermetallischen Phasen durch Unterdrückung der Phase β -Al₅FeSi und Bildung einer AlFeMoMnSi-Phase. Dieses Verhalten wird durch JMatPro®-*Solidification* Simulation bestätigt. Dabei steigt bei dünnen Wandstärken 4 mm und 6 mm und somit entsprechend hoher Erstarrungsgeschwindigkeit die Bruchdehnung um bis zu 35 % an.
5. Das Auflegieren einer 226D-Schmelze mit AlMo10-Vorlegierung auf 0,1 wt% ist durch Impellern im Tiegel sicher durchführbar und somit eine individuelle Schmelze-Veredelung umsetzbar.
6. Die optimierten Lösungsglühparameter für das betrachtete Druckguss-Kurbelgehäuse und der Versuchslegierungen sind 738 K (465 °C) mit Haltezeit 3 h. Dabei ergibt sich die maximal mögliche Al-Mischkristall-Übersättigung bei gleichzeitig minimaler Porositätsvergrößerung. Diese Lösungsglühparameter werden durch Literaturberechnungen und JMatPro®-Simulationen bestätigt.
7. Die von JMatPro® vorhergesagten Gefüge der betrachteten Legierungen im Druckguss-Kurbelgehäuse in den Zuständen T5mod und T6red stimmen mit experimentellen Schliffbildern und XRD-Messungen überein.
8. Die mit JMatPro® berechneten maximal möglichen Dehngrenzen der Legierungs- und Wärmebehandlungsvarianten im Druckguss-Kurbelgehäuse werden durch experimentelle Zugversuche bestätigt. Lediglich der T6red-Zustand zeigt teils geringere experimentelle Werte, da die Bauteile überaltert waren.

9. Die simulierten Verläufe der Kurzzeitwarmfestigkeit basierend auf minimalen und maximalen Werten der Dehngrenze bei Raumtemperatur stimmen qualitativ mit experimentellen Messungen überein.
10. Durch eine zweistufige Wärmebehandlung T6red können deutlich höhere Werte der Dehngrenze bei Raumtemperatur sowie bei Kurzzeitwarmfestigkeit bis 503 K (230 °C) erzielt werden.
11. Die simulierten Verläufe der Dehngrenze bei Raumtemperatur nach Langzeittemperaturbelastung stimmen qualitativ mit experimentellen Messungen überein.
12. Die Dehngrenze bei Raumtemperatur nach 423 K (150 °C) Langzeittemperaturbelastung bleibt stabil. Ab 453 K (180 °C) Belastungstemperatur kommt es zu einem signifikanten Abfall der Dehngrenze durch Ausscheidungsveränderung, wobei durch eine zweistufige Wärmebehandlung T6red ein höheres Kennwertniveau im Vergleich zu T5mod beibehalten werden kann. Nach 473 K (200 °C) Langzeitbelastung fallen im T5mod-Zustand die Dehngrenze auf 150-165 MPa und im T6red-Zustand auf 145-155 MPa aufgrund der Ausscheidungsveränderung und -vergrößerung ab.
13. Die Dauerschwellfestigkeit ($R = 0,05$; $T = 423$ K (150 °C); $f = 150$ Hz) erreicht im Zustand T5mod 200 mit Legierung 226D_V1 die höchsten Werte von $P_{0.50} = 57$ MPa und fällt durch T6red-Wärmebehandlung etwas ab.
14. Die Dauerschwellfestigkeit ($R = 0,05$; $T = 423$ K (150 °C); $f = 150$ Hz) sinkt mit zunehmender relativen Dichteabweichung der Proben gegenüber der mit JMatPro® berechneten Dichte bzw. mit zunehmendem Porositätsgrad.
15. Für T5mod-Zustände zeigt sich zwischen Dauerschwellfestigkeit ($R = 0,05$; $T = 423$ K (150 °C); $f = 150$ Hz) und Raumtemperatur-Dehngrenze ein tendenzieller Zusammenhang, der bei T6red-Zuständen nicht auftritt.
16. Die Kerbschlagarbeit kann durch Mo-Zugabe und Cu- und Fe-Reduktion gesteigert werden. Durch eine zweistufige Wärmebehandlung ist nochmals eine deutliche Steigerung der Kennwerte möglich.
17. Durch die Warmauslagerung T5mod 230 werden stabilere Ausscheidungsspezies als bei T5mod 200 gebildet, was zu geringerem irreversiblen thermischem Wachstum führt. Außerdem ist der Phasenanteil der Ausscheidungen geringer.
18. Die zweistufige Wärmebehandlung T6red führt zu deutlich höheren Anteilen an Ausscheidungen, wobei die Arten der Spezies bei identischer Warmauslagerungs-

- temperatur deren der T5mod-Varianten gleichen. Aufgrund der höheren Phasenanteile ist entsprechend höheres irreversibles thermisches Wachstum zu verzeichnen.
19. Durch Optimierung von Legierungszusammensetzung und Wärmebehandlung werden Qualitätsindex QI_{DJR} und Sicherheitsprodukt $R_{p0,2} \cdot A$ gesteigert, sodass mit den T6red-Varianten die höchsten Werte erreicht werden.
 20. Zwischen Kerbschlagarbeit und dem Sicherheitsprodukt besteht über alle Legierungs- und Wärmebehandlungsvarianten hinweg ein tendenzieller Zusammenhang.
 21. Die Auftragung aus QI_{DJR} und Sicherheitsprodukt $R_{p0,2} \cdot A$ liefert eine deutlich erkennbare Korrelation dieser Größen.
 22. Durch Legierungs- und Wärmebehandlungsoptimierung sind die Ziel-Anforderungen aus Tabelle 1 unter den gegebenen Randbedingungen nahezu vollständig erfüllt.

- Leerseite -

XI. Appendix A: Abbildungen Probenentnahme-Positionen

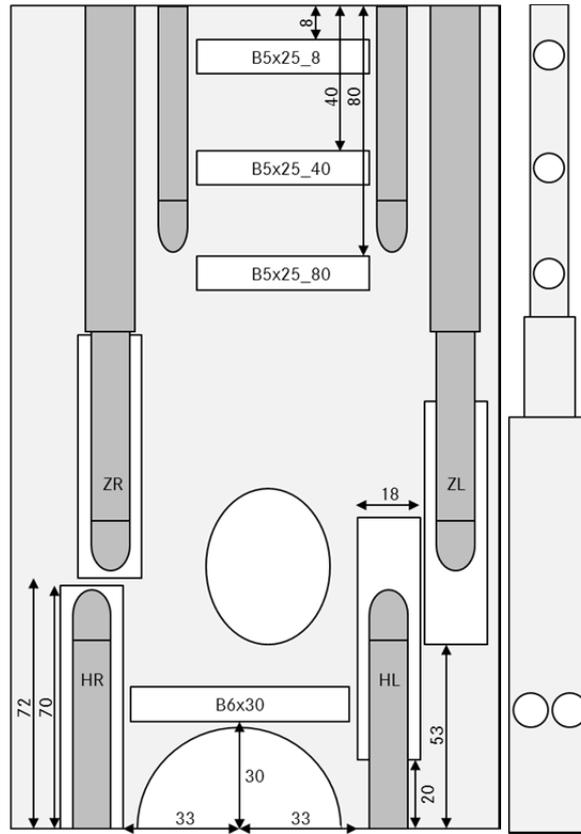


Abbildung 120: Probenpositionen für Zugversuche aus (a) OM654D20q, (b) Seitenansicht.

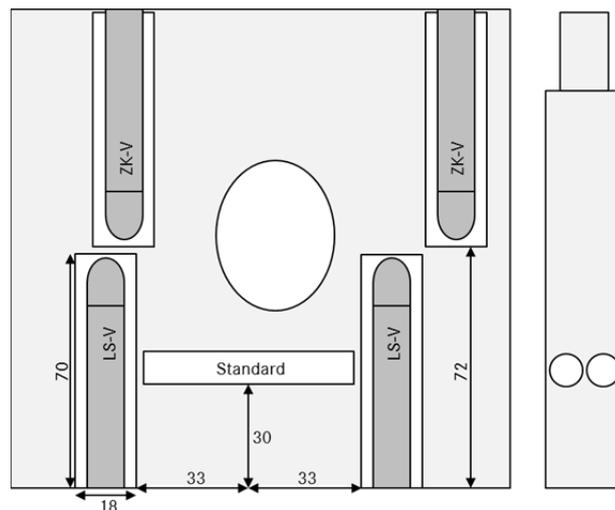


Abbildung 121: Probenpositionen für HCF-Versuche aus OM654D20q.

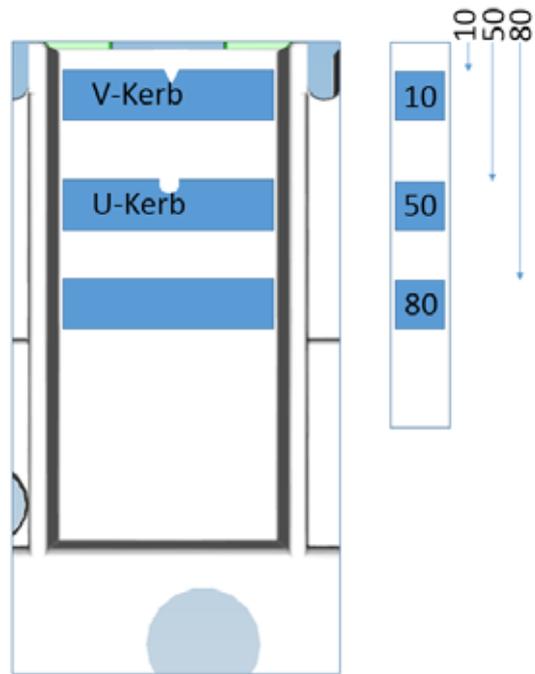


Abbildung 122: Schematische Darstellung der Entnahmepositionen der Kerbschlagproben aus dem Zylindersteg.

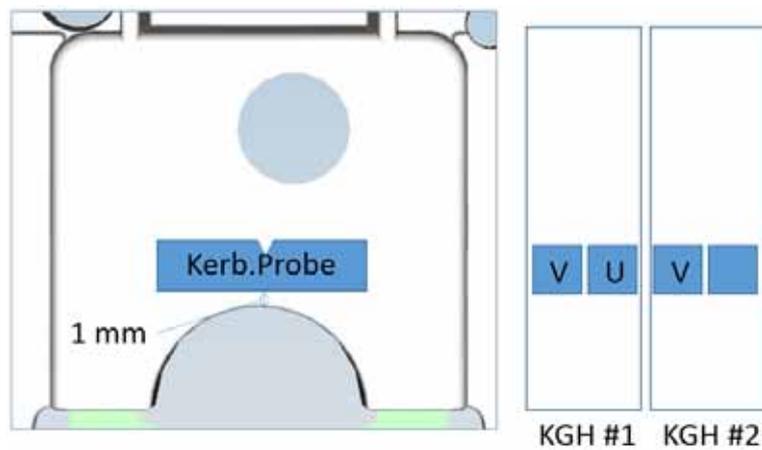
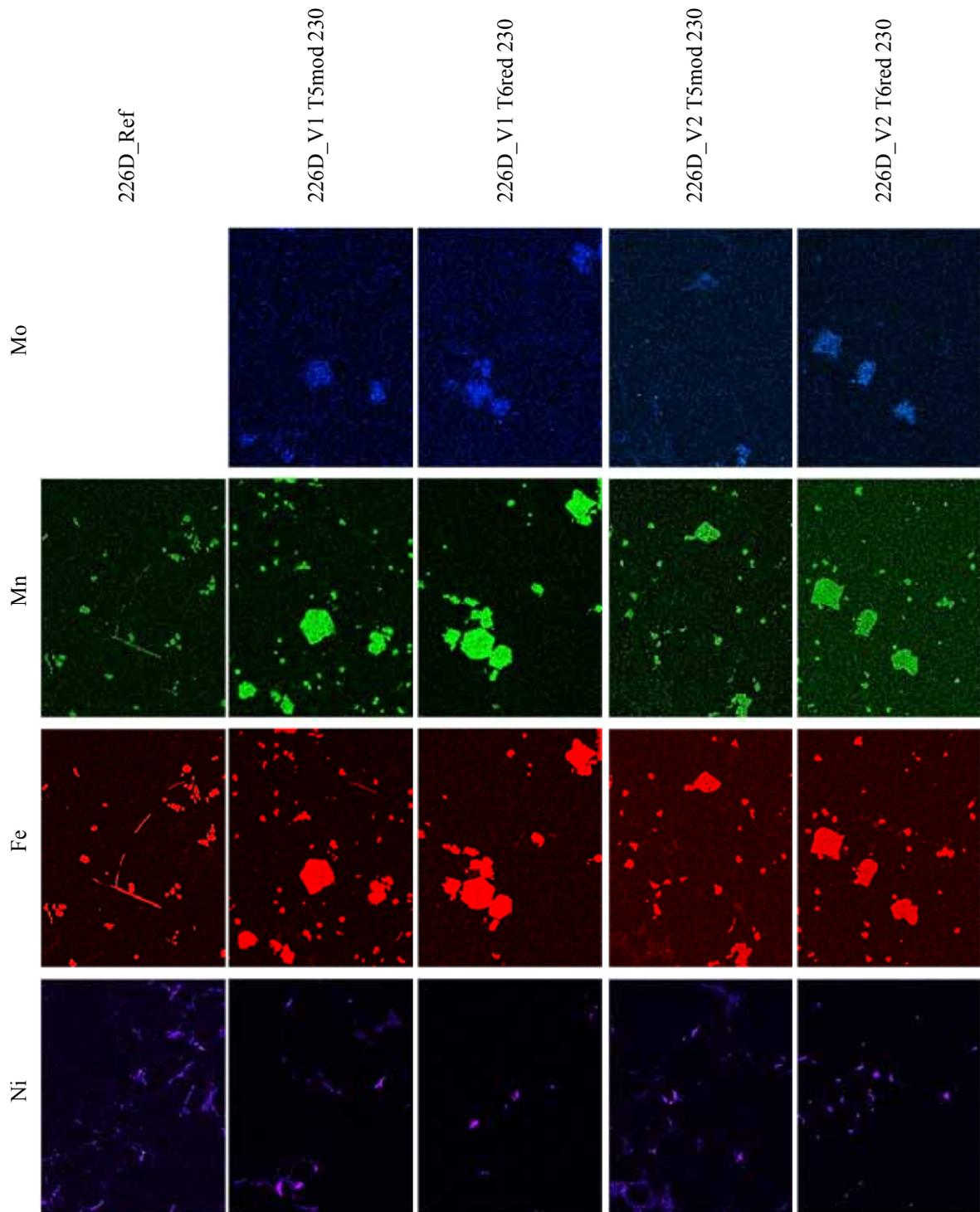


Abbildung 123: Schematische Darstellung der Entnahmepositionen der Kerbschlagproben aus dem Lagerstuhl.

XII. Appendix B: EDX-Mappings Versuchslegierungen

Tabelle 50: EDX-Mappings bei 5 kV Beschleunigungsspannung der Versuchslegierungen.



