

FAT-Schriftenreihe 393

Reduktion von Kupfer und Eisen in geschmolzenem Aluminium -
modernes Aluminium aus alten Fahrzeugen



RedCuFe
Reduktion von Kupfer und Eisen in geschmolzenem
Aluminium – modernes Aluminium aus alten
Fahrzeugen

Forschungsstelle

TU Braunschweig, Institut für Füge- und Schweißtechnik ifs

Autoren

Prof. Dr. Klaus Dilger

Dr. Norbert Hoffmann

**Das Forschungsprojekt wurde mit Mitteln der Forschungsvereinigung
Automobiltechnik e.V. (FAT) gefördert.**

Inhalt

1	Aufgabenstellung	3
2	Ergebnisse.....	4
2.1	AP1: Literaturrecherche Stand der Wissenschaft und Technik	4
2.2	AP2: Trennung der Phasenbestandteile im flüssigen Zustand.....	6
2.3	AP3: Generierung von intermetallischen Phasen.....	12
2.4	AP4 Beeinflussung von GPI und GPII Zonen im festen Zustand	21
3	Zusammenfassung und Ausblick.....	26
4	Literaturverzeichnis.....	27

1 Aufgabenstellung

Das Projektziel war die Entwicklung von Methoden zur Verwendung von kupfer- und eisenreichen Aluminium-Fahrzeugschrotten für Bauteile in Fahrzeugen mit Elektroantrieb durch:

- eine Reduktion vom Kupfer- bzw. Eisengehalt.
- eine Kompensation der negativen Wirkung dieser Elemente.

Im Rahmen dieser Untersuchungen wurden erste Vorversuche zur Machbarkeit durchgeführt werden, um ein umfangreiches Verbundprojekt beantragen zu können.

Es erfolgte eine enge Zusammenarbeit mit der Trimet SE und FEHRMANN GmbH. Eine Abstimmung mit dem IME der RWTH Aachen ist erfolgt um Doppelarbeiten zu vermeiden.

Die Bearbeitung des Projektes erfolgte in 4 Arbeitspaketen

Inhaltlicher Bezug zur FAT-Forschungsroadmap:

Handlungsfeld: 4 Produktion

Forschungsgebiet: 4-2 Fabrik und Produktionssysteme

Technologiefeld: Auf Re- und Upcycling & Ressourcenschutz

Handlungsfeldüberschneidung (optional): 5 Werkstoffe und Materialien

Start-TRL: 2 Ziel-TRL: 3

Die Arbeiten unterteilen sich in folgende Arbeitspakete:

- **AP2: Trennung der Phasenbestandteile im flüssigen Zustand**
- **AP3: Generierung von intermetallischen Phasen**
- **AP4 Beeinflussung von GPI und GPII Zonen im festen Zustand**

2 Ergebnisse

2.1 AP1: Literaturrecherche Stand der Wissenschaft und Technik

In diesem Arbeitspaket wurde eine ausführliche Literaturrecherche durchgeführt, die sich insbesondere auf die Untersuchungen in der Anfangszeit der Entwicklung von Aluminium-Legierungen sowie auf die chemische und thermische Stabilität von möglichen intermetallischen Phasen bezog. Die Recherche erfolgte primär am Anfang des Projektes, wurde jedoch nahezu über die gesamte Laufzeit des Projektes im Hintergrund fortgeführt. In einer ersten Recherche konnten Arbeiten zu intermetallischen Phasen und Ausscheidungen gefunden werden. Grundlegende Untersuchungen hierzu erfolgten bereits in den 30er Jahren des letzten Jahrhunderts (1)(2)(3). In Deutschland hat sich das Max-Planck-Institut für Metallforschung (ehemalige Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung) mit dem Thema beschäftigt. Die zugehörigen Ergebnisse und Veröffentlichungen liegen nur teilweise online vor. Ebenfalls konnten aktuelle Arbeiten zu z.B. thermodynamischen Berechnung der Einflüsse von Spurenelementen auf der Bildung intermetallischer Phasen bei Al-Gusslegierungen gefunden werden.

Eine Durchsicht der Bestände der Universitätsbibliothek der TU Braunschweig ist erfolgt. Parallel hierzu erfolgte Zugriff auf "schwarze" Literatur eines Privat Archivs bis ca. 1900.

Auch wenn erste Scans positiv waren, war der Reallauf mit MatGPT™ mit negativ - durch ständig wechselnde Begriffe in der Literatur, Papier- und Druckqualität sowie durch Bindefehler der Hefte war eine OCR Erkennung nicht möglich. Ein Beispiel dafür kann Bild 1 entnommen werden. Bild 2 enthält den erkannten Text, der so für eine automatisierte Auswertung nicht verwertbar ist. Bild 3 kann ein Beispiel für nicht erkennbare Drucke entnommen werden.

Vergütungserscheinungen bei Beryllium-Kupferlegierungen

Von O. Dahl, Berlin-Siemensstadt¹⁾

Vorgang auf der Hauptversammlung der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde im Rahmen der Werkstoffprüfung Berlin 1927. — Abhängigkeit des Vergütungsverlaufes von dem Be-Gehalte der Legierungen und der Anlaß- und Abschrecktemperatur. Die gleichzeitig mit der Härteänderung zu beobachtende elektrische Leitfähigkeitsänderung entspricht gleichen Vorgängen beim Durachlassen.