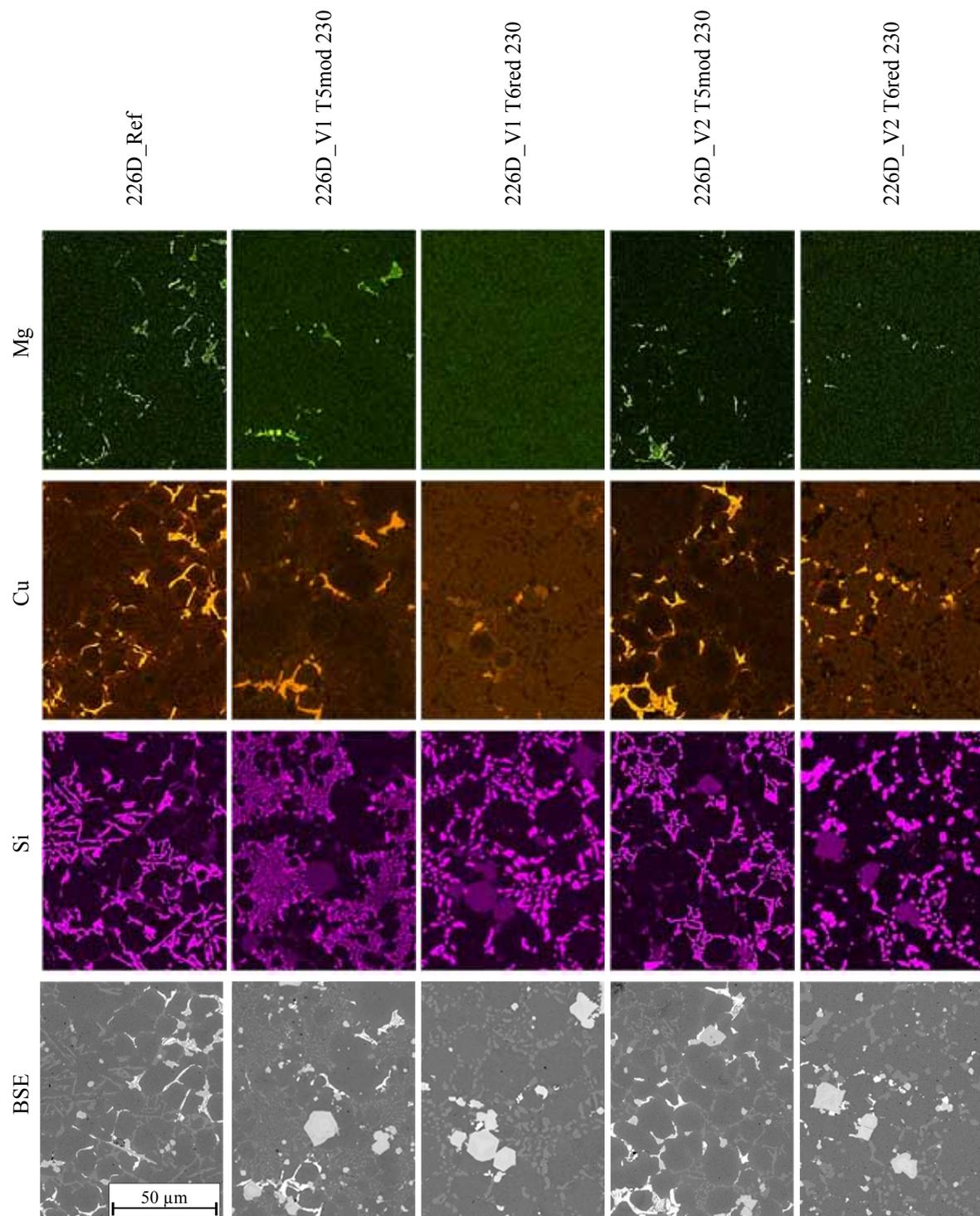
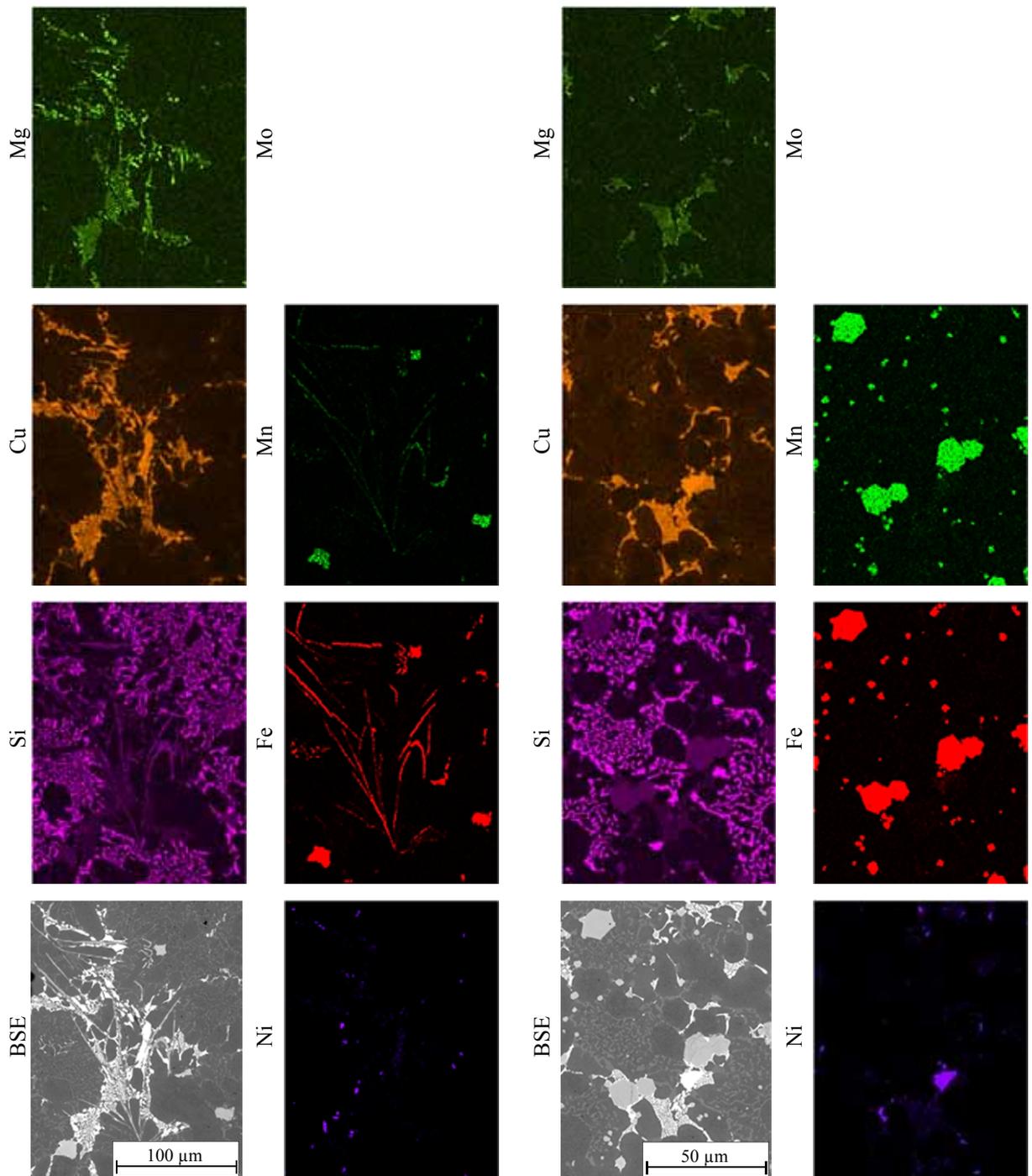


Tabelle 51: EDX-Mappings bei 5 kV Beschleunigungsspannung der Legierung 226D_Ref; links mit nadelförmigen Fe-haltigen intermetallischen Phasen (500fache Vergrößerung); rechts mit eingeformten Fe-haltigen intermetallischen Phasen (1000fache Vergrößerung).



XIII. Appendix C: Simulative Legierungsoptimierung mit JMatPro® nach DfSS-Logik

Basierend auf den Kundenanforderungen wurde im ersten HoQ auf funktionelle Produkthanforderungen mit entsprechender Gewichtung geschlossen, vgl. Tabelle 52. Diese führten im zweiten HoQ zu gewichteten Leistungsanforderungen, vgl. Tabelle 53, welche im dritten HoQ die gewichteten Steuergrößen offenbarten, vgl. Tabelle 54. Diese sind die mittels JMatPro® bewertbaren Legierungselemente Si, Cu, Mg, Fe, Mn und Mo sowie die Warmauslagerungstemperatur. Die Größen Lösungsglühtemperatur und –dauer können hier simulativ nicht betrachtet werden und werden in einem separaten experimentellen Versuch bewertet.

Die Haupteffektdiagramme und Wechselwirkungsdiagramme der Legierungselemente auf Phasenanteile, deren Bildungstemperaturen sowie Lösetemperaturen sind in Tabelle 57 und Tabelle 58 dargestellt.

Tabelle 53: Zweites House-of-Quality der simulativen Legierungsoptimierung nach DfSS-Logik – von funktionellen Produktanforderungen zu Leistungsanforderungen.

funktionelle Produktanforderung CTQ's bzw. Messgrößen	Richtung der Verbesserung: Maximieren Sie (X), Minimieren Sie (M) oder Ziel (T)										Bedeutungsbewertung	Relative Bedeutung [%]	
	←	←	←	←	←	→	→	→	→	→			
Bruchdehnung [%]	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	4,7	6,5%	
Dehngrenze [MPa]	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	5,9	6,8%	
irreversibles Gusswachstum [%]	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	3,7	6,6%	
Wärmeleitfähigkeit [W/mK]	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	3,0	6,6%	
Wärmeausdehnung [E-6/K]	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1,7	6,5%	
Fließfähigkeit [mm]	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2,3	6,5%	
Gaslöslichkeit (Mikroprozentneigung) [mg/kg]	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1,1	6,5%	
Wärmeleitfähigkeit [W/mK]	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0,4	6,5%	
Oxid-Bildungs-Neigung (Oxidationsneigung) []	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2,2	6,5%	
innere Kerben (Spannungsspitzen) -> Rundheit [roundness]	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3,2	6,5%	
Liquidustemperatur [°C]	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	5,3	6,5%	
Schmelzintervall [K]	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	5,3	6,5%	
Klebeignung []	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	2,2	6,5%	
Werkzeugverschleiß [µm/d]	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	2,0	6,5%	
Schwingfestigkeit P050 (HCF, Dauerfestigkeit) [MPa]	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	2,5	6,5%	
Bruchzähigkeit [MPa m0,5]	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1,1	6,5%	
Kerbempfindlichkeit []	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1,5	6,5%	
Korrosionswiderstand / Abtrag [g/cm²]	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0,3	6,5%	
akustisches Verhalten (Dämpfung) [dB/mm]	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0,1	6,5%	
Elementaufnahme Ofenausmauerung [ppm]	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0,3	6,5%	
Erstarrungsschwindigkeit (Lunkerneigung) [g/cm²]	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	2,3	6,5%	
Legierungszusammensetzung [wt%]	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	10,0	6,5%	
Wärmebehandlung (Tem. Zeit, T5, T6) []	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	3,2	6,5%	
Erstarrungsgeschwindigkeit [K/s]	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3,3	6,5%	
Relative Bedeutung	249,89	263,98	255,96	250,89	204,35	182,91	268,74	278,31	207,37	251,3	257,39	257,39	251,3
[%]	6,5%	6,8%	6,6%	6,5%	5,3%	4,7%	7,0%	7,2%	5,4%	6,5%	6,7%	6,7%	6,5%
Schwingfestigkeit 150°C	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Bruchdehnung bei 150°C / 200°C / 230°C	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Bruchdehnung bei RT	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Langzeitwärmestabilität 500h (150°C, 180 °C, 200°C)	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Dehngrenze bei 150°C / 200°C / 230°C	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Dehngrenze bei RT	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Summe Fe+Mn+Mo	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Fe/Mn-Verhältnis	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
primäre Erstarrungstemperatur	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Erstarrungsintervall Legierung	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Erstarrungsintervall Al-MK	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Anteil Ni-haltiger Phasen	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Anteil Cu-haltiger Phasen nach T6	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Anteil Al5FeSi	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
Anteil Fe-haltiger intermetallischer Phasen	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9
primäres Erstarrungsintervall	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9	9

Tabelle 54: Drittes *House-of-Quality* der simulativen Legierungsoptimierung nach DfSS-Logik – von Leistungsanforderungen zu Steuergrößen.

		Steuergrößen															
Richtung der Verbesserung: Maximieren Sie (X), Minimieren Sie (M) oder Ziel (T)		Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Mo	Ti	Ni	Cr	Sr	Lösungsglüh Temperatur	Lösungsglühdauer	Warmauslagerungstemperatur	Warmauslagerungsdauer	Kaltauslagerungsdauer (bei 25°C)	SDAS / Korngröße
	Leistungsanforderungen																
	primäres Erstarrungsintervall	3			9	9	9										
	Anteil Fe-haltiger intermetallischer Phasen	1	1	3	9	9	9			3							
	Anteil Al ₃ FeSi	3			9	9				1							
	Anteil Cu-haltiger Phasen nach T6	1	9	9					3			9	9				
	Anteil Ni-haltiger Phasen	3	9						9								
	Erstarrungsintervall Al-MK	9	3	3													
	Erstarrungsintervall Legierung	9	9	3	9	9	3		1	9	1						
	primäre Erstarrungstemperatur	1			9	9	3			9							
	Fe/Mn-Verhältnis				9	9											
	Summe Fe+Mn+Mo				9	9	9										
	Dehngrenze bei RT	9	9	9	1	1	1	1	3	1	3	9	9	9	9	3	3
	Dehngrenze bei 150°C / 200°C / 230°C	9	9	9	1	1	1	1	3	1	3	9	9	9	9	3	3
	Langzeitwärmestabilität 500h (150°C, 180 °C, 200°C)	1	9	3	1	1	1		3	1		9	9	9	9	3	
	Bruchdehnung bei RT	9	9	9	9	9	9		9	3	3	9	9	9	9	3	3
	Bruchdehnung bei 150°C / 200°C / 230°C	9	9	9	9	9	9		9	3	3	9	9	9	9	3	3
	Schwingfestigkeit 150°C	3	9	3	9	9	3		3	1	1	9	9	3	3	1	
	Relative Bedeutung	605,44	734,09	527,52	836,44	836,44	512,67	69,089	360,79	327,97	125,18	551,37	551,37	414,01	414,01	138	106,12
	[%]	8,5%	10,3%	7,4%	11,8%	11,8%	7,2%	1,0%	5,1%	4,6%	1,8%	7,8%	7,8%	5,8%	5,8%	1,9%	1,5%

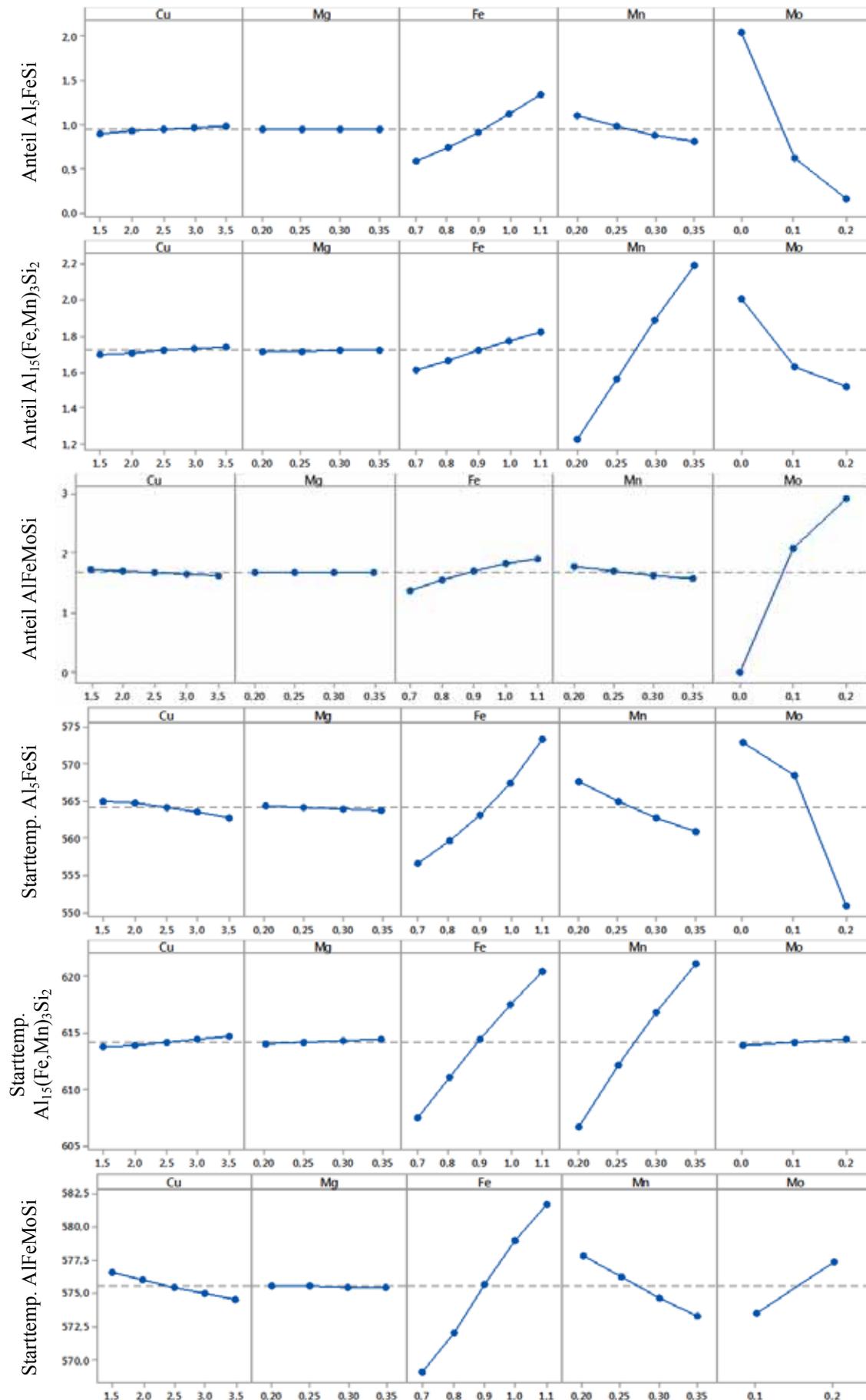
Tabelle 55: Einflussfaktoren für DOE-Auswertung zwischen den Legierungselementen und Auswertegrößen, Teil 1.

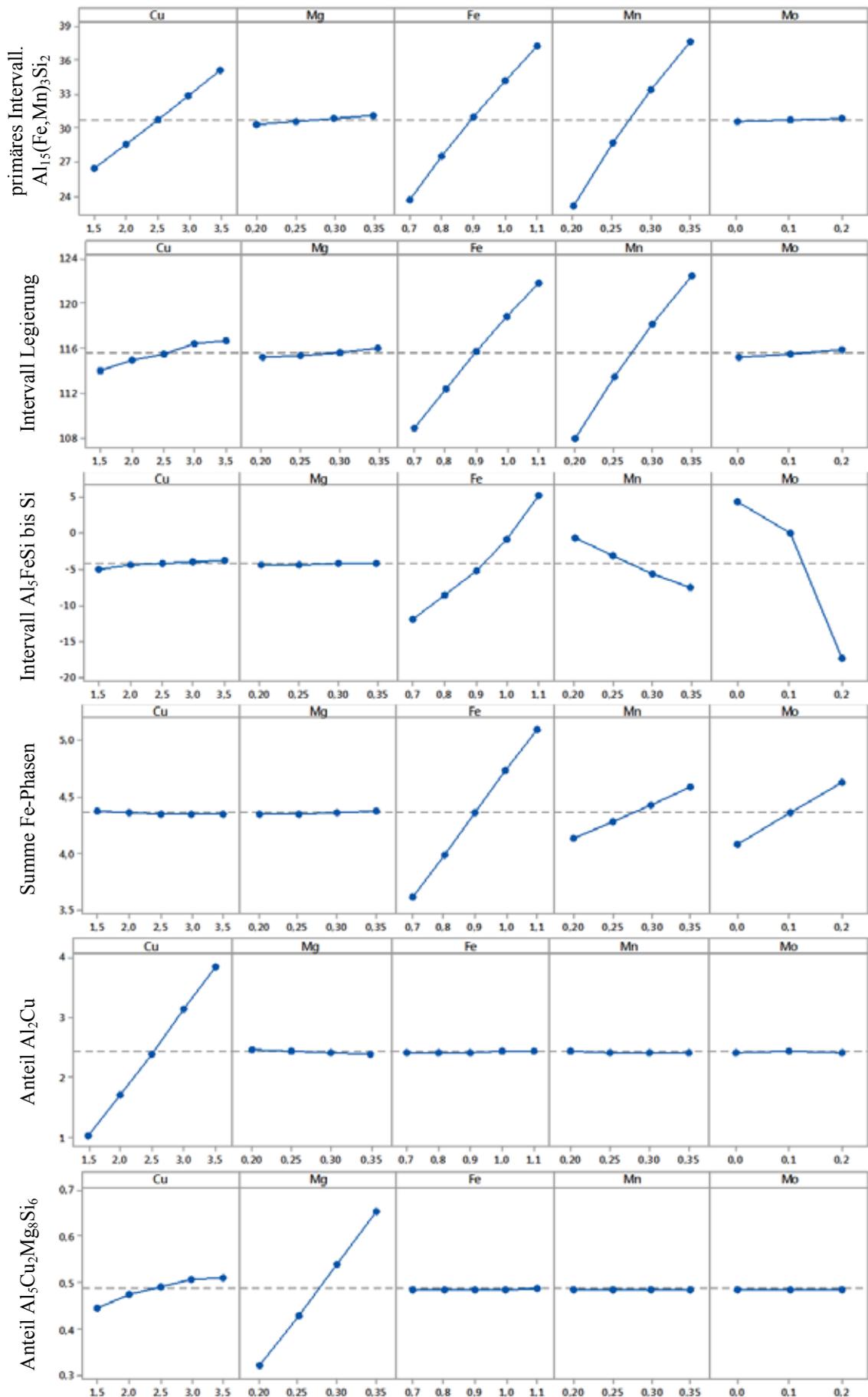
Auswertegrößen		Cu	Mg	Fe	Mn	Mo	Cu ²	Mg ²	Fe ²	Mn ²	Mo ²
Al ₅ FeSi [wt%]	0,410			2,005	-2,091	-10,599			1,256	3,560	48,391
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ [wt%]	0,176			0,061	4,954	-5,120					13,457
AlFeMoSi [wt%]	-0,454			1,654	-1,602	18,414			-1,284		-63,321
Al ₂ Cu [wt%]	-0,992	1,422	-0,486								
Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ [wt%]	-0,290	0,108	2,211				-0,015				
Summe Cu/Mg-Phasen [wt%]	-1,195	1,454	1,725								
Summe Fe-haltige Phasen [wt%]				3,651	2,912	2,752					
Erstarrungstemperatur Al ₅ FeSi [°C]	565,870	-2,680		-15,420	+53,090	-18,370			46,290		-650,10
Erstarrungstemperatur Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ [°C]	538,171	0,464	3,027	52,865	166,875	2,858			-11,477	-128,81	
Erstarrungstemperatur Al ₂ Cu [°C]	501,592	6,561	-22,470				0,444	101,48			
Erstarrungstemperatur Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ [°C]	504,676	-14,182	176,18				3,848				
Erstarrungsintervall Legierung [K]	47,212	1,360		32,402	167,01					-128,70	
Primäres Erstarrungsintervall Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ [K]	-55,454	4,320		45,840	166,90				-11,962	-128,94	
Intervall zwischen Si und Al ₅ FeSi [K]				-6,072	-45,040	22,330			26,881		-655,40
Lösetemperatur Al ₂ Cu [°C]	292,495	94,244	-60,44				-10,220				
Lösetemperatur Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ [°C]	345,980	10,650	596,10			12,190	-4,548	-904,3			
Anteil Al ₂ Cu bei 465 °C [wt%]	2,5016	-2,805	1,325				0,753				
Anteil Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ bei 465 °C [wt%]	-0,420	0,070	0,727				-0,010	4,076			
Liquidustemperatur [°C]	540,464			52,840	166,82				-11,462	-128,70	