Nach der in dieser Zeitschrift veröffentlichten Arbeit²⁾ über Berylliumlegierungen zeichnen sich diese vor den übrigen vergütbaren Legierungen durch eine überragende Größe des Vergütungseffektes bei einfachem Aufbau als Zweistofflegierungen aus. Sowohl aus diesem Grunde als auch aus praktischen Gesichtspunkten heraus lag es nahe, wenigstens an einer Legierungsreihe, den α -Cu-Be-Legierungen, den Vergütungs Vorgängen näher zu untersuchen.

Der Verlauf der Vergütung, wie er sich durch Aufnahme einer Härte-Anlaßdauer-Kurve in seiner Einwirkung auf die mechanischen Eigenschaften ausprägt, ist allgemein bekannt und findet sich in den nachstehend gezeichneten Kurven immer wieder. Die seit langem mit Erfolg verwendete Arbeitshypothese erklärt die Vergütung bekanntlich folgendermaßen: Vorbedingung ist eine Zunahme der Löslichkeit des Zusatzbestandteiles im festen Grundmetall mit steigender Temperatur. Infolgedessen gelingt es, durch Abschrecken von höheren Temperaturen die Legierungen aufgebaut aus übersättigten Mischkristallen zu erhalten. Beim Lagern bei gewöhnlicher oder etwas erhöhter Temperatur scheiden sich die überschüssig gelösten Bestandteile zunächst in außerordentlich feiner Verteilung aus. Diese Ausscheidung verursacht aus irgendwelchen Gründen ein starkes Ansteigen der Härte. Im weiteren Verlaufe des Lagerns agglomerieren sich diese feinen Partikelchen und verlieren dadurch ihre härtende Wirkung. Da dieser Vergrößerungsprozess im weiteren Verlauf die immer geringer werdende Ausscheidung mit der Zeit überwiegt, sinkt die Härtekurve nach Erreichung eines Höchstwertes wieder ab.

dem Zustandebestand aus α -Mischkristallen gleicher Übersättigung aufgebaut; denn in allen ist als zweiter Bestandteil schon ungelöstes β vorhanden. Beträgt der Be-Gehalt dagegen weniger als 2,4%, so ist die Übersättigung geringer und infolgedessen geht die Härtung langsamer und zum Teil erst nach einer Induktionsperiode vor sich. Diese Verzögerung ist so groß, daß die Ausscheidung bei der 1,82%igen Legierung erst nach einer Erhitzungszeit beginnt, in der der Be-Gehalt des α -Mischkristalls in der 2,5%igen Legierung schon auf 1,3% Be positiv ist, wie aus Messungen der elektrischen Leitfähigkeit hervorgeht.

2. Die Abhängigkeit des Vergütungsverlaufes von der Anlaßtemperatur zeigt für die 2,5%ige Legierung Abb. 1. Je höher die Temperatur ist, um so größer

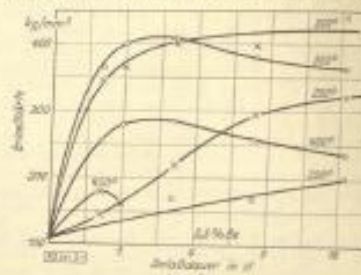


Abb. 1. Abhängigkeit des Vergütungsverlaufes von der Anlaßtemperatur

Bild 1: Auszug Zeitschrift für Metallkunde 1928

Übersättigung aufgebaut; denn in allen ist als Zweiter Bestandteil schon ungelöstes β vorhanden. Beträgt der Be-Gehalt dagegen weniger als 2,4%, so ist die Übersättigung geringer und infolgedessen geht die Härtung langsamer und zum Teil erst nach einer Induktionsperiode vor sich. Diese Verzögerung ist so groß, daß die Ausscheidung bei der 1,82%igen Legierung erst nach einer Erhitzungszeit beginnt, in der der Be-Gehalt des α -Mischkristalls in der 2,5%igen Legierung schon auf 1,3% Be positiv ist, wie aus Messungen der elektrischen Leitfähigkeit hervorgeht. ; ;
2. Die Abhängigkeit des Vergütungsverlaufes von Anlaßtemperatur zeigt für die 2,5%ige Legierung Je höher die Temperatur ist, um so größer

Bild 2: OCR Texterkennung, Auszug aus Bild 1, rechte Spalte

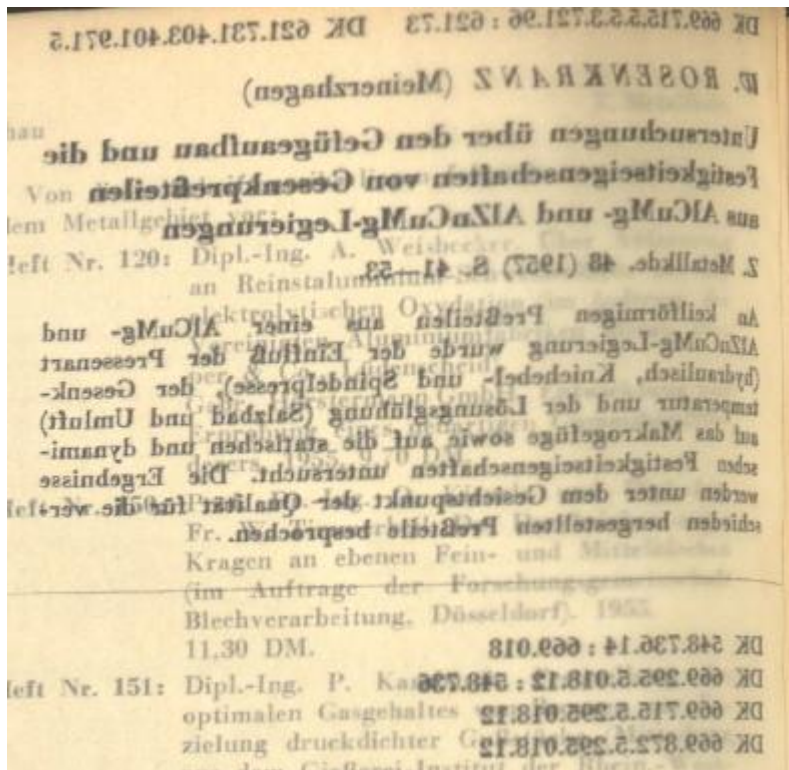


Bild 3 Scan mit durchschlagendem Druck der 2. Seite - Zeitschrift für Metallkunde 1957

Die für diesen Bericht verwendeten Fundstellen können Abschnitt 4 entnommen werden. Alle durchgesehenen Artikel konnten nicht gelistet werden.

2.2 AP2: Trennung der Phasenbestandteile im flüssigen Zustand

Verschieden Seigerungs- und Ausscheideverhalten wurden basierend auf den gefundenen Zustandsdiagrammen und Umsetzungsverläufen betrachtet. Hierbei wurde insbesondere die umgekehrte Blockseigerung recherchiert.

Die gefundenen Literaturquellen beschreiben sehr unterschiedliche Seigerungsverhalten. So wird in (17) von einer umgekehrten Blockseigerung bei einer Aluminium-Kupfer-Legierung im Kokillenguß im Kopfbereich mit 3,20% Kupfer im Mittel und einem Randgehalt von ca. 3,4% und im Zentrum 3,0% berichtet. Die Seigerungszone sind dabei über die Höhe der Kokille verschieden, siehe Bild 4. Seigerung in einer Schwenkkokille nach (17) Bild 4

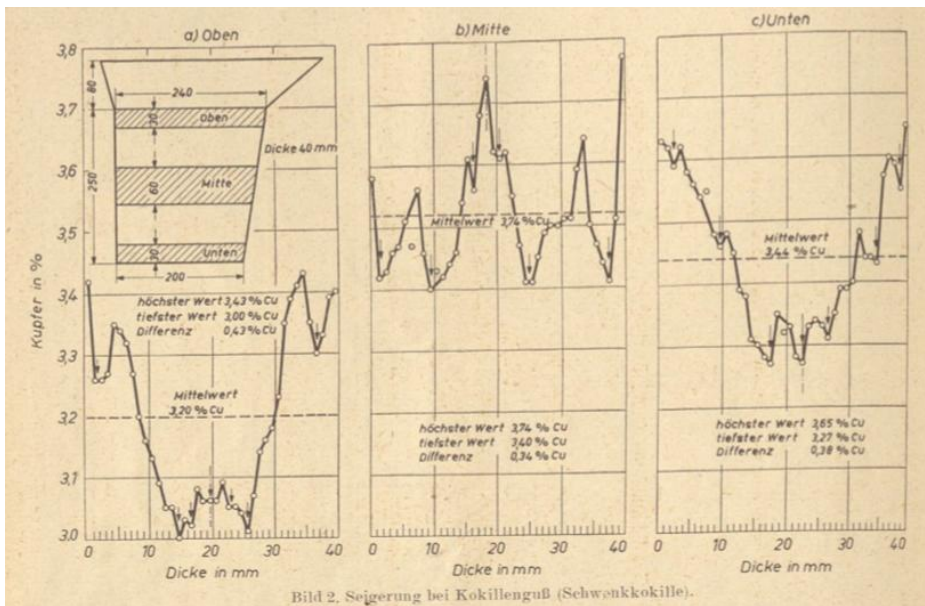


Bild 4. Seigerung in einer Schwenkkokille nach (17)

Dagegen berichtet (18) über eine umgekehrte Blockseigerung einer Aluminium-Kupfer-Legierung mit ca. 4.5% Kupfer im Mittel und einer Seigerungszone am Kopf von fas 9%, Bild 5.

In (4) wird von dem Temperatureinfluss bei Erstarrung auf die Ausbildung einer umgekehrten Blockseigerung berichtet. Hierbei zeigte sich, dass bei reduzierter Schmelztemperatur die Ausbildung der Seigerungszone am Rand deutlich stärker war als wie bei höheren Abgußtemperaturen, Bild 6.

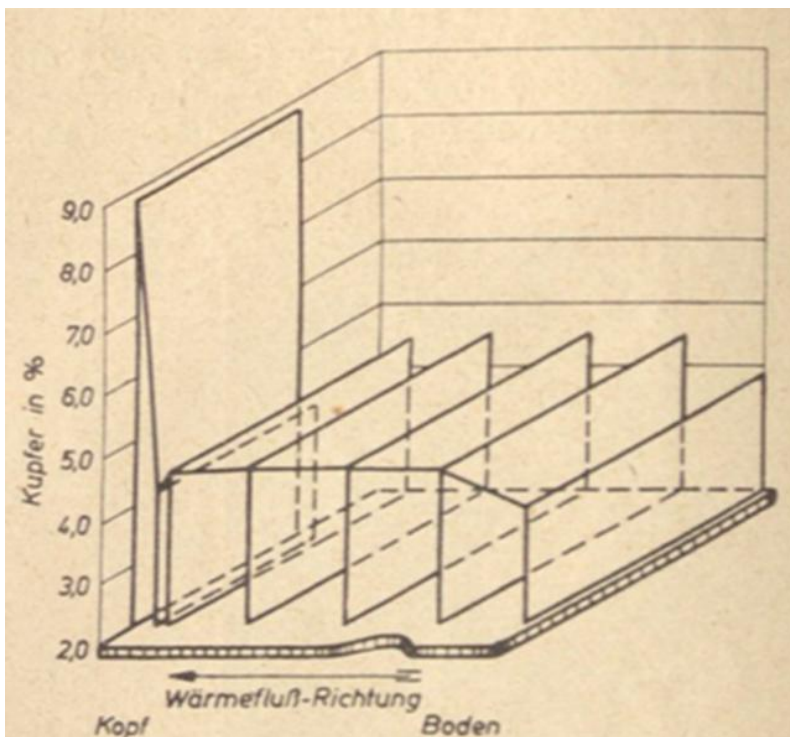


Bild 5: umgekehrte Blockseigerung beim Stranguß, Al-Cu Legierung nach (18)