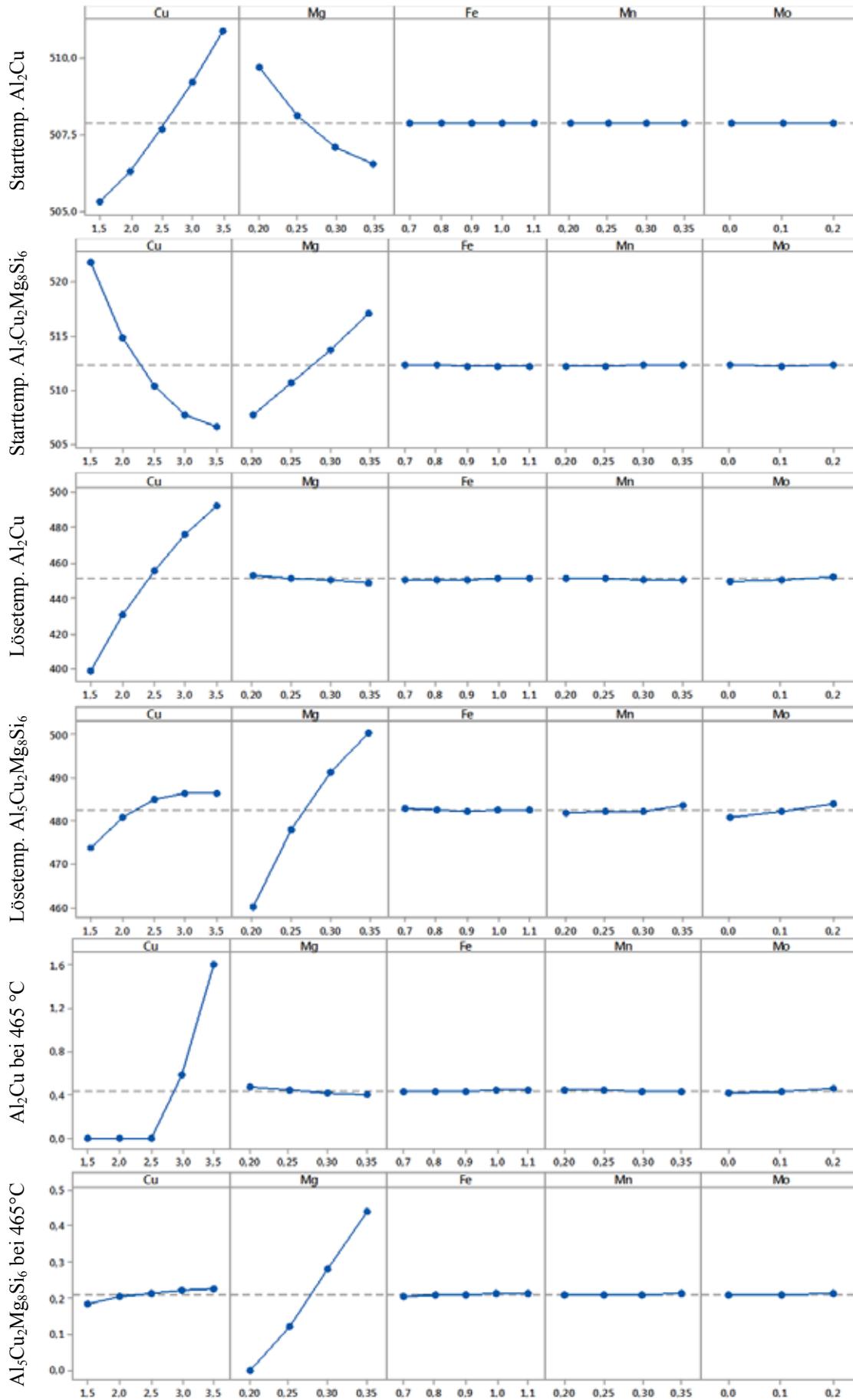
Tabelle 56: Einflussfaktoren für DOE-Auswertung zwischen den Legierungselementen und Auswertegrößen, Teil 2.

Auswertegrößen	CuMg	CuFe	CuMn	CuMo	MgFe	MgMn	MgMo	FeMn	FeMo	MnMo
Al ₃ FeSi [wt%]								-3,658	-13,816	14,238
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ [wt%]								1,678		
AlFeMoSi [wt%]								1,906	14,544	-15,251
Al ₂ Cu [wt%]										
Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ [wt%]										
Summe Cu/Mg-Phasen [wt%]										
Summe Fe-haltige Phasen [wt%]										
Erstarrungstemperatur Al ₃ FeSi [°C]				15,750				-102,51	17,040	-61,000
Erstarrungstemperatur Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ [°C]								1,678		
Erstarrungstemperatur Al ₂ Cu [°C]	-21,700									
Erstarrungstemperatur Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ [°C]	-45,604									
Erstarrungsintervall Legierung [K]										
Primäres Erstarrungsintervall Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ [K]										
Intervall zwischen Si und Al ₃ FeSi [K]										
Lösetemperatur Al ₂ Cu [°C]	12,181									
Lösetemperatur Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ [°C]	67,960									
Anteil Al ₂ Cu bei 465 °C [wt%]	-0,722									
Anteil Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ bei 465 °C [wt%]										
Liquidustemperatur [°C]										

Tabelle 57: Haupteffektdiagramme der betrachteten Elementvariationen Cu, Mg, Fe, Mn, Mo.







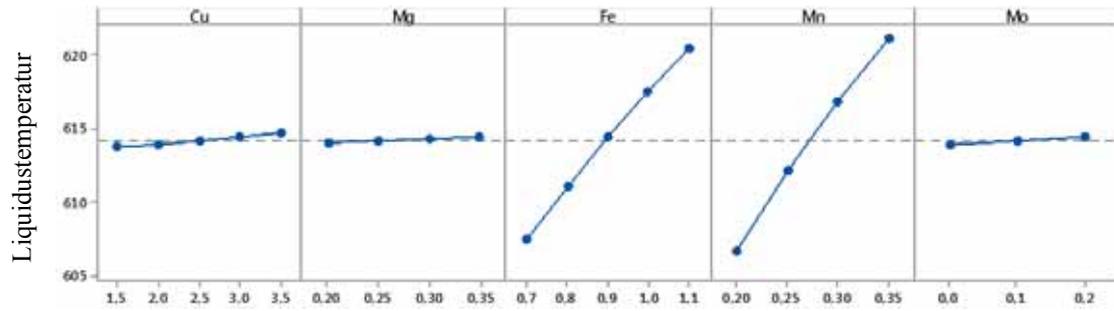
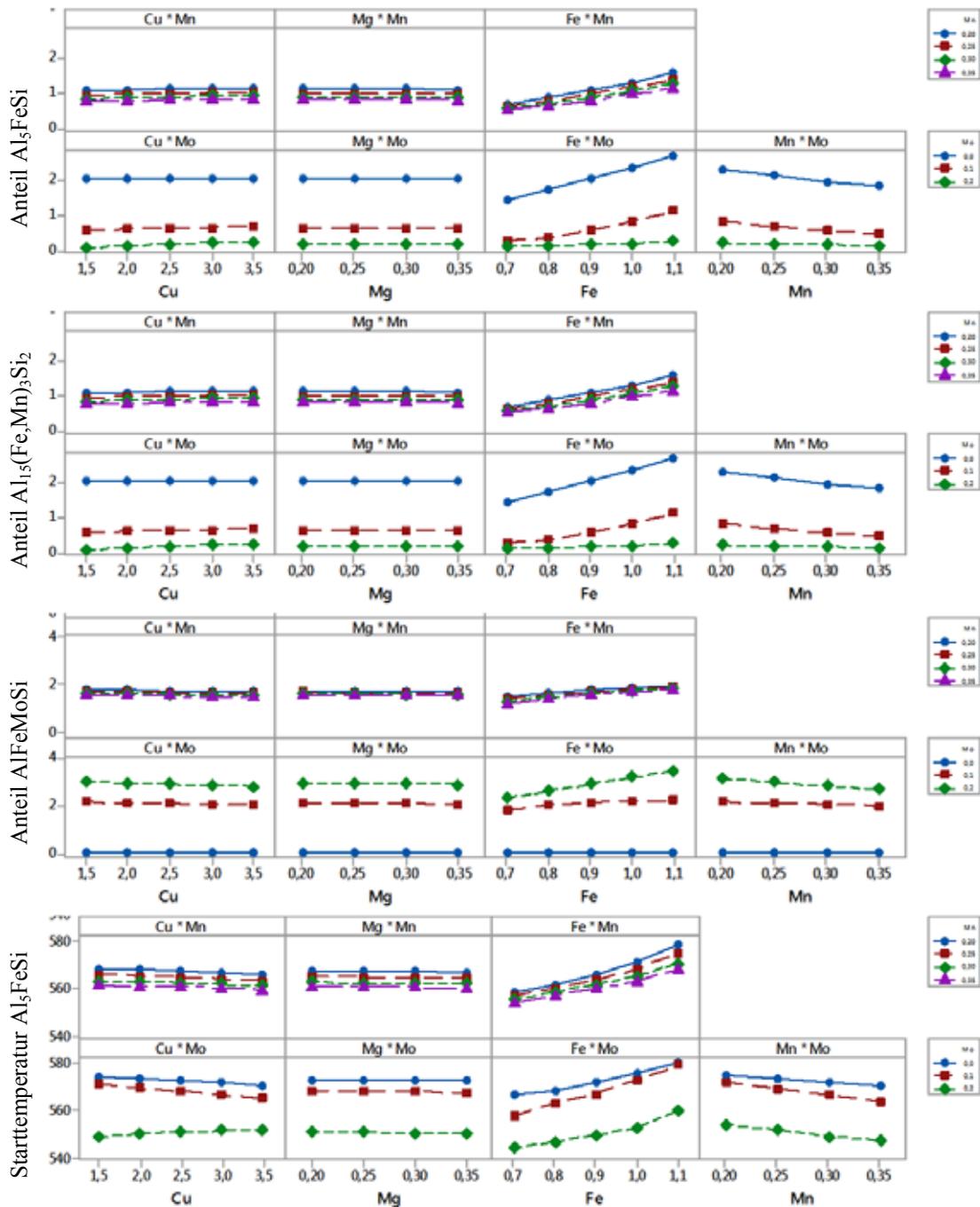
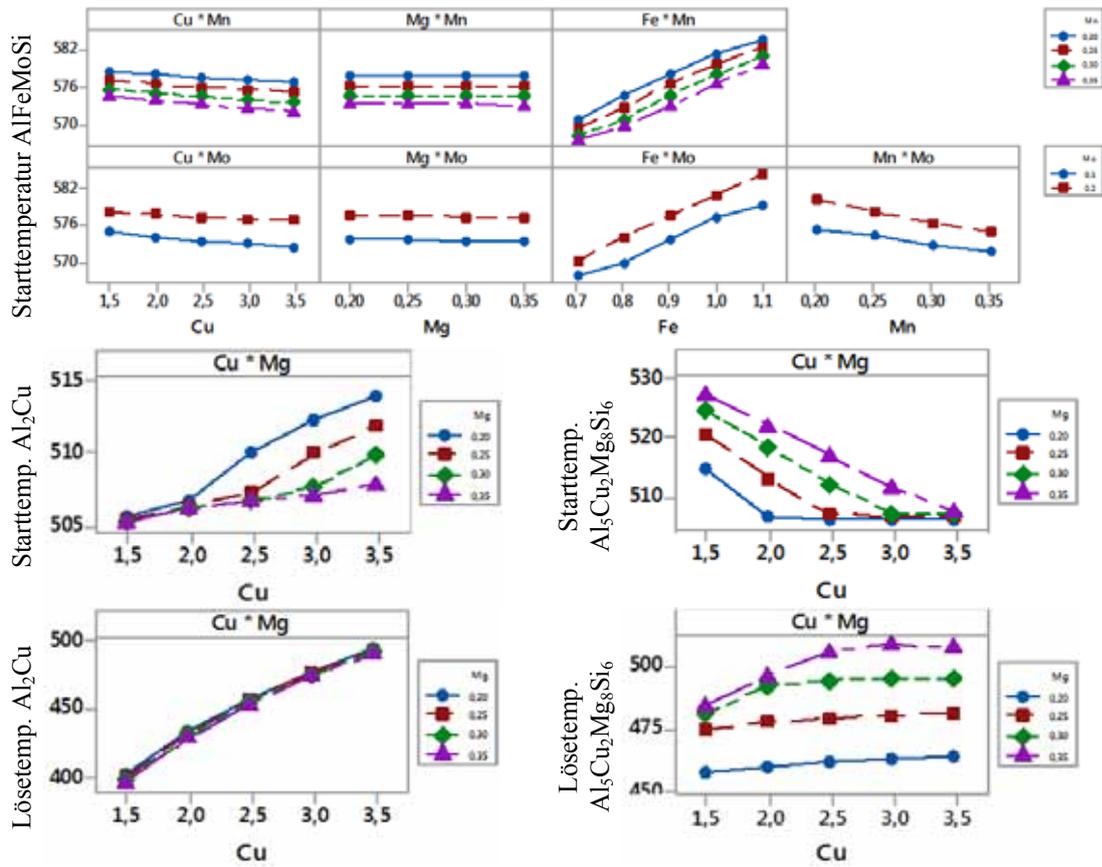


Tabelle 58: Wechselwirkungsdiagramme der betrachteten Elemente Cu, Mg, Fe, Mn, Mo.





XIV. Appendix D: Löslichkeit der Vorlegierung AlMo10 in Schmelze Al226D

Zur Bewertung der Handhabbarkeit der Vorlegierung AlMo10 und das entsprechende Auflegieren von Schmelzen wurde eine Löslichkeitsstudie durchgeführt. Die Versuchsmatrix hierzu ist Tabelle 59 zu entnehmen. Es wurden jeweils ca. 100 kg Schmelze in einem Graphittiegel erschmolzen und einer Grundreinigung mittels Impeller unterzogen. Nach Einstellen der gewünschten Schmelzetemperatur wurden ca. 1 kg AlMo10 Vorlegierung in Form eines Bruchstücks in die Schmelze gegeben und der Impellerprozess nochmals gestartet.

Zu den angegebenen Zeitpunkten wurde jeweils eine Spektrometerprobe aus der Schmelze gezogen und die Zusammensetzung mittels Funkenspektrometer bestimmt. Anhand der absoluten Mo-Konzentrationen und der maximal theoretisch möglichen Konzentration wurde eine relative Auftragung in Abbildung 124 generiert. Hier wird ersichtlich, dass unabhängig von der Schmelzetemperatur und des Gasflusses bereits nach 2 min Impellerzeit ca. 85-95 % des Mo in der Schmelze gelöst sind. Nach 4 min Impellerzeit sind > 95 % des Mo in der Schmelze gelöst, sodass von einem vollständigen Auflösen der Vorlegierung ausgegangen werden kann.

Durch BSE-Aufnahmen wird bestätigt, dass nach 2 min bereits ein Großteil des Mo in der Schmelze gelöst sein muss, da die Fe-haltigen intermetallischen Phasen größtenteils eingeformt erscheinen, welche ohne Mo noch verstärkt eine nadelige Morphologie aufweisen, vgl. Abbildung 125. Nach 4 min Impellerzeit erscheinen nahezu ausschließlich abgerundete Fe-haltige intermetallische Phasen im metallographischen Schliff, was die Annahme des Auflöserns der AlMo10-Vorlegierung und der Wirksamkeit des Mo als Fe-Korrektor stützt.

Tabelle 59: Versuchsmatrix zur Bewertung der Löslichkeit von AlMo10 Vorlegierung in Al-Schmelze.

Legierung	AlSi10Cu2,8Mg0,3Fe1Mn0,3Ti0,1Sr0,02					
Variante	A1	A2	B1	B2	C1	C2
Schmelze [kg]	105					
Schmelzetemperatur	943 K (670 °C)		973 K (700 °C)		1003 K (730 °C)	
Impellerdrehzahl [1/min]	630	630	630	630	630	630
Gasfluss [l/min]	15	nein	15	nein	15	nein
Zeitpunkt Probe [min]	0 (Start), 2, 4, 6, 8, 10, 12, 14					
AlMo10 Vorlegierung [g]	1000	1000	940	930	940	910
theo. max. Mo-Gehalt [wt%]	0,100	0,100	0,094	0,093	0,094	0,091

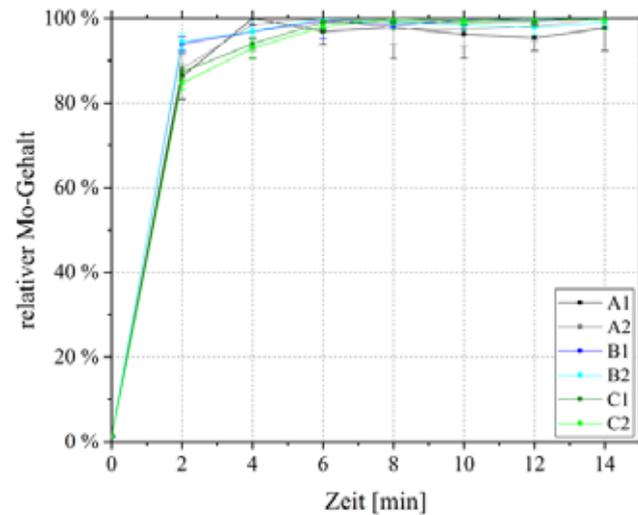


Abbildung 124: Relativer Mo-Gehalt bezogen auf den rechnerisch maximal möglichen Gehalt nach Zulegieren in Abhängigkeit der Impeller-Zeit.