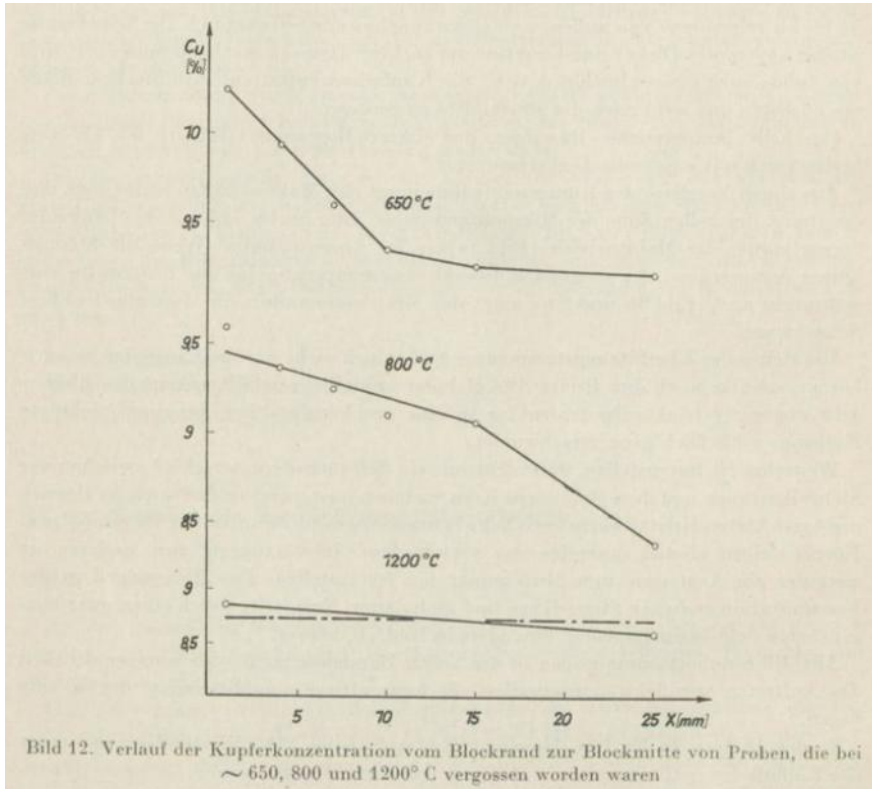


Bild 6 Verlauf Kupferkonzentration vom Rand zur Mitte an Aluminium-Kupfer Legierungen nach (4)

Auch für Eisen in Aluminiumlegierungen wurde über Blockseigerungen beim Strangguß berichtet (21). Hierbei traten die Seigerungszone periodisch auf und es konnten Anreicherungen von Eisen am Rand im Vergleich mit der Zone ca. 10 mm im Inneren von ca. 3-fach und mehr gefunden werden.

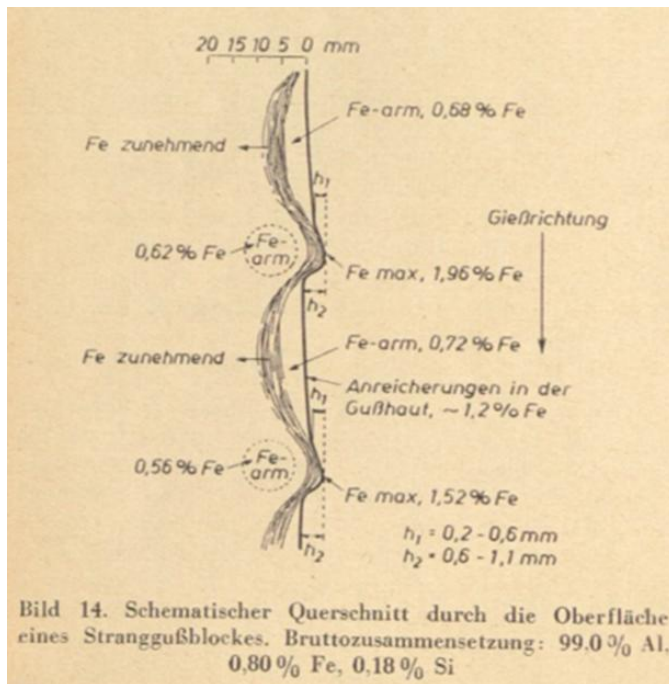


Bild 7 Umgekehrte Blockseigerung beim Strangguss nach (21)

In (4) wird von Versuchen berichtet, wo einen Aluminium-Kupfer-Schmelze mit ca. 10% Cu in eine Kokille vergossen und nach Erstarrung der Randschale die Restschmelze wieder ausgegossen wurde. Es konnte eine Reduktion des Cu Anteils in der Restschmelze auf ca. 9% beobachtet werden.

Um die berichteten Reduktionen des Kupfergehaltes von Aluminiumlegierungen zu validieren, wurden Laborversuchen durchgeführt. So erfolgten Messung der Abkühlkurven von Legierung unter definierten Bedingungen. Die Aufzeichnung und Auswertung der Temperaturverläufe erfolgten mit einer eigenen Messdaten-Erfassung (Bild 8) sowie einer KI gestützten Auswertungsroutine zur Ermittlung der charakteristischen Punkte, Bild 9. Bei den Messungen konnte ein Einfluss z.B. des Gasgehaltes der Schmelze auf den Erstarrungsverlauf nicht nachgewiesen werden.



Bild 8 Meßeinrichtung zur Erfassung von Abkühlkurven

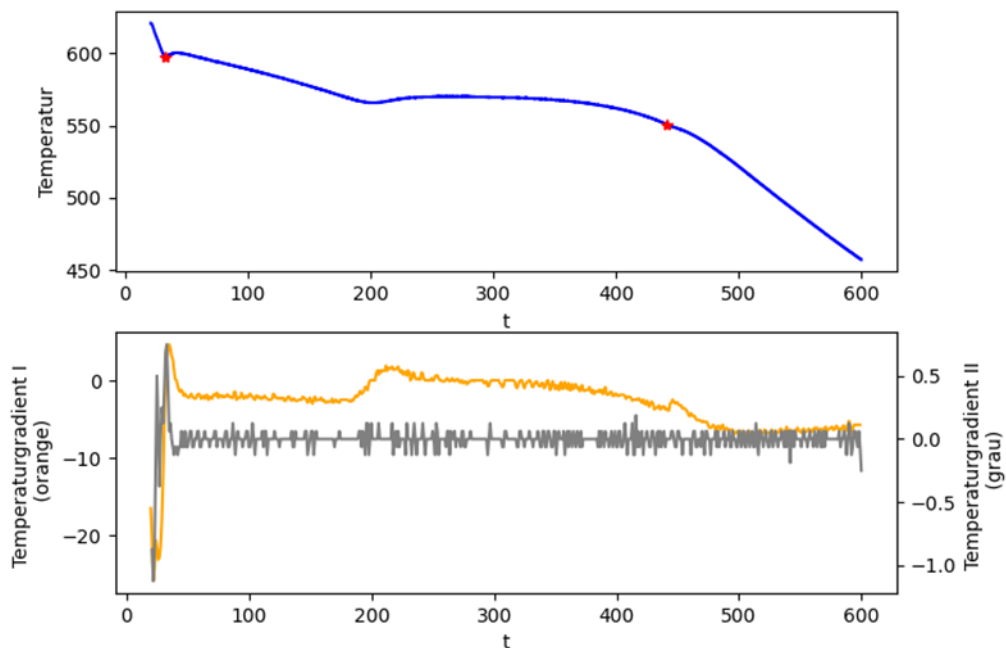


Bild 9 KI gestützte Auswertung der Temperaturverläufe bei der Erstarrung

In einem weiteren Laborversuch wurde das Seigerungsverhalten einer Randschale bei der Legierung AlSi9Cu3 untersucht. Hierzu wurde ein gekühlter Stab kurz in einen Tiegel mit der geschmolzenen Legierung getaucht. Anschließend wurde die Zusammensetzung der erstarrten Randschmelze in 2 Ebenen analysiert, Bild 10.

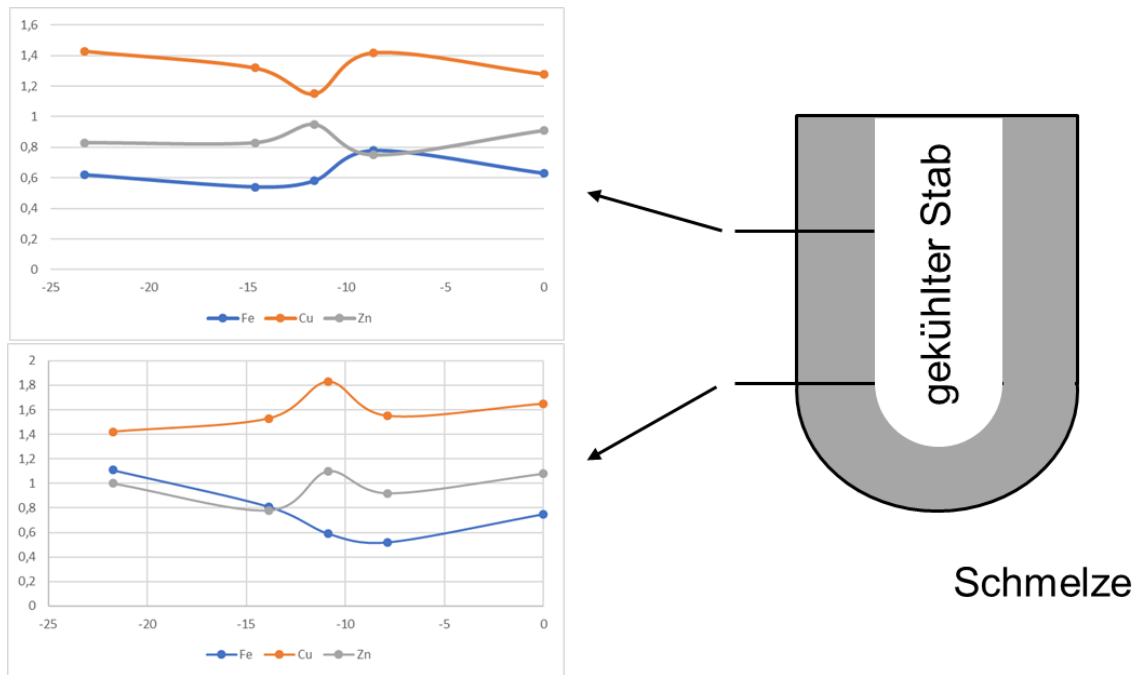


Bild 10 Konzentrationsverlauf von Fe, Cu und Zn in einer erstarrten Randschale einer AlSiCu Legierung

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass eine geringe Anreicherung von Cu und Fe in erstarrenden Schmelzen im Bereich der ersten Erstarrung erzwungen werden kann. Eine seigerungsbedingte Reduktion von Cu und Fe in Schmelzen kann damit nur zu einem sehr kleinen Anteil erreicht werden. Erstausscheidungen innerhalb der Schmelze erscheinen nicht möglich.