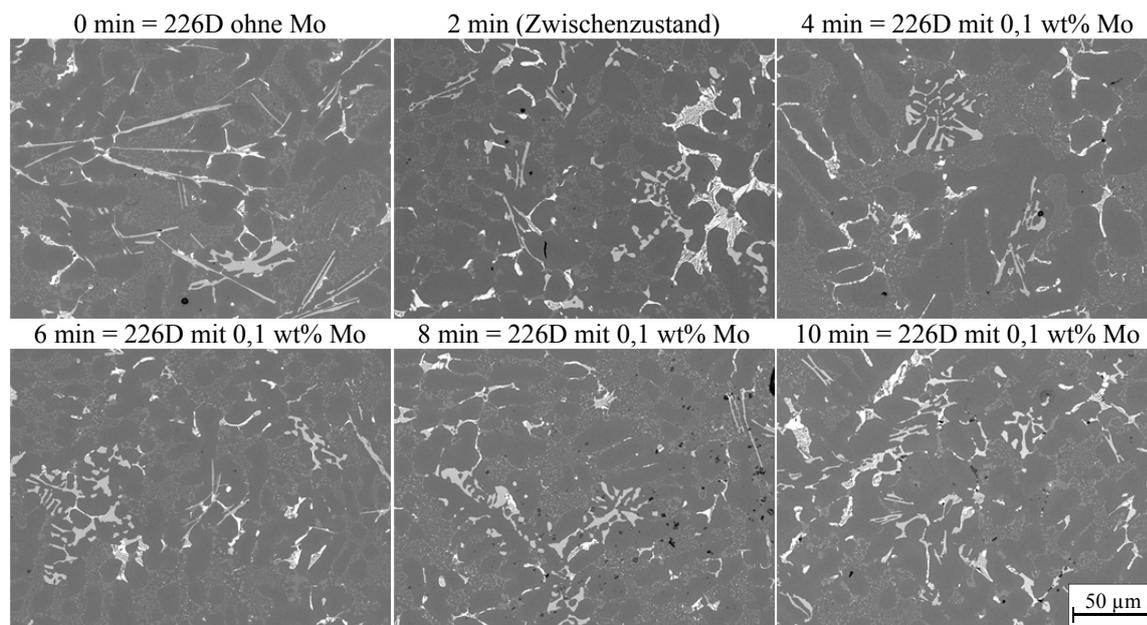


Abbildung 125: BSE-Aufnahmen in Abhängigkeit der Zeit des Impellers bei Variante A1. hellgraue Bereiche: Fe-haltigen intermetallische Phasen; mittelgraues Netzwerk: Al/Si-Eutektikum; weiße Bereiche: Cu-haltige Phasen; dunkelgraue Bereiche: Al-Mischkristall.

XV. Appendix E: JMatPro® Ausscheidungsrechnung

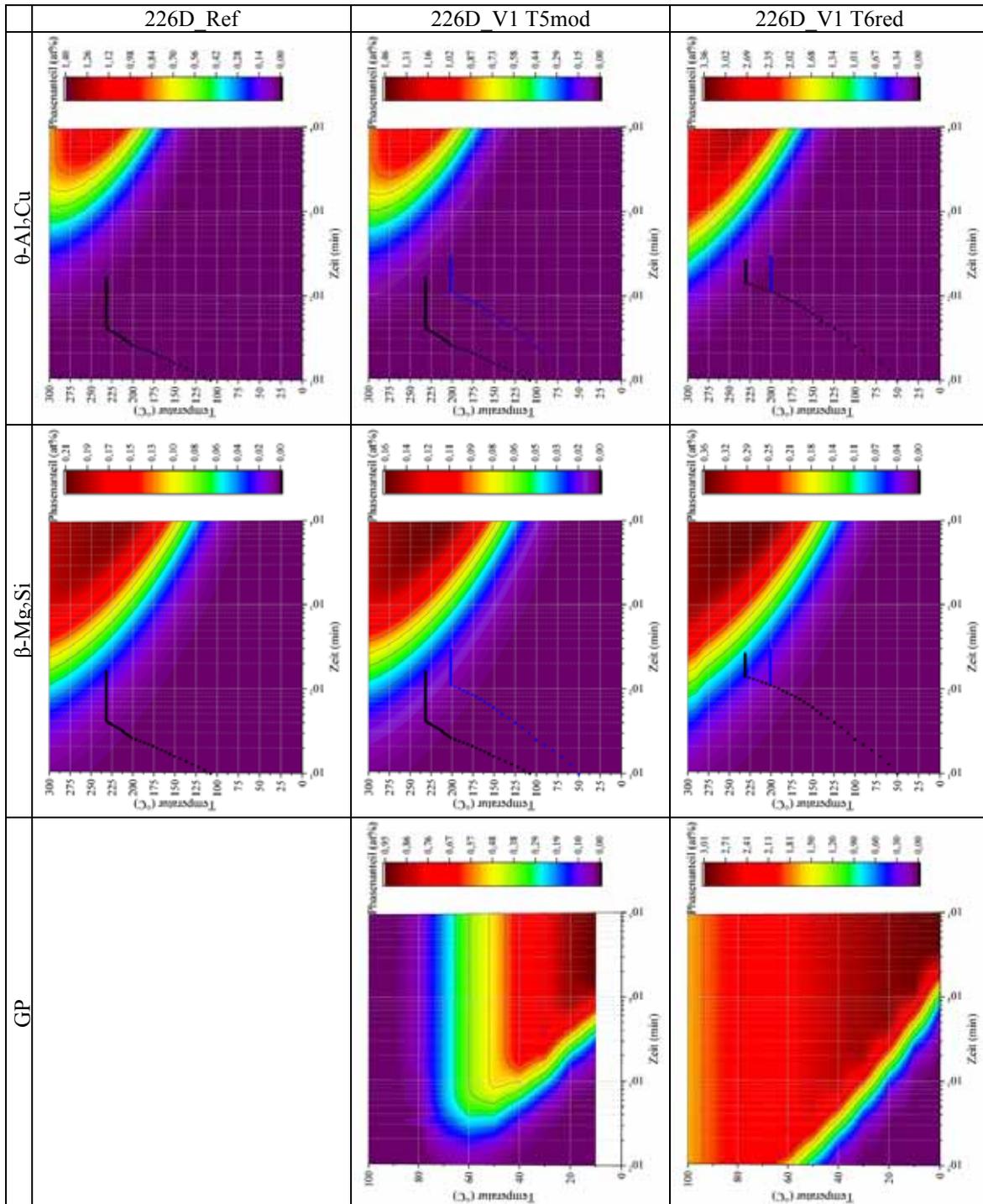


Abbildung 126: JMatPro® Ausscheidungs-Berechnung von 226D_Ref und 226D_V1 der Gleichgewichts-Ausscheidungen und GP-Zonen. Schwarze Punktreihe entspricht der Ofenkurve bei 230 °C/2 h und blaue Punktreihe der Ofenkurve bei 200 °C/3 h.

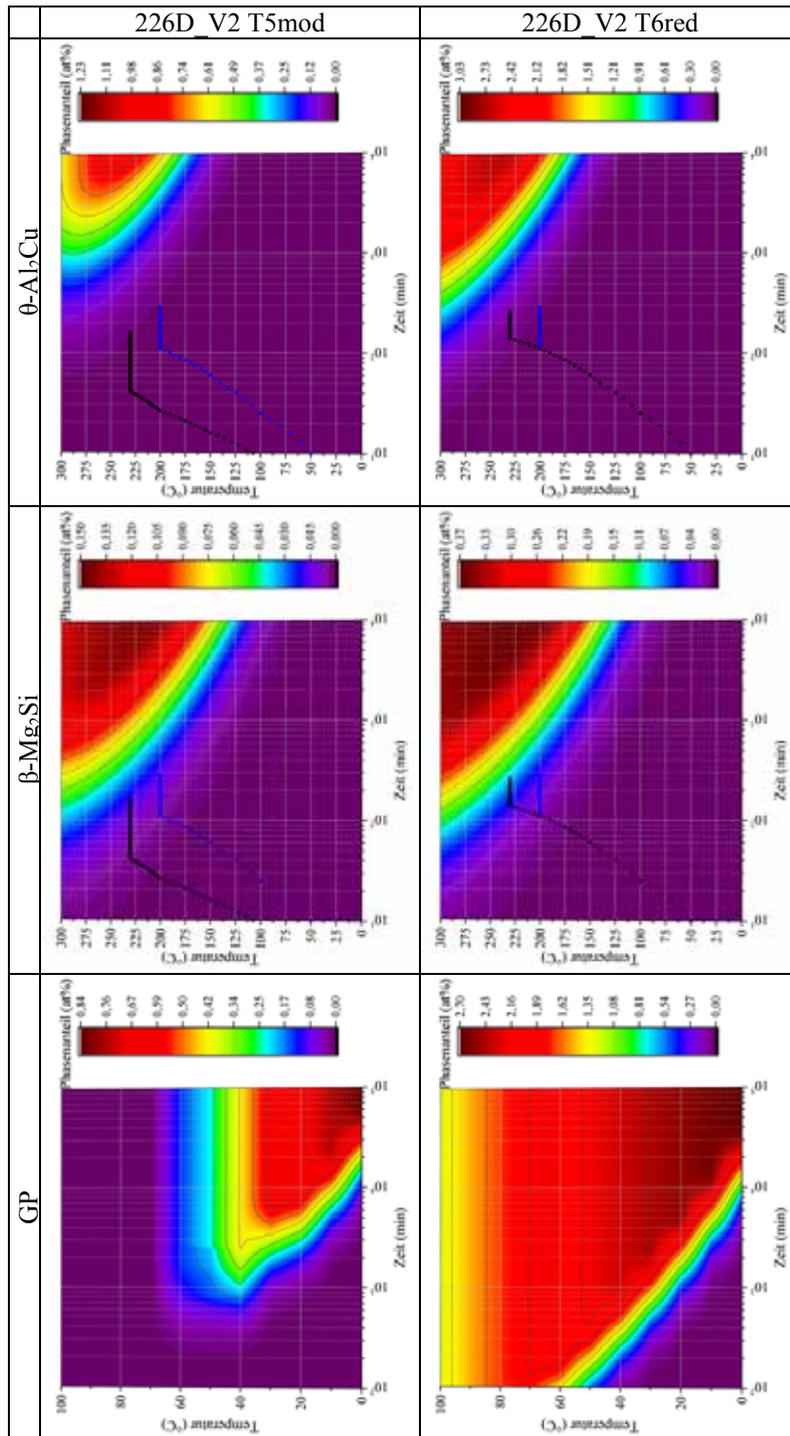


Abbildung 127: JMatPro® Ausscheidungs-Berechnung von 226D_V2 der Gleichgewichts-Ausscheidungen und GP-Zonen. Schwarze Punktreihe entspricht der Ofenkurve bei 230 °C/2 h und blaue Punktreihe der Ofenkurve bei 200 °C/3 h.

XVI. Appendix F: Mappings aus Lösungsglühversuche

Tabelle 60: EDX-Mappings für 733 K (460 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung.

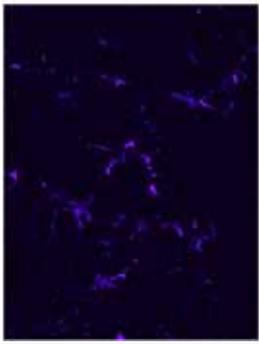
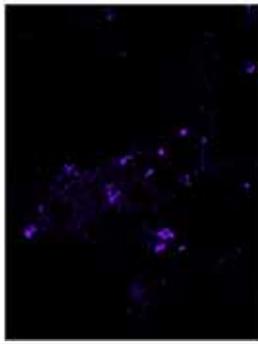
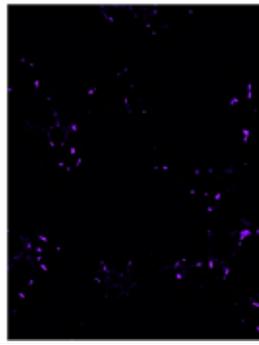
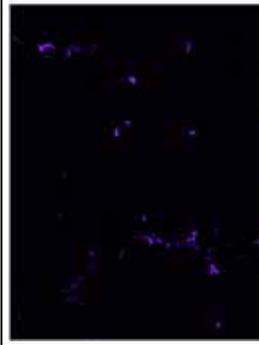
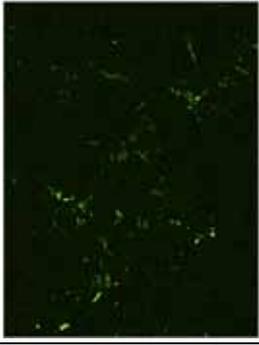
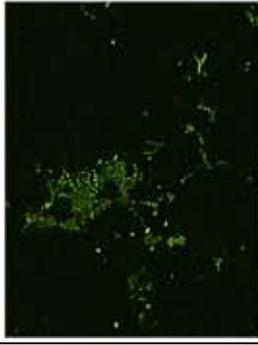
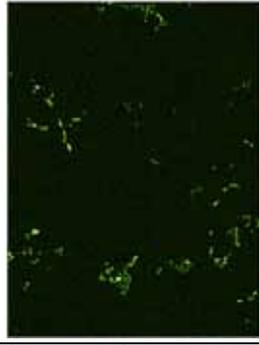
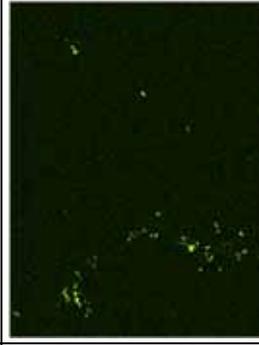
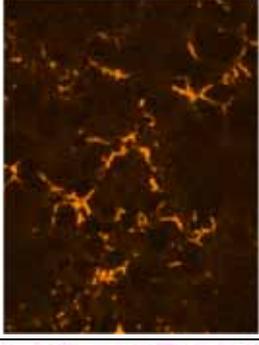
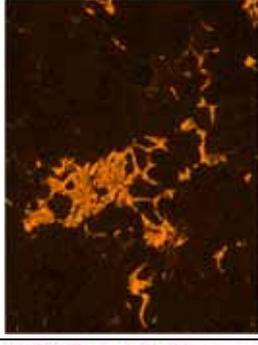
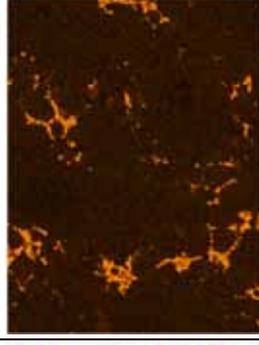
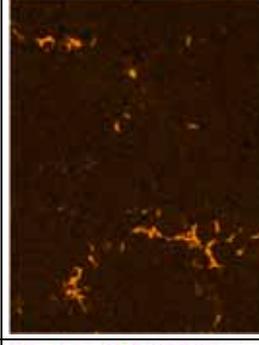
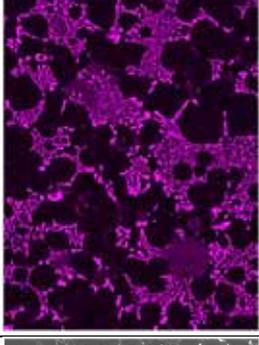
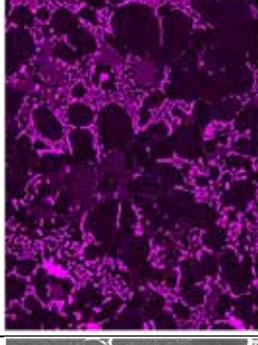
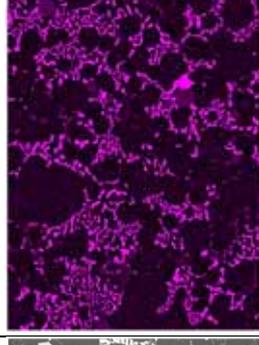
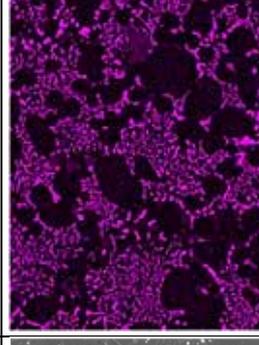
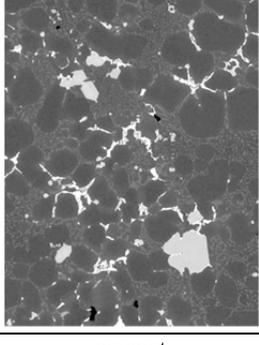
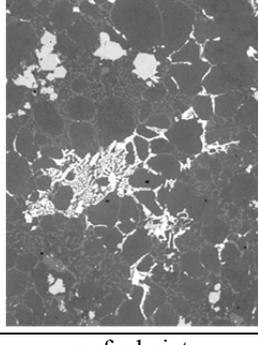
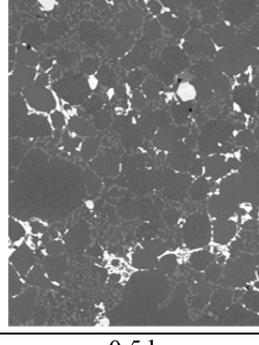
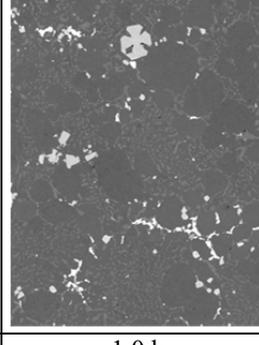
Ni				
Mg				
Cu				
Si				
BSE				
	as cast	aufgeheizt	0,5 h	1,0 h

Tabelle 61: EDX-Mappings für 733 K (460 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 2.