Eine Umsetzung im Strangguß von Masseln ist nach Literaturrecherche umsetzbar, die Parameter weichen dabei von den üblichen Werten ab. Ein Nachweis konnte bei Laborversuchen nicht erbracht werden. Möglich scheint die Reduktion von Kupfer durch erstarrende Randschalen (umgekehrte Blockseigerung) um 1/10 des enthaltenen Anteils (z.B. 0,3% bei 3% Cu in der Legierung).

Eine technische Umsetzung erscheint nicht sinnvoll.

2.3 AP3: Generierung von intermetallischen Phasen

In einer umfangreiche Literaturrecherche erfolgte die Betrachtung verschiedener Cu und Fe Phasen in Aluminiumlegierungen. So konnten (23) mögliche intermetallische Verbindungen entnommen werden. Einen Auszug der aufgelisteten Verbindungen kann Bild 11 entnommen werden. Auf eine vollständige Auflistung wurde hier verzichtet. Ebenso erfolgte eine Betrachtung der Bildungswärme verschiedener intermetallischen Phasen, Bild 12.

		Composition/at-%									
Phase type	Alloy code	Al	Si	Cu	Fe	Cr	Mn	Mg	Sr/ppm*	Suggested composition	
α -Fe	M0	60.30	9.93	0.48	18.43	1.83	8.99		120	Al _{12.7} (Fe,Mn,Cr,Cu) ₃ Si ₂	
	M0	60.32	9.93	0.49	19.17	1.67	8.41		00	Al _{12.7} (Fe,Mn,Cr,Cu) ₃ Si ₂	
	M0	59.81	9.58	0.98	21.10	0.96	7.57		00	Al _{13.6} (Fe,Mn,Cr,Cu) _{3.3} Si ₂	
	M0	66.36	9.90	0.88	14.72	1.42	6.71		00	Al ₁₄ (Fe,Mn,Cr,Cu) _{2.3} Si ₂	
	M0	65.14	9.52	0.58	16.07	1.48	7.19		180	Al _{12.6} (Fe,Mn,Cr,Cu) ₃ Si ₂	
	M0	61.09	10.10	0.39	19.05	1.87	9.11		42	Al _{12.1} (Fe,Mn,Cr,Cu) _{2.9} Si ₂	
	M0	60.10	10.13	0.40	18.28	1.90	8.78		110	Al _{12.3} (Fe,Mn,Cr,Cu) _{2.9} Si ₂	
	M4	59.9	10.5	1.29	14.7	1.79	12.8	0.01	132	Al _{11.7} (Fe,Mn,Cr,Cu) _{2.9} Si ₂	
	M5	60.59	10.4	0.79	17.0	2.32	10.3	0.00	109	Al _{12.2} (Fe,Mn,Cr,Cu) ₃ Si ₂	
	M5	70.51	8.92	1.44	12.88	0.63	4.94	0.08	000	Al _{16.5} (Fe,Mn,Cr,Cu) _{2.2} Si ₂	
	M5	61.83	9.63	0.67	20.10	1.29	8.79	0.00	452†	Al _{13.4} (Fe,Mn,Cr,Cu) _{3.3} Si ₂	
	M5	61.8	9.43	0.60	20.62	1.26	8.30	0.00	000	Al _{13.7} (Fe,Mn,Cr,Cu) _{3.3} Si ₂	
	M5	61.09	10.4	0.90	19.04	1.58	8.77	0.00	000	Al _{12.3} (Fe,Mn,Cr,Cu) _{2.9} Si ₂	
	M5	61.46	10.1	1.10	20.77	1.02	8.03	0.01	236	Al _{12.7} (Fe,Mn,Cr,Cu) _{3.1} Si ₂	
	Range		59.8–	8.9–	0.4–	14.7–	0.63–	4.9–			Al _{11.7–16.5}
	Average		70.6	10.5	1.44	21.1	2.3	12.8			(Fe,Mn,Cr,Cu) _{2.2–3.3} Si ₂
			62.2	9.9	0.79	18.0	1.5	8.5			Al ₁₃ (Fe,Mn,Cr,Cu) _{2.9} Si ₂
	β -Fe	M1	66.25	18	0.21	14.1	0.11	4.68		00	Al _{7.1} (Fe,Mn,Cr,Cu)Si _{1.8}
M1		71.2	9.66	0.33	13.56	0.11	4.23		241	Al _{8.0} (Fe,Mn,Cr,Cu)Si	
M1		56.7	17.68	0.05	22.8	0.03	3.8		00	Al _{4.4} (Fe,Mn,Cr,Cu)Si _{1.3}	
M1		68.5	17.3	0.25	16.5	0.05	3.55		00	Al _{7.0} (Fe,Mn,Cr,Cu)Si _{1.7}	
M2		72.3	14.8	0.13	10.7	0.07	2.72		352	Al _{10.7} (Fe,Mn,Cr,Cu)Si _{2.1}	

Bild 11 Intermetallische Verbindungen in Aluminiumlegierungen, Auszug aus (23)

Zahlentafel 1.
Bildungswärmen einiger intermetallischer Verbindungen.

Verbindung	Bildungswärme in kcal		
	je Formelgewicht	je Grammatom	nach W. Biltz
Na ₄ Pb	20,0	4,0	
Na ₅ Pb ₂	35,0	5,0	
NaPb	11,6	5,8	
Na ₃ Bi	45,6	11,4	
Na ₂ Sn	14,4	4,8	7,0
NaSn	12,0	6,0	8,0
Na ₃ Sb	47,2	11,8	
Na ₃ Hg	11,6	2,9	2,2
Na ₃ Hg ₂	22,5	4,5	3,92
NaHg ₂	18,0	6,0	5,87
NaHg ₄	19,5	3,9	4,04
NaCd ₂	8,1	2,7	2,80
NaCd ₆	12,6	1,8	
Li ₇ Pb ₂	75,6	8,4	
LiPb	14,6	7,3	
Li ₃ Bi	55,2	13,8	
Li ₇ Sn ₂	86,4	9,6	
Li ₄ Sn	47,0	9,4	
LiSn	16,8	8,4	
Li ₃ Sb ₂	43,5	8,7	
Mg ₂ Pb	12,6	4,2	
Mg ₃ Bi ₂	36,0	7,2	

Bild 12 Bildungswärme einiger intermetallischen Verbindungen nach (48)

In der gefundenen Literatur, insbesondere in verschiedenen Jahrgängen der Zeitschrift für Metallkunde sind die Umwandlungsverläufe verschiedener Aluminiumlegierungen dargestellt. Ein Beispiel aus (60) für den Umwandlungsverlauf bei Kupfer-Mangan-Aluminiumlegierungen kann Bild 13 entnommen werden. Auf die Darstellung aller gefunden Umwandlungsverläufe wurde aus Platzgründen verzichtet.

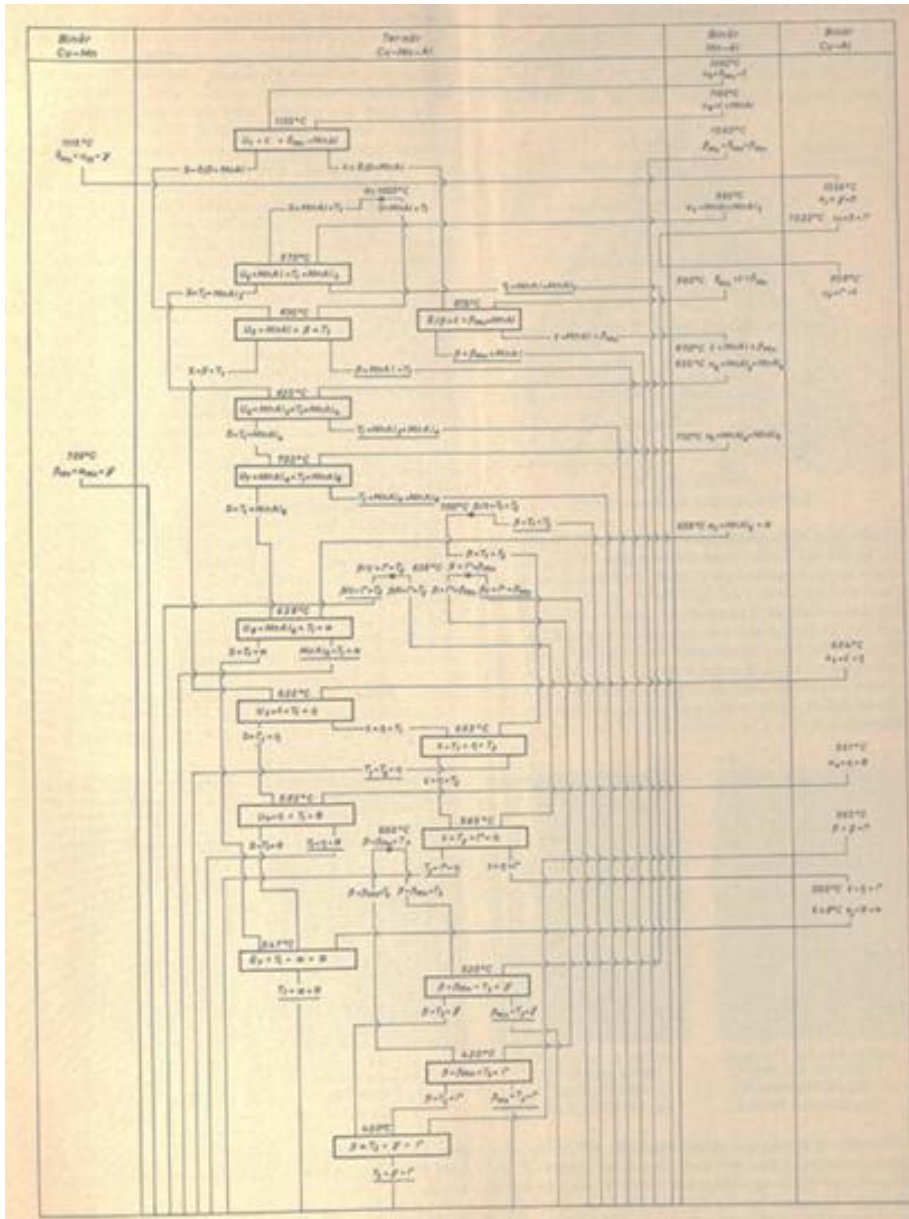


Bild 13 Umwandlungsverlauf Kupfer-Mangan-Aluminium nach (60)

In verschiedenen Artikeln erfolgte die Darstellung der Ternären System mit Aluminium. Beispiele können Bild 14 und Bild 15 entnommen werden. In der Literatur sind eine Reihe weiterer ternären System detailliert beschrieben, die bei den Untersuchungen mit betrachtet wurden.