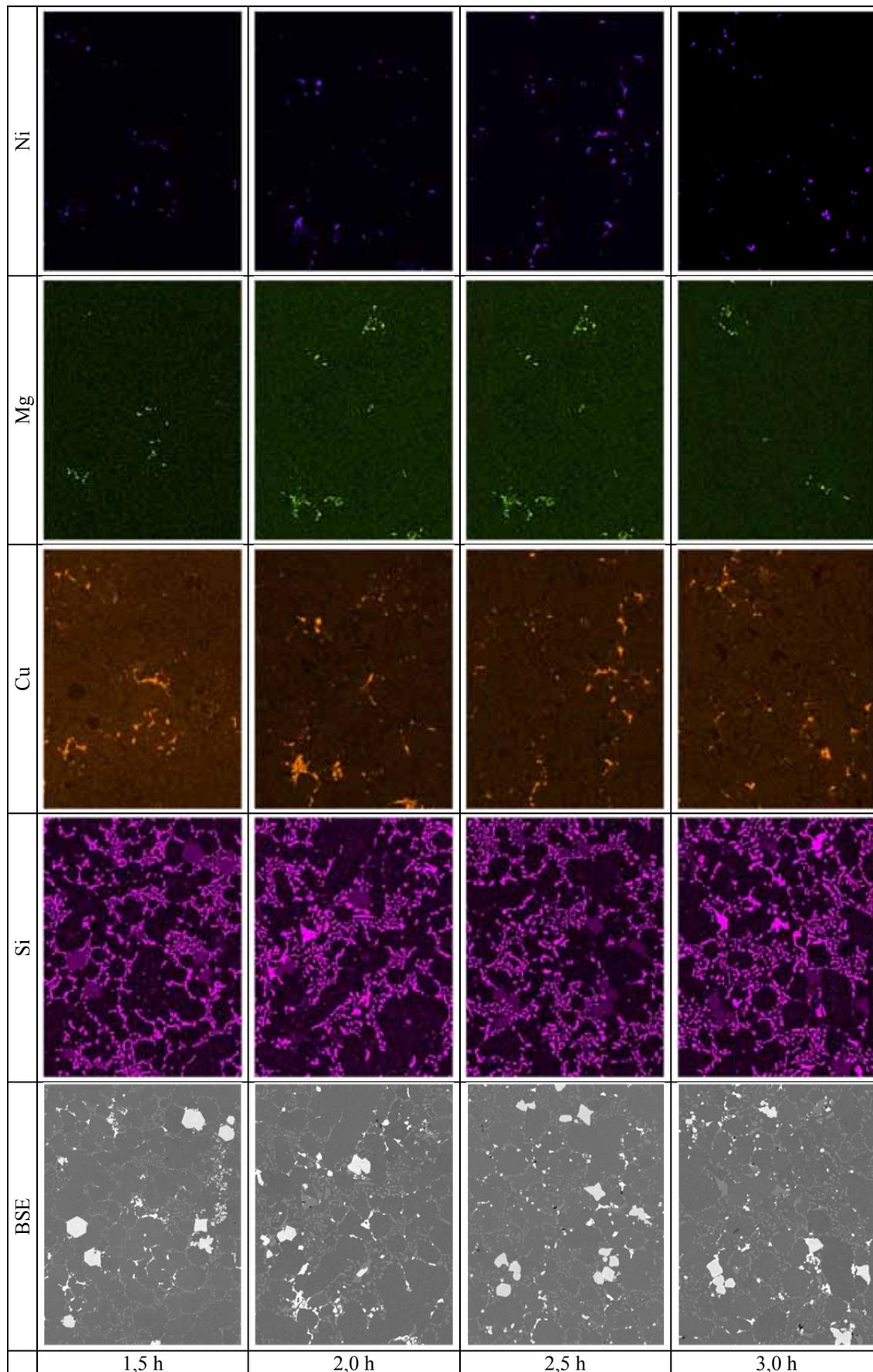


Tabelle 62: EDX-Mappings für 733 K (460 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 3.

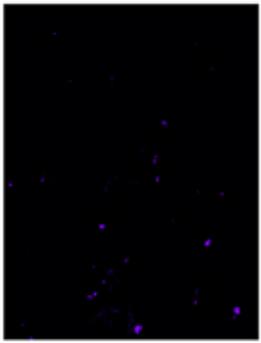
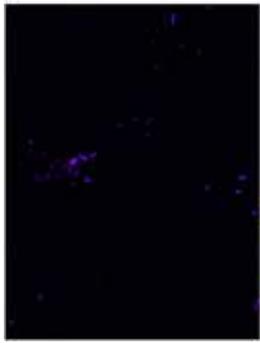
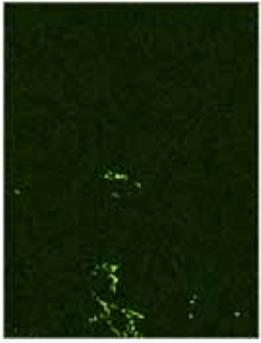
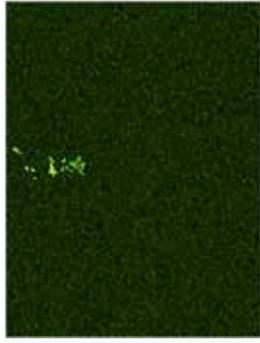
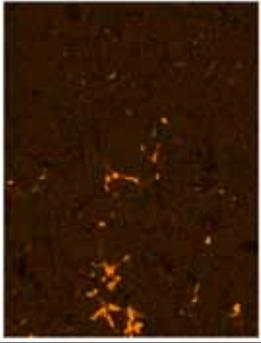
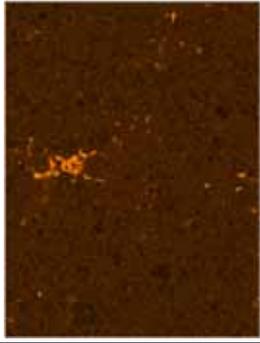
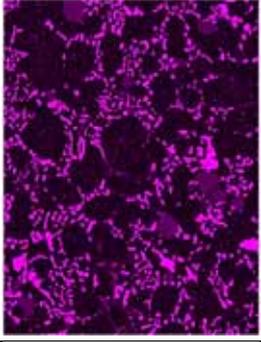
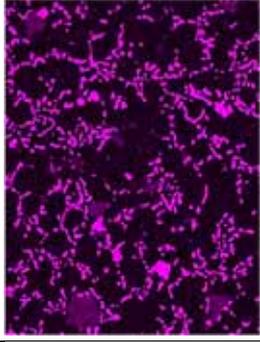
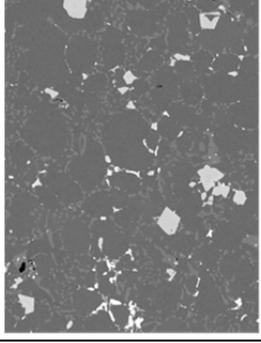
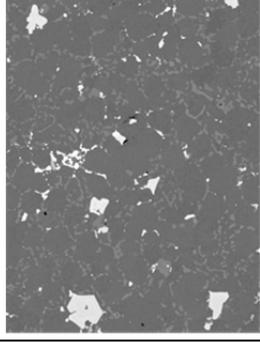
Ni		
Mg		
Cu		
Si		
BSE		
	3,5 h	4,0 h

Tabelle 63: EDX-Mappings für 743 K (470 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung.

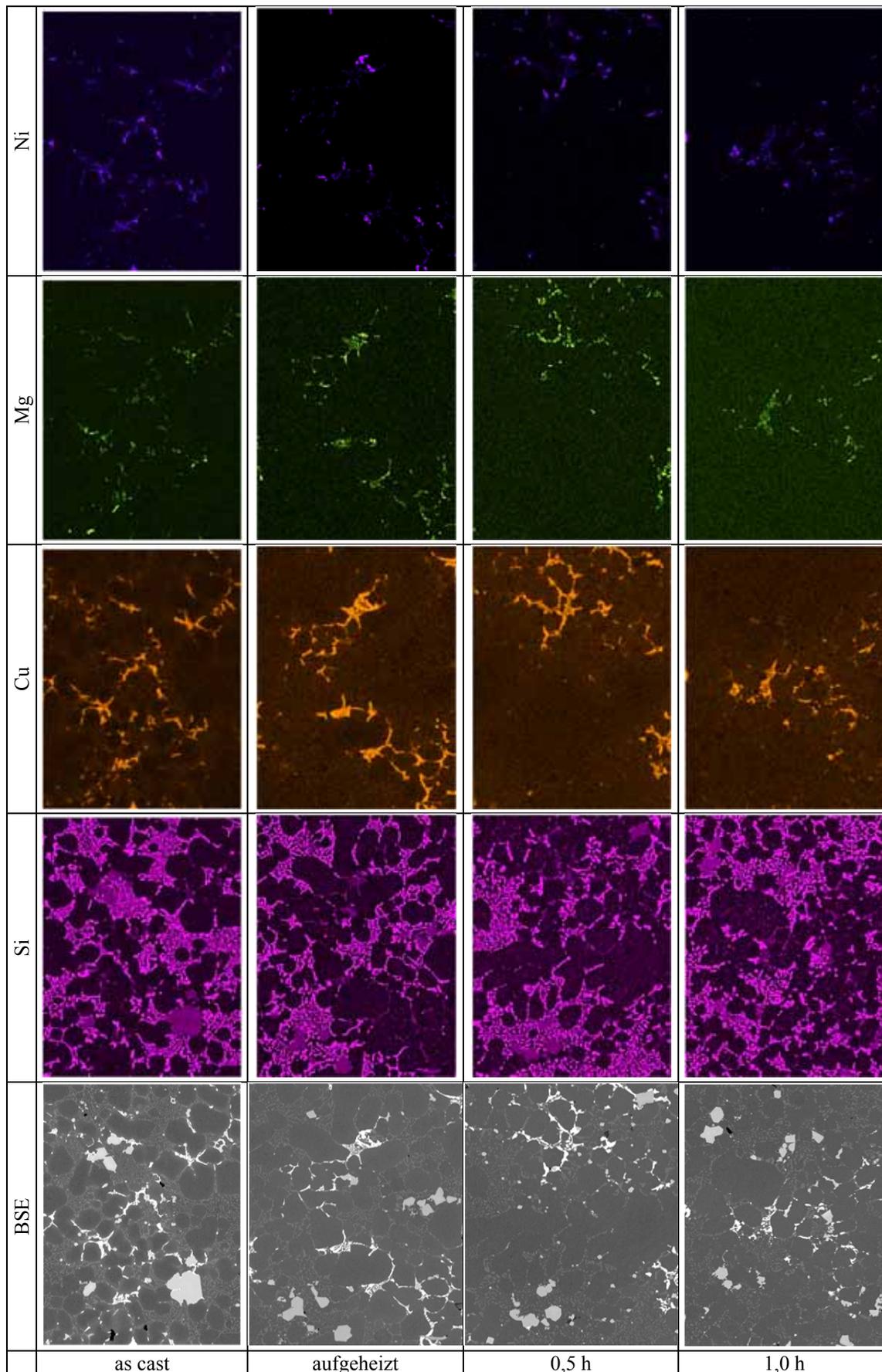


Tabelle 64: EDX-Mappings für 743 K (470 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 2.

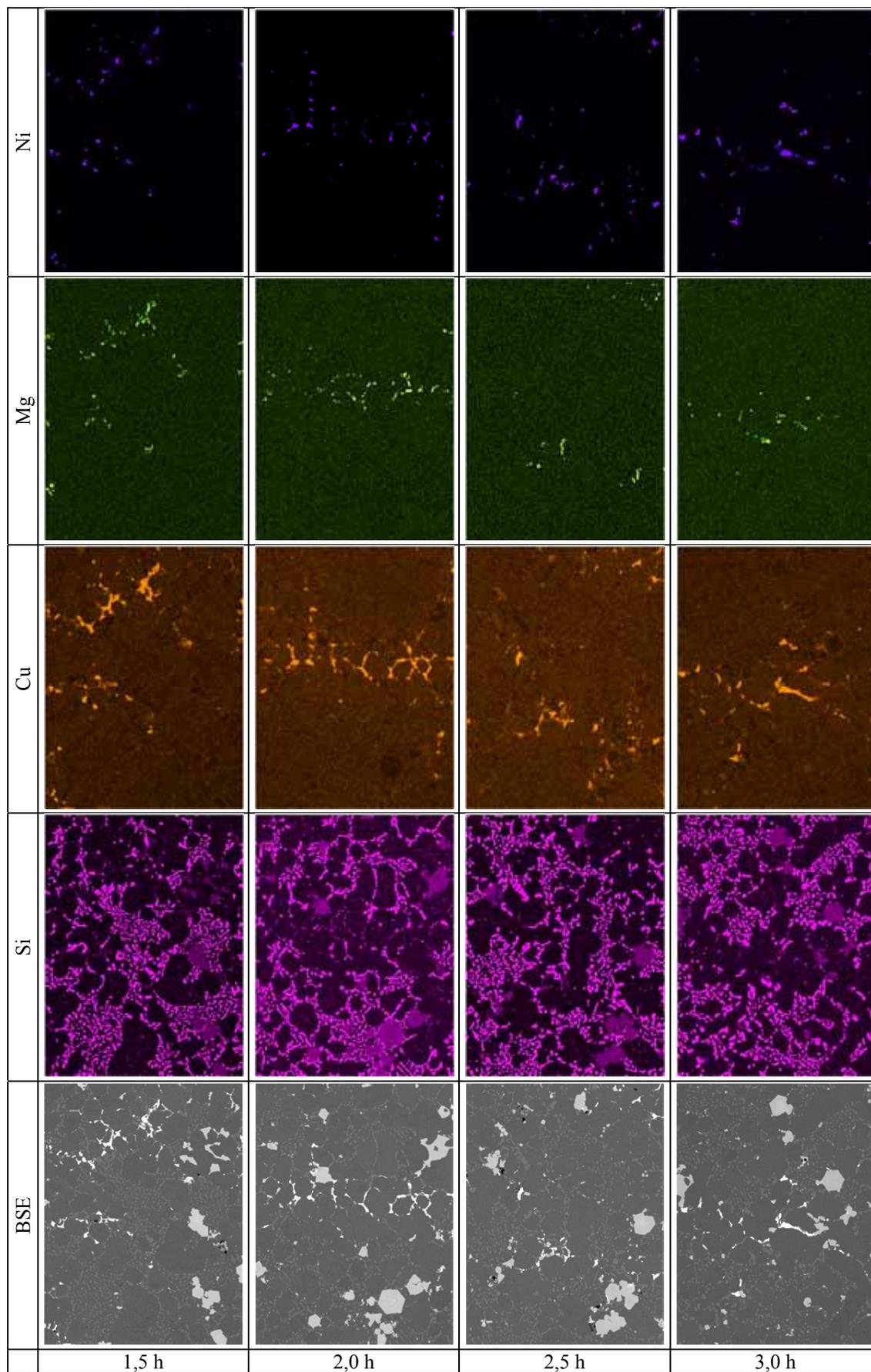


Tabelle 65: EDX-Mappings für 743 K (470 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 3.

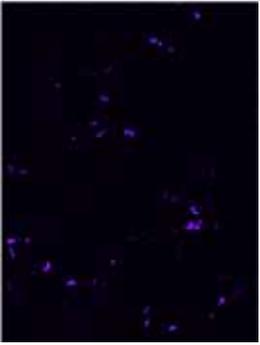
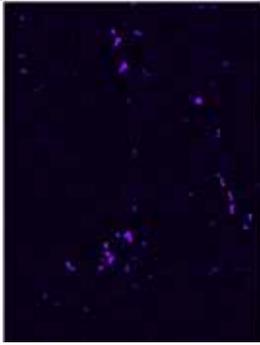
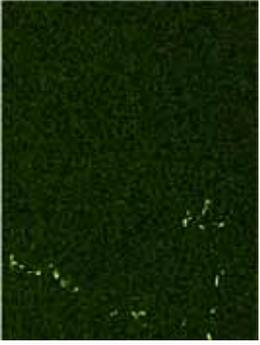
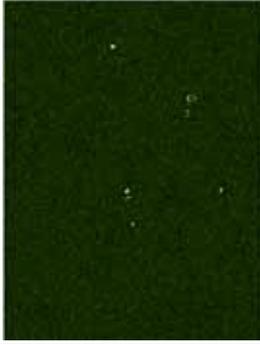
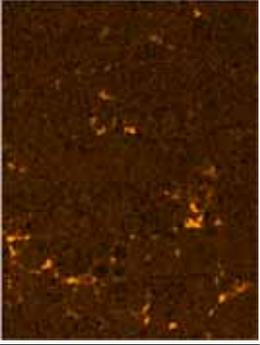
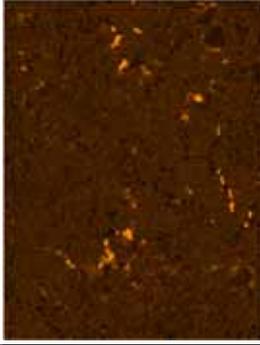
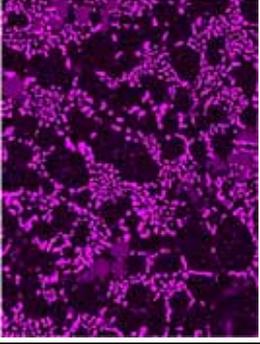
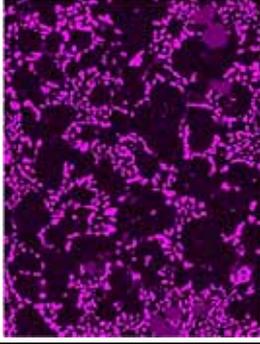
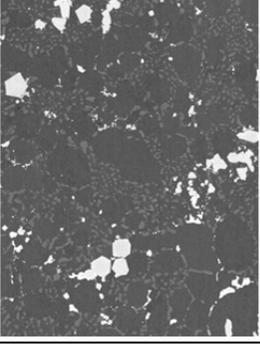
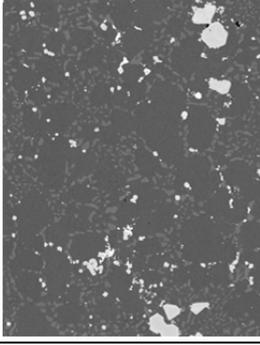
Ni		
Mg		
Cu		
Si		
BSE		
	3,5 h	4,0 h

Tabelle 66: EDX-Mappings für 753 K (480 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung.

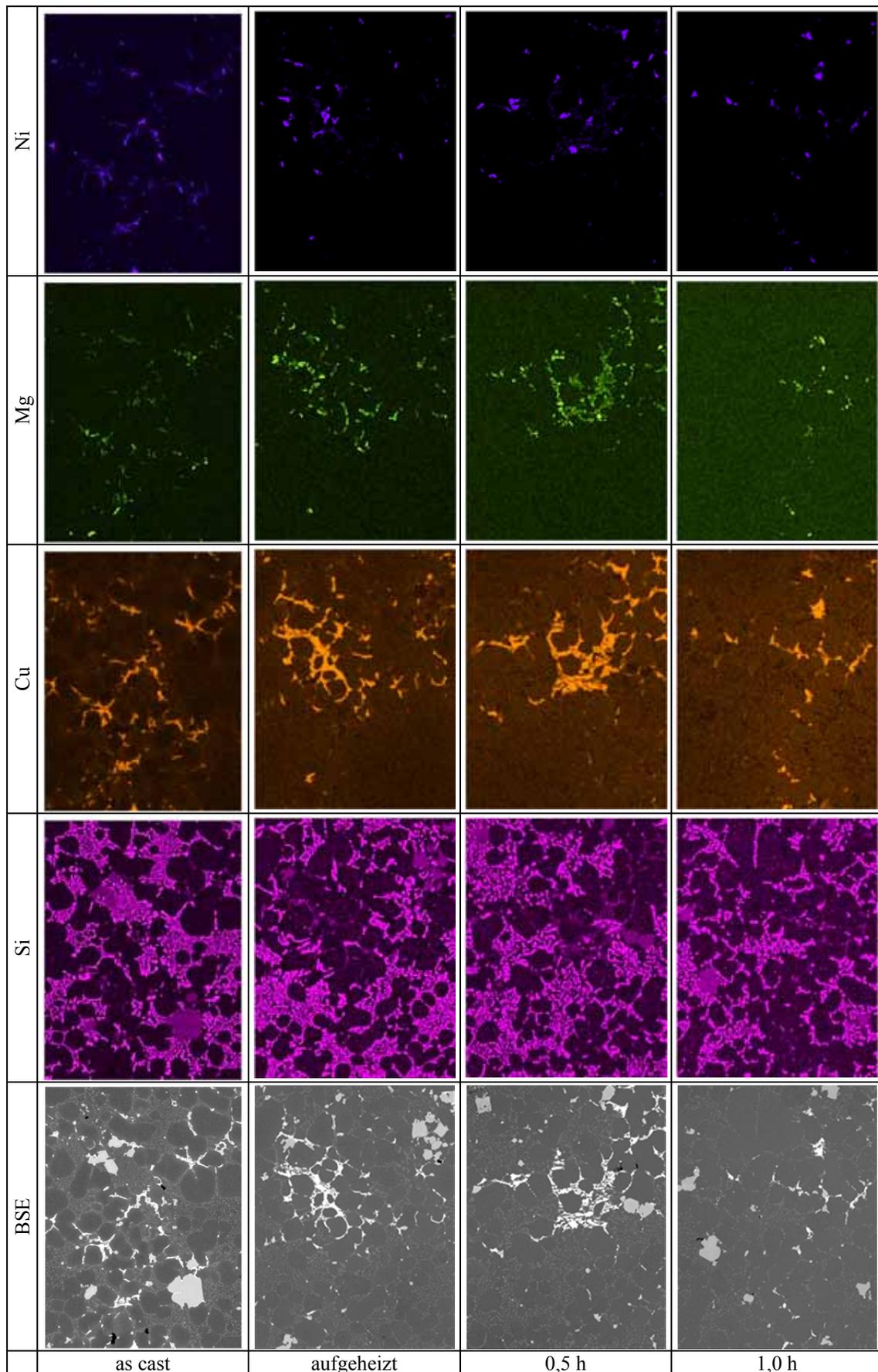


Tabelle 67: EDX-Mappings für 753 K (480 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 2.

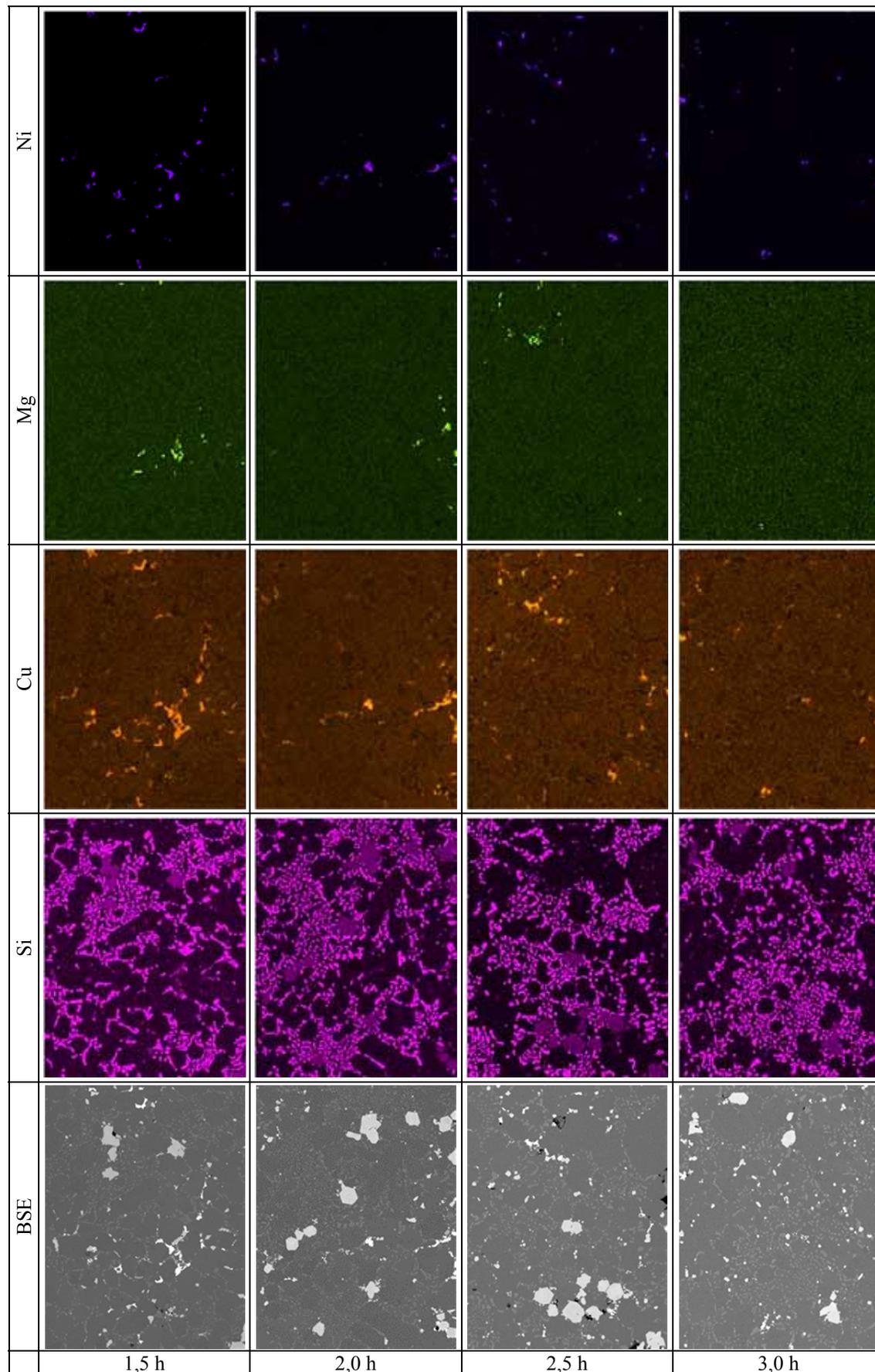
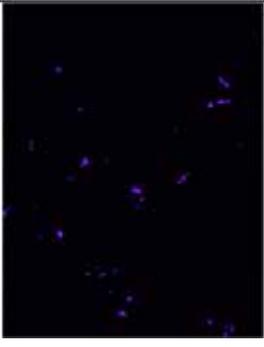
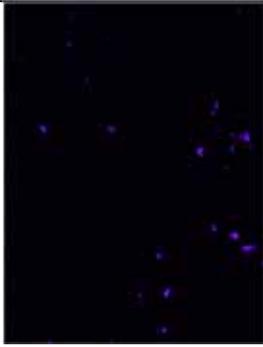
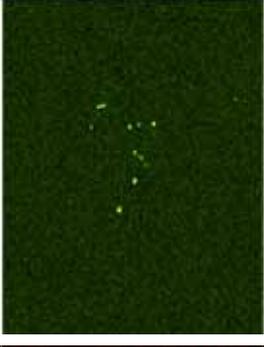
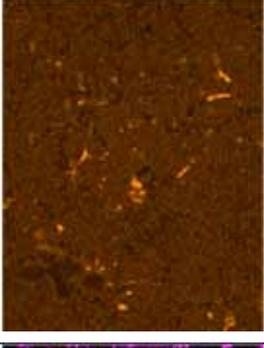
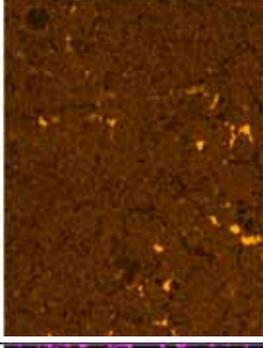
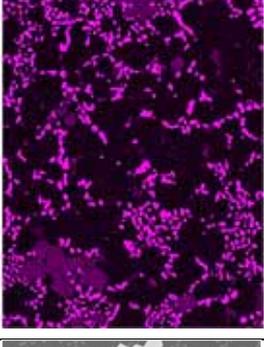
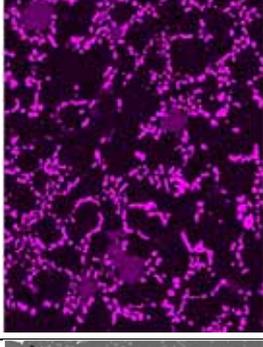
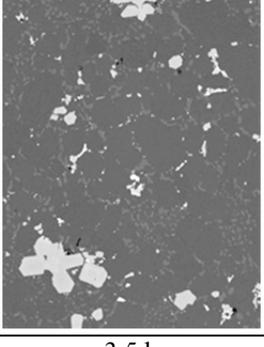
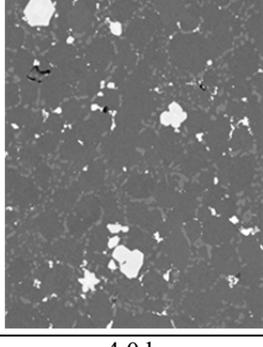


Tabelle 68: EDX-Mappings für 753 K (480 °C) bei 5 kV Beschleunigungsspannung Teil 3.

Ni		
Mg		
Cu		
Si		
BSE		
	3,5 h	4,0 h

XVII. Appendix G: Vergleich *Quality Index*

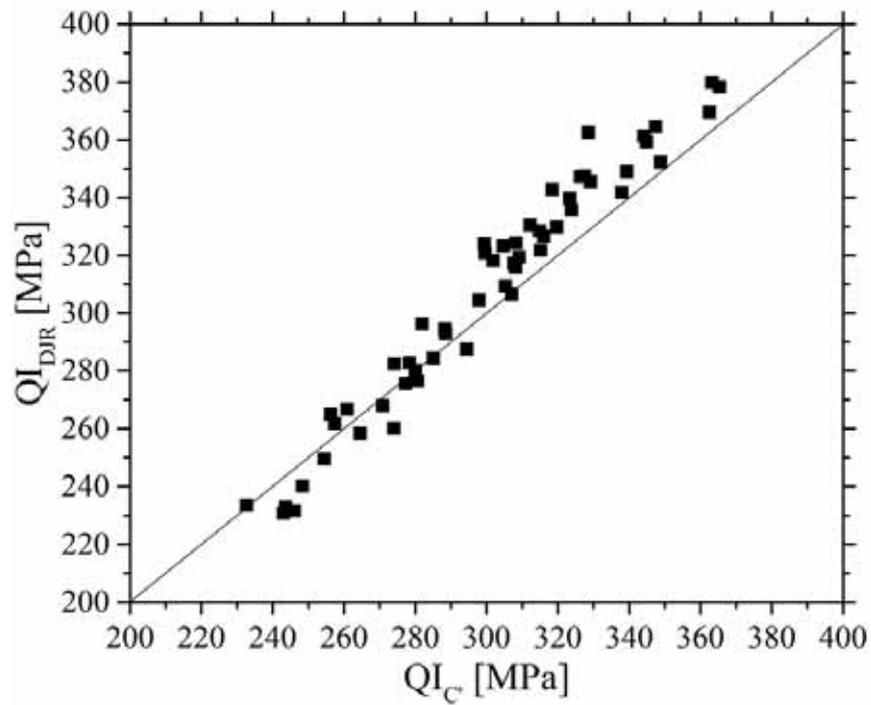


Abbildung 128: Gegenüberstellung von QI_{DJR} und QI_C zeigt im Rahmen der Untersuchungen dieser Arbeit gute Übereinstimmung.

XVIII. Literaturverzeichnis

- [1] European_Aluminium; *Activity Report 2015 - Unlocking Sustainable Value Chains*, 2015.
- [2] Modaresi, Roja; *Dynamics of aluminum use in global passenger car system - Challenges and solutions of recycling and material substitution*, 2015, Dissertation, Norwegian University of Science and Technology - Trondheim.
- [3] Betram, Marlen; Hryniuk, Mira; Kirchner, Günter and Pruvost, Francois; *European Recycling Brochure - Aluminium Recycling in Europe - The Road to High Quality Products*. 2006: European Aluminium Association.
- [4] Garza-Elizondo, Guillermo Hernán; *Effect of Ni, Mn, Zr and Sc Additions on the Performance of Al-Si-Cu-Mg Alloys*, 2016, Dissertation, University of Quebec at Chicoutimi.
- [5] Lee, Jonathan A.; *Cast Aluminum Alloy for High Temperature Applications*, The Minerals, Metals and Materials Society, 2003.
- [6] Andresen, Bill; *Die Casting Engineering - A Hydraulic, Thermal and Mechanical Process*. 2005: Marcel Dekker ISBN: 0-8247-5935-4.
- [7] Wang, Laihua; Turnley, Peter and Savage, Gary; *Gas content in high pressure die castings*, Journal of Materials Processing Technology, 2011.Vol. 211(9): p. 1510-1515.
- [8] Kaufman, J. Gilbert and Rooy, Elwin L.; *Aluminum Alloy Castings - Properties, Processes and Applications*. 2004: ASM International ISBN: 0-87170-803-5.
- [9] Aluminium-Zentrale-Düsseldorf; *Aluminium-Taschenbuch - Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Vol. 15. 1995: Aluminium-Verlag ISBN: 3-87017-241-X.
- [10] Aluminium-Zentrale-Düsseldorf; *Aluminium-Taschenbuch*. Vol. 14. 1988: Aluminium-Verlag Düsseldorf ISBN: 3-87017-169-3.
- [11] Vinarcik, Edward J.; *High Integrity Die Casting Processes*. 2003: John Wiley & Sons, Inc. ISBN: 0-471-20131-6.
- [12] Brunhuber, Ernst; *Praxis der Druckgußfertigung*. 1991: Schiele & Schön ISBN: 3-7949-0535-0.
- [13] Bonollo, Franco; Gramegna, Nicola and Timelli, Giulio; *High-Pressure Die-Casting: Contradictions and Challenges*, JOM, 2015.Vol. 67(5): p. 901-908.
- [14] Allison, John; Li, Mei; Wolverson, C. and Su, XuMing; *Virtual aluminum castings: An industrial application of ICME*, JOM, 2006.Vol. 58(11): p. 28-35.
- [15] Macherauch, Eckard and Zoch, Hans-Werner; *Praktikum in Werkstoffkunde*. Vol. 11. 2011: Vieweg+Teubner ISBN: 978-3-8348-0343-6.
- [16] Bergmann, Wolfgang; Leyens, Christoph and Fleck, Claudia; *Werkstofftechnik - Teil 1: Grundlagen*. Vol. 7. 2013: Hanser Verlag ISBN: 978-3-446-43581-0.
- [17] Ambos, Eberhard; Besser, Wolfgang; Honsel, Christoph; Schulze, Michael and Franz, Peter-Christian; *JetCooling - Arbeitsweise, Wirkung und Ergebnisse*, Giesserei-Rundschau 58 Heft 3/4, 2011: p. 57-61.
- [18] Fagner, W. and Kaufmann, H.; *Legierungsgerechte Auswahl von Gießparametern*, Druckgussparxis, 2005.Vol. 1: p. 29-33.
- [19] *DIN-EN-1706:2013 Aluminium und Aluminiumlegierungen - Gussstücke - Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften; Deutsche Fassung*.
- [20] Elsebaie, Ossama; Samuel, Agnes M.; Samuel, F. H. and Doty, H. W.; *Impact toughness of Al-Si-Cu-Mg-Fe cast alloys: Effects of minor additives and aging conditions*, Materials & Design, 2014.Vol. 60: p. 496-509.
- [21] Samuel, A. M. and Samuel, F. H.; *Effect of alloying elements and dendrite arm spacing on the microstructure and hardness of an Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn (380) aluminium die-casting alloy*, Journal of Materials Science, 1995.Vol. 30(7): p. 1698-1708.

- [22] Pauling, Linus; *Atomic Radii and Interatomic Distances in Metals*, Journal of the American Chemical Society, 1947. Vol. 69(3): p. 542-553.
- [23] Lamm, Matthias; *Einfluss der Erstarrungsbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften von einkristallinen Superlegierungen bei großen Wandstärken*, 2007, Dissertation, Universität Erlangen - Nürnberg.
- [24] Rana, R.S.; Purohit, R. and Das, D.; *Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites*, International Journal of Scientific and Research Publications, 2012. Vol. 2(6): p. 7.
- [25] Michelfeit, Stefan; *Werkstoffgesetze einer AlSi-Gusslegierung unter Hochtemperaturbeanspruchung in Abhängigkeit des Werkstoffzustandes*, 2012, Dissertation, Technische Universität Darmstadt.
- [26] Hatch, John E.; *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. 1984: American Society for Metals International ISBN: 9780871701763.
- [27] Desai, P. D.; *Thermodynamic Properties of Selected Binary Aluminum Alloy Systems*, Journal of Physical and Chemical Reference Data, 1987. Vol. 16(1): p. 109-124.
- [28] Klan, Steffen; *Beitrag zur Evolution von Aluminium-Gusslegierungen für warmfeste Anwendungen*, 2004, Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg.
- [29] Sigworth, Geoffrey K.; *Fundamentals of Solidification in Aluminum Castings*, International Journal of Metalcasting, 2014. Vol. 8(1): p. 7-20.
- [30] Orozco-González, P.; Castro-Román, M.; López-Cuevas, J.; Hernández-Rodríguez, A.; Muñoz-Valdez, R.; Luna-Álvarez, S. and Ortiz-Cuellar, y C.; *Effect of iron addition on the crystal structure of the alpha-AlFeMnSi phase formed in the quaternary Al-Fe-Mn-Si system*, Revista de Metalurgia, 2011. Vol. 47(6): p. 453-461.
- [31] Drossel, G.; Friedrich, S.; Huppatz, W.; Kammer, C.; Lehnert, W.; Liesenberg, O.; Paul, M. and Schemme, K.; *Aluminium-Taschenbuch - Band 2: Umformen von Aluminium Werkstoffen, Gießen von Aluminium Teilen, Oberflächenbehandlung von Aluminium, Recycling und Ökologie*. Vol. 15. 1999: Aluminium-Verlag ISBN: 3-87017-242-8.
- [32] Lu, L.; Nogita, K.; McDonald, S. D.; Dahle, A. K.; Lu, L. and Dahle, A. K.; *Eutectic solidification and its role in casting porosity formation*, JOM, 2004. Vol. 56(11): p. 52-58.
- [33] Nayak, Soumyajit and Karthik, Anand; *Synthesis of Al-Si Alloys and Study of their Mechanical Properties*, 2011, Bachelor, National Institute of Technology, Rourkela.
- [34] Ogris, Erhard; *Development of Al-Si-Mg Alloys for Semi-Solid Processing and Silicon Spheroidization Treatment (SST) for Al-Si Cast Alloys*, 2002, Dissertation, Swiss Federal Institute of Technology Zurich.
- [35] Stürzel, Thomas; *Einfluss der Cu-, Mg- und Mn-Variation auf Aushärtungsverhalten und mechanische Eigenschaften von zinkhaltigen AlSi-Druckgusslegierungen*, 2013, Bachelor, Technische Universität Ilmenau.
- [36] Lu, Shu-Zu and Hellawell, A.; *The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning*, Metallurgical Transactions A, 1987. Vol. 18(10): p. 1721-1733.
- [37] Timpel, M.; Wanderka, N.; Schlesiger, R.; Yamamoto, T.; Lazarev, N.; Isheim, D.; Schmitz, G.; Matsumura, S. and Banhart, J.; *The role of strontium in modifying aluminium-silicon alloys*, Acta Materialia, 2012. Vol. 60(9): p. 3920-3928.
- [38] Dinnis, C. M.; Dahle, A. K.; Taylor, J. A. and Otte, M. O.; *The influence of strontium on porosity formation in Al-Si alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2004. Vol. 35(11): p. 3531-3541.
- [39] Shabestari, S. G. and Shahri, F.; *Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy*, Journal of Materials Science, 2004. Vol. 39(6): p. 2023-2032.

- [40] Timpel, Melanie; *Einfluss von Strontium auf die Mikrostruktur von Aluminium-Silizium Legierungen*, 2012, Dissertation, Technische Universität Berlin.
- [41] Heusler, Leonhard and Schneider, Wolfgang; *Influence of alloying elements on the thermal analysis results of Al–Si cast alloys*, Journal of Light Metals, 2002.Vol. 2(1): p. 17-26.
- [42] Kobayashi, K. F. and Hogan, L. M.; *The crystal growth of silicon in Al-Si alloys*, Journal of Materials Science, 1985.Vol. 20(6): p. 1961-1975.
- [43] Day, M. G. and Hellawell, A.; *The Microstructure and Crystallography of Aluminium-Silicon Eutectic Alloys*, Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences, 1968.Vol. 305(1483): p. 473-491.
- [44] Taylor, J.A.; *The effect of iron in Al-Si casting alloys*, 35th Australian Foundry Institute National Conference, 2004: p. 148-157.
- [45] Zhang, Lifeng; Gao, Jianwei; Damoah, Lucas Nana Wiredu and Robertson, David G.; *Removal of Iron From Aluminum: A Review*, Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review, 2012.Vol. 33(2): p. 99-157.
- [46] Ferraro, Stefano and Timelli, Giulio; *Influence of Sludge Particles on the Tensile Properties of Die-Cast Secondary Aluminum Alloys*, Metallurgical and Materials Transactions B, 2015.Vol. 46(2): p. 1022-1034.
- [47] Toropova, L.S.; *Advanced Aluminum Alloys Containing Scandium: Structure and Properties*. 1998: Gordon and Breach Science Publishers ISBN: 9789056990893.
- [48] Liu, Zi-Kui and Chang, Y. Austin; *Thermodynamic assessment of the Al-Fe-Si system*, Metallurgical and Materials Transactions A, 1999.Vol. 30(4): p. 1081-1095.
- [49] Khalifa, W.; Samuel, F. H. and Gruzleski, J. E.; *Iron intermetallic phases in the Al corner of the Al-Si-Fe system*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2003.Vol. 34(3): p. 807-825.
- [50] Shankar, Sumanth and Apelian, Diran; *Mechanism and preventive measures for die soldering during Al casting in a ferrous mold*, JOM, 2002.Vol. 54(8): p. 47-54.
- [51] Liu, X. J.; Ohnuma, I.; Kainuma, R. and Ishida, K.; *Thermodynamic assessment of the Aluminum-Manganese (Al-Mn) binary phase diagram*, Journal of Phase Equilibria, 1999.Vol. 20(1): p. 45.
- [52] Saunders, N.; *The Al-Mo System (Aluminum-Molybdenum)*, Journal of Phase Equilibria, 1997.Vol. 18(4): p. 370-378.
- [53] Belov, N.A.; Aksenov, A.A. and Eskin, D.G.; *Iron in Aluminium Alloys: Impurity and Alloying Element*. 2002: CRC Press ISBN: 9780415273527.
- [54] Farkoosh, A.R.; Chen, X. Grant and Pegguleryuz, M.; *Dispersoid strengthening of a high temperature Al-Si-Cu-Mg alloy via Mo addition*, Materials Science and Engineering: A, 2015.Vol. 620: p. 181-189.
- [55] Stürzel, Thomas; *Einfluss der Variation von Silizium und Übergangsmetallen auf Gießbarkeit und mechanische Eigenschaften von Aluminium-Druckgusslegierungen*, 2015, Master, Technische Universität Ilmenau.
- [56] Petrik, Jozef and Horvath, Matius; *The Iron Correctors in Al-Si Alloys*, International Journal of Engineering, 2011: p. 401-405.
- [57] Krainikov, A. V. and Neikov, O. D.; *Rapidly solidified high-temperature aluminum alloys. I. Structure*, Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2012.Vol. 51(7): p. 399-411.
- [58] Farkoosh, A. R.; Grant Chen, X. and Pegguleryuz, M.; *Interaction between molybdenum and manganese to form effective dispersoids in an Al–Si–Cu–Mg alloy and their influence on creep resistance*, Materials Science and Engineering: A, 2015.Vol. 627: p. 127-138.
- [59] Szymczak, T.; Gumienny, G. and Pacyniak, T.; *Effect of Vanadium and Molybdenum on the Crystallization, Microstructure and Properties of Hypoeutectic Silumin*, Archives of Foundry Engineering, 2015.Vol. 15(6): p. 84-86.

- [60] Farkoosh, A. R. and Pegguleryuz, M.; *Enhanced mechanical properties of an Al–Si–Cu–Mg alloy at 300 °C: Effects of Mg and the Q-precipitate phase*, Materials Science and Engineering: A, 2015. Vol. 621: p. 277-286.
- [61] Aleris; *Aluminium-Gusslegierungen*. 2012: Aleris Recycling.
- [62] Apelian, D.; *Aluminum Cast Alloys: Enabling tools for Improved Performance*. 2009: North American Die Casting Association.
- [63] Bogdanoff, Toni and Dahlström, Jimmy; *The influence of copper on an Al-Si-Mg alloy (A356) - Microstructure and mechanical properties*, 2009, Bachelor, Jönköping University.
- [64] Wang, Guiqing; Sun, Qingzhou; Feng, Liming; Hui, Luo and Jing, Cainian; *Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys*, Materials & Design, 2007. Vol. 28(3): p. 1001-1005.
- [65] Jigajinni, S. M.; Venkateswarlu, K. and Kori, S. A.; *Effect of a grain refiner cum modifier on mechanical properties of Al-7Si and Al-11Si alloys*, Metals and Materials International, 2013. Vol. 19(2): p. 171-181.
- [66] Kuhnke, Katrin; *Characterizing the Structure of Aluminum-Silicon Cast Alloys*, Practical Metallography, 2009. Vol. 46(12): p. 627-639.
- [67] Schuster, Julius C. and Palm, Martin; *Reassessment of the binary Aluminum-Titanium phase diagram*, Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2006. Vol. 27(3): p. 255-277.
- [68] Nowak, Magdalena; *Development of Niobium-Boron Grain Refiner for Aluminium-Silicon Alloys*, 2011, Dissertation, Brunel University.
- [69] Wang, Feng; Liu, Zhilin; Qiu, Dong; Taylor, John A.; Easton, Mark A. and Zhang, Ming-Xing; *Revisiting the role of peritectics in grain refinement of Al alloys*, Acta Materialia, 2013. Vol. 61(1): p. 360-370.
- [70] Easton, Mark and StJohn, David; *Grain Refinement of Aluminum Alloys: Part I. The Nucleant and Solute Paradigms - A Review of the Literature*, Metallurgical and Materials Transactions A, 1999. Vol. 30(6): p. 1613-1623.
- [71] Ji, Shouxun; Watson, Douglas; Wang, Yun; Whiter, Mark and Fan, Zhongyun; *Effect of Ti Addition on Mechanical Properties of High Pressure Die Cast Al-Mg-Si Alloys*, Materials Science Forum, 2013. Vol. 765: p. 23-27.
- [72] Yang, Hailin; Watson, Douglas; Wang, Yun and Ji, Shouxun; *Effect of nickel on the microstructure and mechanical property of die-cast Al–Mg–Si–Mn alloy*, Journal of Materials Science, 2014. Vol. 49(24): p. 8412-8422.
- [73] Ludwig, Thomas Hartmut; Schaffer, Paul Louis and Arnberg, Lars; *Influence of Some Trace Elements on Solidification Path and Microstructure of Al-Si Foundry Alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2013. Vol. 44(8): p. 3783-3796.
- [74] Farkoosh, A. R.; Javidani, M.; Hoseini, M.; Larouche, D. and Pegguleryuz, M.; *Phase formation in as-solidified and heat-treated Al–Si–Cu–Mg–Ni alloys: Thermodynamic assessment and experimental investigation for alloy design*, Journal of Alloys and Compounds, 2013. Vol. 551: p. 596-606.
- [75] Hernandez-Sandoval, J.; Garza-Elizondo, G. H.; Samuel, A. M.; Valtierra, S. and Samuel, F. H.; *The ambient and high temperature deformation behavior of Al–Si–Cu–Mg alloy with minor Ti, Zr, Ni additions*, Materials & Design, 2014. Vol. 58: p. 89-101.
- [76] Belov, Nikolay A.; Eskin, Dmitry G. and Aksenov, Andrey A.; *Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys*. Vol. 1. 2005: Elsevier Science ISBN: 9780080456966.
- [77] Fabrizi, Alberto; Capuzzi, Stefano and Timelli, Giulio; *Evolution of Primary Fe-rich Compounds in Secondary Al-Si-Cu Alloys*, Shape Casting: 6th International Symposium, 2016: p. 8.
- [78] Mondolfo, L.F.; *Metallography of Aluminum Alloys*. 2008: Read Books ISBN: 9781443725767.

- [79] Hurtalova, Lenka; Tillova, Eva and Chalupova, Maria; *The Structure Analysis of Secondary (Recycled) AlSi9Cu3 Cast Alloys with and without Heat Treatment*, Engineering Transactions, 2013. Vol. 61(3): p. 197-218.
- [80] Zolotarevsky, Vadim S.; Belov, Nikolai A. and Glazoff, Michael V.; *Casting Aluminium Alloys*. Vol. 1. 2007: Elsevier Ltd. ISBN: 978-0-08-045370-5.
- [81] Raghavan, V.; *Al-Mn-Si (Aluminum-Manganese-Silicon)*, Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2007. Vol. 28(2): p. 192-196.
- [82] Kazennov, N. V.; Kalmykov, K. B.; Dunaev, S. F.; Zvereva, N. L. and Dmitrieva, N. E.; *α - and β -phases of the Al-Mn-Si system*, Moscow University Chemistry Bulletin, 2010. Vol. 65(6): p. 374-379.
- [83] Raghavan, V.; *Al-Mn-Si (Aluminum-Manganese-Silicon)*, Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2012. Vol. 33(2): p. 140-142.
- [84] Du, Yong; Jin, Zhanpeng; Huang, Baiyun; Gong, Weiping; Xu, Honghui; Yuan, Zhaohui; Schuster, Julius C.; Weitzer, Franz and Krendelsberger, Nataliya; *A thermodynamic description of the Al-Mn-Si system over the entire composition and temperature ranges*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2004. Vol. 35(5): p. 1613-1628.
- [85] Krendelsberger, Nataliya; Weitzer, Franz and Schuster, Julius C.; *On the constitution of the system Al-Mn-Si*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2002. Vol. 33(11): p. 3311-3319.
- [86] Shabestari, S. G.; *The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum-silicon alloys*, Materials Science and Engineering: A, 2004. Vol. 383(2): p. 289-298.
- [87] Darvishi, Alireza; Maleki, Ali; Atabaki, Mehdi Mazar and Zargami, Mohammad; *The Mutual Effect of Iron and Manganese on Microstructure and Mechanical Properties of Aluminium-Silicon Alloy*, Association of Metallurgical Engineers of Serbia, 2010. Vol. 16(1): p. 11-24.
- [88] Warmuzek, Malgorzata; Gazda, Andrzej; Sieniawski, Jan and Mrowka, Grazyna; *Process of the Formation of the Fe (Mn)-bearing Intermetallic Phases in the Al-Fe-(Mn)-Si Alloys*, Advances in Materials Science, 2003. Vol. 4(2): p. 81-91.
- [89] Nam, Soo Woo and Lee, Duck Hee; *The effect of Mn on the mechanical behavior of Al alloys*, Metals and Materials, 2000. Vol. 6(1): p. 13.
- [90] Cao, X. and Campbell, J.; *The solidification characteristics of Fe-rich intermetallics in Al-11.5Si-0.4Mg cast alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2004. Vol. 35(5): p. 1425-1435.
- [91] Warmuzek, Malgorzata; Sieniawski, Jan; Wicher, K. and Mrowka, Grazyna; *Analysis of the distribution of transition metals and Si during primary precipitation of the intermetallic phases in Al-Mn-Si alloys*, Achievements in Mechanical and Materials Engineering, 2003: p. 1017-1022.
- [92] Sha, Meng; Wu, Shusen; Wang, Xingtao and Wan, Li; *Effects of Co addition on Fe-bearing intermetallic compounds and mechanical properties of AlSi20Cu2Ni1Fe0.7-1 alloys*, Journal of Alloys and Compounds, 2013. Vol. 551: p. 468-474.
- [93] Zhihao, Zhao; Yi, Meng and Jianzhong, Cui; *Effect of Mn on microstructures and mechanical properties of Al-Mg-Si-Cu-Cr-V alloy*, China Foundry, 2012. Vol. 9(4): p. 349-355.
- [94] Grosselle, Fabio; Timelli, Giulio; Bonollo, Franco and Molina, Roberto; *Correlation between microstructure and mechanical properties of Al-Si diecast engine blocks*, Metallurgical Science and Technology, 2009. Vol. 27(2): p. 2-10.
- [95] Effenberg, G. and Ilyenko, S.; *Landolt-Börnstein - Group IV Physical Chemistry VIIA2 - Ternary Alloy Systems - Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data: Light Metal Systems, Part 2: Selected Systems from Al-Cu-Fe to Al-Fe-Ti*. 2005 ISBN: 978-3-540-31687-9.

- [96] Chakrabarti, D.J. and Laughlin, David E.; *Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions*, Progress in Materials Science, 2004.Vol. 49: p. 389-410.
- [97] Wang, Q. G. and Davidson, C. J.; *Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys*, Journal of Materials Science, 2001.Vol. 36(3): p. 739-750.
- [98] Marioara, Calin D.; Andersen, Sigmund J.; Røyset, Jostein; Reiso, Oddvin; Gulbrandsen-Dahl, Sverre; Nicolaisen, Tor-Erik; Opheim, Inge-Erland; Helgaker, Jan Fredrik and Holmestad, Randi; *Improving Thermal Stability in Cu-Containing Al-Mg-Si Alloys by Precipitate Optimization*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2014.Vol. 45(7): p. 2938-2949.
- [99] Ding, Lipeng; Jia, Zhihong; Zhang, Zhiqing; Sanders, Robert E.; Liu, Qing and Yang, Guang; *The natural aging and precipitation hardening behaviour of Al-Mg-Si-Cu alloys with different Mg/Si ratios and Cu additions*, Materials Science and Engineering: A, 2015.Vol. 627: p. 119-126.
- [100] Marioara, C. D.; Andersen, S. J.; Stene, T. N.; Hasting, H.; Walmsley, J.; Van Helvoort, A. T. J. and Holmestad, R.; *The effect of Cu on precipitation in Al-Mg-Si alloys*, Philosophical Magazine, 2007.Vol. 87(23): p. 3385-3413.
- [101] Ammar, H. R.; Samuel, A. M.; Samuel, F. H.; Simielli, E.; Sigworth, G. K. and Lin, J. C.; *Influence of Aging Parameters on the Tensile Properties and Quality Index of Al-9 Pct Si-1.8 Pct Cu-0.5 Pct Mg 354-Type Casting Alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2012.Vol. 43(1): p. 61-73.
- [102] Li, K.; Song, M.; Du, Y. and Fang, X.; *Effect of Minor Cu Addition on the Precipitation Sequence of an as-cast Al-Mg-Si 6005 Alloy*, Archives of Metallurgy and Materials, 2012.Vol. 57(2): p. 457-467.
- [103] Ozbakir, Erol; *Development of Aluminium Alloys for Diesel-Engine Applications*, 2008, Master, McGill University, Montréal, Québec, Canada.
- [104] Miao, W. F. and Laughlin, D. E.; *Effects of Cu content and preaging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2000.Vol. 31(2): p. 361-371.
- [105] Larráyoiz Izcara, X.; Guirao Blank, A.; Pyczak, F.; Staron, P.; Schumann, S. and Huber, N.; *Characterization and modeling of the influence of artificial aging on the microstructural evolution of age-hardenable AlSi10Mg(Cu) aluminum alloys*, Materials Science and Engineering: A, 2014.Vol. 610: p. 46-53.
- [106] Sjölander, Emma and Seifeddine, Salem; *The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys*, Journal of Materials Processing Technology, 2010.Vol. 210(10): p. 1249-1259.
- [107] Jeong, Chang-Yeol; *High Temperature Mechanical Properties of Al-Si-Mg-(Cu) Alloys for Automotive Cylinder Heads*, MATERIALS TRANSACTIONS, 2013.Vol. 54(4): p. 588-594.
- [108] Sjölander, Emma and Seifeddine, Salem; *Optimization of Solution Treatment of Cast Al-7Si-0.3Mg and Al-8Si-3Cu-0.5Mg Alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2014.Vol. 45(4): p. 1916-1927.
- [109] Fabrizi, Alberto; Ferraro, Stefano and Timelli, Giulio; *The influence of Sr, Mg and Cu addition on the microstructural properties of a secondary AlSi9Cu3(Fe) die casting alloy*, Materials Characterization, 2013.Vol. 85: p. 13-25.
- [110] Zeren, Muzaffer; Karakulak, Erdem and GÜMÜŞ, Serap; *Influence of Cu addition on microstructure and hardness of near-eutectic Al-Si-xCu-alloys*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011.Vol. 21(8): p. 1698-1702.
- [111] Druschitz, Edward A.; *High Strength Cast Aluminum Alloy Development*, 2013, Dissertation, University of Alabama.
- [112] Hwang, Junyeon; *Characterization and mechanical properties of nanoscale precipitates in modified Al-Si-Cu alloys using transmission electron microscopy and 3D atom probe tomography*, 2007, Dissertation, University of North Texas.

- [113] Wolverton, C.; *Crystal structure and stability of complex precipitate phases in Al–Cu–Mg–(Si) and Al–Zn–Mg alloys*, Acta Materialia, 2001.Vol. 49(16): p. 3129-3142.
- [114] Hwang, J. Y.; Banerjee, R.; Doty, H. W. and Kaufman, M. J.; *The effect of Mg on the structure and properties of Type 319 aluminum casting alloys*, Acta Materialia, 2009.Vol. 57(4): p. 1308-1317.
- [115] Wang, Guiqing; Bian, Xiufang; Liu, Xiangfa and Zhang, Junyan; *Effect of Mg on age hardening and precipitation behavior of an AlSiCuMg cast alloy*, Journal of Materials Science, 2004.Vol. 39(7): p. 2535-2537.
- [116] Mohamed, A.M.A. and Samuel, F.H.; *A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys*. Heat Treatment - Conventional and Novel Applications. 2012.
- [117] Li, R.X.; Li, R.D.; Zhao, Y.H.; He, L.Z.; Li, C.X.; Guan, H.R. and Hu, Z.Q.; *Age-hardening behavior of cast Al-Si base alloy*, Materials Letters, 2004.Vol. 58: p. 2096-2101.
- [118] Voncina, Maja; Smolej, Anton; Medved, Jozef; Mrvar, Primoz and Barbic, Rok; *Determination of precipitation sequence in Al-alloys using DSC method*, Materials and Geoenvironment, 2010.Vol. 57(3): p. 295-304.
- [119] Chang, Chih-Horng; Lee, Sheng-Long; Lin, Jing-Chie and Jeng, Rong-Ruey; *The Effect of Silver Content on the Precipitation of the Al-4.6Cu-0.3Mg Alloy*, Materials Transactions, 2005.Vol. 46(2): p. 236-240.
- [120] Biswas, Aniruddha; Siegel, Donald J. and Seidman, David N.; *Compositional evolution of Q-phase precipitates in an aluminum alloy*, Acta Materialia, 2014.Vol. 75: p. 322-336.
- [121] Javidani, Mousa; *Effect of Cu, Mg and Fe on solidification processing and microstructure evolution of Al-8Si based foundry alloys*, 2015, Dissertation, Université Laval, Québec, Canada.
- [122] Wang, Guiqing; Bian, Xiufang; Qiao, Jinguo and Zhang, Junyan; *Effect of Be on Aging Behaviors of an Al-Si-Cu-Mg Cast Alloy*, Journal of Materials Engineering and Performance, 2003.Vol. 13(1): p. 99-102.
- [123] Samuel, E.; Samuel, A. M.; Doty, H. W.; Valtierra, S. and Samuel, F. H.; *Intermetallic phases in Al–Si based cast alloys: new perspective*, International Journal of Cast Metals Research, 2014.Vol. 27(2): p. 107-114.
- [124] Wang, Guiqing; Ren, Guocheng and Liu, Yan; *Influence of Natural Aging on Artificial Age Hardening of an Aluminum Cast Alloy*, 2017 Asia-Pacific Engineering and Technology Conference (APETC 2017), 2017: p. 1006-1011.
- [125] Wessel, James K.; *Handbook of Advanced Materials*. 2004: John Wiley & Sons, In. ISBN: 0-471-45475-3.
- [126] Rockenschaub, H.; Pabel, T.; Geier, G.; Holzer, H. and Hopfinger, M.; *Mechanische Eigenschaften der Druckgusslegierung AlSi9Cu3(Fe) - Eine Übersicht über die Aushärtemechanismen und die Steigerung der Eigenschaften mittels gezielter Warmauslagerung*, Foundry-Planet, 2007: p. 26.
- [127] Keßler, O.; *Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen: Teil 2*, Der Wärmebehandlungsmarkt, 2001.Vol. 3: p. 5-8.
- [128] Spiess, Lothar; Böttcher, René; Stürzel, Thomas and Teichert, Gerd; *Bestimmung von Werkstoffkennwerten mit dem Ultraschallverfahren - Anwendungen auf weitere Werkstoffgruppen*, DACH-Jahrestagung 2015 DGZfP, 2015.
- [129] Li, X.; Miodownik, A.P. and Saunders, N.; *Modelling of materials properties in duplex stainless steels*, Materials and Technology, 2002.Vol. 18: p. 861-868.
- [130] Guo, Zhan Li and Miodownik, A.P.; *Modelling Deformation-Induced Precipitation Kinetics in Microalloyed Steels during Hot Rolling*, Materials Science Forum, 2012.Vol. 706-709: p. 2728-2733.

- [131] Guo, Zhan Li; Saunders, N.; Miodownik, A.P. and Schillé, J-Ph.; *Quantification of High Temperature Strength of Nickel-based Superalloys*, Materials Science Forum, 2007.Vol. 546-549: p. 1319-1326.
- [132] Guo, Zhanli; Saunders, Nigel; Miodownik, Peter and Schillé, Jean-Philippe; *Prediction of room temperature mechanical properties in aluminium castings*, Proceedings of ICAA11, 2008.
- [133] Saunders, N. and Miodownik, A.P.; *CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide*. Vol. 1. 1998: Elsevier ISBN: 9780080528434.
- [134] Goldstein, Joseph I.; JLyman, Charles E.; Newbury, Dale E.; Lifshin, Eric; Echlin, Patrick; Sawyer, Linda; Joy, David C. and Michael, Joseph R.; *Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis*. Vol. 3. 2003: Springer-Verlag ISBN: 978-1-4615-0215-9.
- [135] Richter, Corinna; *Klassifikation von Werkstoffgefügebildern aufgrund teilchenbasierter Kenngrößen*, 2005, Master, Universität des Saarlandes.
- [136] Oettel, H. and Schumann, H.; *Metallographie - Mit einer Einführung in die Keramographie*. Vol. 15. 2011: Wiley-VCH ISBN: 978-3-527-32257-2.
- [137] *DIN-EN-ISO- 6892-1:2016 Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur; Deutsche Fassung*.
- [138] *DIN-EN-ISO-6892-2:2011 Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur: Deutsche Fassung*.
- [139] *DIN-50125:2016 Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*.
- [140] Hück, M.; *Ein verbessertes Verfahren für die Auswertung von Treppenstufenverfahren*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 1983.Vol. 14(12): p. 406-417.
- [141] Lutterbach, Karin and Winkel, Helmut; *Thermische Analyse*, 2009, Fachhochschule Köln, Campus Gummersbach.
- [142] *DIN-EN-ISO-1183-1:2012 Kunststoffe - Verfahren zur Bestimmung der Dichte von nicht verschäumten Kunststoffen - Teil 1: Eintauchverfahren, Verfahren mit Flüssigkeitspyknometer und Titrationsverfahren; Deutsche Fassung*.
- [143] Verein_Deutscher_Ingenieure; *VDI Heat Atlas*. Vol. 2. 2011: Springer Verlag.
- [144] Bargel, Hans-Jürgen and Schulze, Günter; *Werkstoffkunde*. Vol. 9. 2005: Springer-Verlag ISBN: 978-3-540-26107-0.
- [145] *DIN EN ISO 148-1:2017 Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Carpy - Teil 1: Prüfverfahren*.
- [146] *DIN EN ISO 14556:2017 Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Carpy - Instrumentiertes Prüfverfahren*.
- [147] *DIN-EN-ISO 6506-1:2015-02 Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Brinell - Teil 1: Prüfverfahren*.
- [148] Ernst, Felix; *Identifizierung neuartiger intermetallischer Phasen unter dem Einfluss von Molybdän und Wärmebehandlungen in Al-Gusslegierungen mittels Röntgendiffraktometrie*, 2018, Master, Technische Universität Ilmenau.
- [149] Reichardt, Anne; *Einfluss verschiedener Legierungselemente und Wärmebehandlungen auf Gefüge und Eigenschaften sekundärer AlSi-Gusslegierungen*, 2016, Master, TU Ilmenau.
- [150] Du, Yong; Chang, Y.A.; Huang, Baiyun; Gong, Weiping; Jin, Zhanpeng; Xu, Honghui; Yuan, Zhaohui; Liu, Yong; He, Yuehui and Xie, F.-Y.; *Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation*, Materials Science and Engineering: A, 2003.Vol. 363: p. 140-151.
- [151] Biswas, Aniruddha; Siegel, Donald J.; Wolverson, C. and Seidman, David N.; *Precipitates in Al-Cu alloys revisited: Atom-probe tomographic experiments and first-principles calculations of compositional evolution and interfacial segregation*, Acta Materialia, 2011.Vol. 59: p. 6187-6204.

- [152] Hunsicker, H.Y.; *Dimensional Changes in HEat Treating Aluminum Alloys*, Metallurgical Transactions A, 1980.Vol. 11A: p. 759-773.
- [153] Pearson, W.B.; *A Handbook of lattice spacings and structures of metals and alloys*. 1958: Pergamon Press ISBN: 9781483226613.
- [154] Hammer, A.; Hammer, H. and Hammer, K.; *Physikalische Formeln und Tabellen*. Vol. 8. 2002: J. Lindauer Verlag (Schaefer) ISBN: 978-3-87488-182-1.
- [155] *Formelsammlung*. 2003: Duden Paetec Schulbuchverlag ISBN: 978-3-89818-700-8.
- [156] Drouzy, M.; Jacob, S. and Richard, M.; *Interpretation of Tensile Resulty by MEans of Quality Index and Probable Yield Strength*, International cast metals journal, 1980: p. 43-50.
- [157] Babu, G. Dinesh and Rao, M. Nageswara; *Effect of Various Non Conventional Aging Treatments on the Mechanical Properties and Quality Indices of Cast and HEat Treates Components of Aluminum Alloy 354*, International Journal of Engineering Technology, 2013.Vol. 2(1): p. 250-257.
- [158] Alexopoulos, N.D. and Pantelakis, S.G.; *A Newm Quality Index for Characterizing Aluminum Cast Alloy with Regard to Aircraft Structure Design Requirements*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2004.Vol. 35A: p. 301-308.
- [159] Alexopoulos, N.D.; *Definition of Quality in Cast Aluminum Alloys and Its Characterization with Appropriate Indices*, Journal of Materials Engineering and Performance, 2005.Vol. 15(1): p. 59-66.
- [160] Czekaj, E.; Zych, J.; Kwak, Z. and Garbacz-Klempka, A.; *Quality Index of the AlSi7Mg0,3 Aluminium Casting Alloy Depending on the HEat Treatment Parameters*, Archives of Foundry Engineering, 2016.Vol. 16(3): p. 25-28.
- [161] Tiryakioglu, M. and Campbell, J.; *Quality Index for Aluminum Alloy Castings*, International Journal of Metalcasting, 2013: p. 217-222.
- [162] Ghassemali, Ehsan; Riestra, Martin; Bogdanoff, Toni; Kumar, Bahrath S. and Seifeddine, Salem; *Hall-Petch equation in a hypoeutectic Al-Si cast alloy: grain size vs. secondary dendrite arm spacing*, Procedia Engineering, 2017.Vol. 207: p. 19-24.
- [163] Özdes, Hüseyin; *The Relationship Between High-Cycle Fatigue and Tensile Properties in Cast Aluminum Alloys*, 2016, Master, University of North Florida.
- [164] Houria, Mohamed Iben; Nadot, Yves; Fathallah, Raouf; Roy, Matthew and Maijer, Daan M.; *Influence of casting defect and SDAS on the multiaxial fatigue behaviour of A356-T6 alloy including mean stress effect*, International Journal of Fatigue, 2015.Vol. 80: p. 90-102.
- [165] Schwerdt, Daniela; *Schwingfestigkeit und Schädigungsmechanismen der Aluminiumlegierungen EN AW-6056 und EN AW-6082 sowie des Vergütungsstahls 42CrMo4 bei sehr hohen Schwingspielzahlen*, 2011, Dissertation, Technische Universität Darmstadt.
- [166] Byczynski, G.E.; Kierkus, C.A.; Northwood, D.O. and Sokolowski, J.H.; *Dimensional Stability of Al-Si-Cu Castings*, Advanced Light Alloys and Composites, 1998: p. 71-76.

XIX. Betreute Abschlussarbeiten

- 09/2017 – 02/2018 Masterarbeit Felix Ernst (TU Ilmenau; Daimler AG)
„Identifizierung neuartiger intermetallischer Phasen unter dem Einfluss von Molybdän und Wärmebehandlung in Al-Gusslegierungen mittels Röntgendiffraktometrie“;
Werkstoffwissenschaft
- 09/2016 – 03/2017 Bachelorarbeit Isabelle Wagner (Hochschule Offenburg;
Daimler AG)
„Evaluierung von Zusammenhängen zwischen zerstörungsfreier und zerstörender Werkstoffprüfung zur Vorhersage mechanischer Kennwerte“; Maschinenbau/Werkstofftechnik
- 08/2016 – 01/2017 Bachelorarbeit Sebastian Matthes (TU Ilmenau; Daimler AG)
„Ultraschallmessungen – Einfluss von Kristallrichtung, Gefüge und Bauteilungängen auf mechanische Werkstoffkennwerte“;
Werkstoffwissenschaft
- 09/2016 – 02/2017 Bachelorarbeit Paul Wendt (TU Ilmenau; Daimler AG)
„Einfluss verschiedener Wärmebehandlungen auf Gefüge und Eigenschaften von Powertrain-Bauteilen aus Recycling-ALSi-Gusslegierungen“; Werkstoffwissenschaft
- 05/2016 – 12/2016 Masterarbeit Hajer Gdoura (Hochschule Karlsruhe HSKA;
Ingenieurhochschule für Mechanik und Mikrotechnik Besançon
ENSMM Frankreich; Daimler AG)
„Untersuchungen zur Entwicklung eines Prinzipwerkzeugs für die Legierungs- und Wärmebehandlungsentwicklung von Al-Druckguss-Kurbelgehäusen“; Maschinenbau
- 11/2015 – 05/2016 Masterarbeit Anne Reichardt (TU Ilmenau; Daimler AG)
„Einfluss verschiedener Legierungselemente und Wärmbehandlungen auf Gefüge und Eigenschaften sekundärer ALSi-Gusslegierungen“; Werkstoffwissenschaft

XX. Veröffentlichungen und Patente

Veröffentlichungen

- 1) Spiess, Lothar¹; Böttcher, Rene¹, Stürzel, Thomas¹; Teichert, Gerd²; *Bestimmung von Werkstoffkennwerten mit dem Ultraschallverfahren – Anwendungen auf weitere Werkstoffgruppen*; DACH-Jahrestagung 2015 DGZfP; 2015; ¹TU Ilmenau Institut für Werkstofftechnik, Ilmenau; ²MFPA Weimar, Prüfzentrum Schicht- und Materialeigenschaften Ilmenau.
- 2) Grieseler, Rolf¹; Theska, Felix¹; Stürzel, Thomas¹; Hähnlein, Bernd²; Stubenrauch, Mike³; Hopfeld¹, Marcus; Kups¹, Thomas; Pezoldt, Jörg; Schaaf, Peter¹; *Elastic Properties of nanolaminar Cr₂AlC films and beams determined by in-situ Scanning Electron Microscope Bending Tests*; Thin Solid Films; 2016; ¹Chair Materials for Electronics, Institute of Materials Engineering and Institute of Micro and Nanotechnologies MacroNano®, TU Ilmenau; ²Chair Nanotechnology, Institute of Micro and Nanotechnologies MacroNano®, TU Ilmenau; ³Chair Biomechanics, Institute of Micro and Nanotechnologies MacroNano®, TU Ilmenau.
- 3) Spiess, Lothar¹; Stürzel, Thomas²; Rosenberg, Dirk³; Kais, Anke⁴; Teichert, Gerd⁴; Schiermeyer, Susanne⁴; *Bearbeitungszustände sind zerstörungsfrei mit der Röntgendiffraktometrie analysierbar*; DGZfP Jahrestagung 2018, Vortrag; ¹Institut für Werkstofftechnik, TU Ilmenau; ²Materials & Components for Future Powertrain, Daimler AG; ³Team Starcraft, TU Ilmenau; ⁴MFPA Weimar, Prüfzentrum Schicht- und Materialeigenschaften Ilmenau.

Patente

- 1) Aluminiumlegierung, insbesondere für ein Gießverfahren, sowie Verfahren zum Herstellen eines Bauteils aus einer solchen Aluminiumlegierung
Veröffentlichungsnummer: DE102016004216 A1
Anmeldenummer: DE201610004216
Erfinder: Thomas Stürzel, Karl Weisskopf, Patrick Izquierdo
- 2) Aluminium-Gusslegierung, Verfahren zum Herstellen eines Bauteils aus einer Aluminium-Gusslegierung und Verwendung einer Aluminium-Gusslegierung
Veröffentlichungsnummer: DE102015007929 A1
Anmeldenummer: DE201510007929
Erfinder: Alexander Hirschmann, Paul Fickel, Karl Weisskopf, Thomas Stürzel
- 3) AlMo10 Auflegieren (in Bearbeitung)

XXI. Eidesstattliche Erklärung

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Arbeit mit dem Thema „**Maßnahmen zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften von Recycling Al-Druckgusslegierungen für Powertrain-Anwendungen**“ selbstständig und nur mit Hilfe der angegebenen Quellen und Hilfsmittel angefertigt habe.

Alle Stellen, die wörtlich oder sinngemäß aus veröffentlichten und nicht veröffentlichten Schriften entnommen wurden, sind als solche kenntlich gemacht.

Die Arbeit ist in gleicher oder ähnlicher Form oder auszugsweise im Rahmen einer anderen Prüfung noch nicht vorgelegt worden.

Ulm, den 08.03.2018

.....

Thomas Stürzel