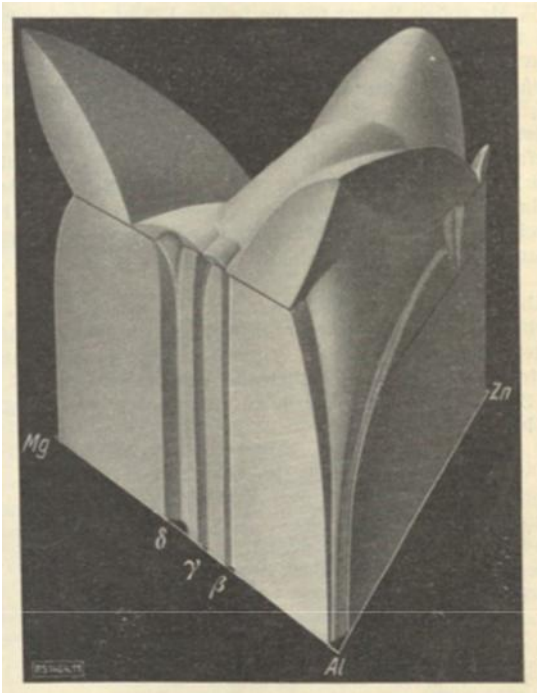


Bild 14 Raummodell des ternären System Aluminium-Magnesium-Zink nach (45)

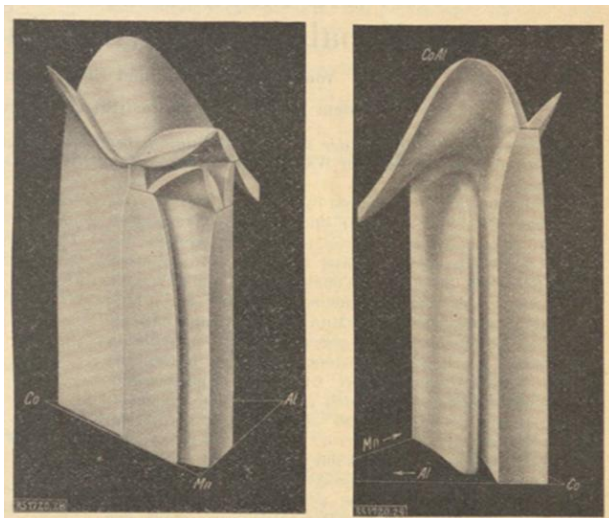


Bild 15 Zwei Ansichten vom Raummodell des ternären Systems Aluminium-Kobalt-Mangan nach (50)

Es konnte für das System Aluminium-Silizium-Eisen auch die Grenzlöslichkeiten in der Aluminiumecke gefunden werden, siehe Bild 16 und (59)

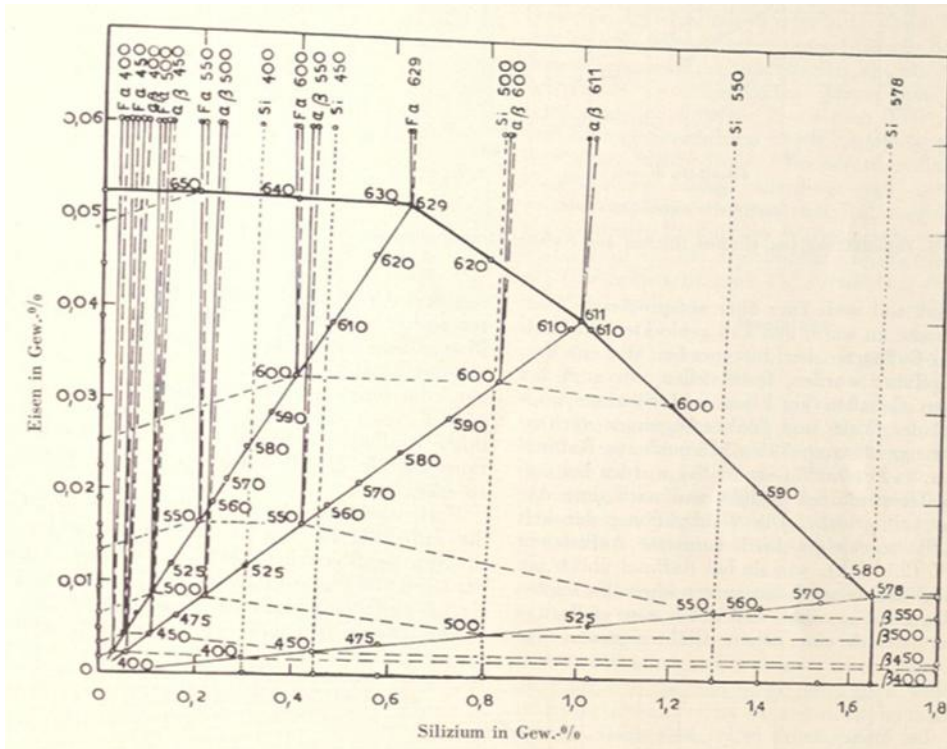


Bild 16 Grenzlöslichkeit in der Aluminiumecke vom ternären System Al-Fe-Si nach (59)

Mit der Verwertung von Schrotten zur Produktion von Neuteilen während und vor allem nach dem 2. Weltkrieg konnten verschiedene grobe intermetallische Phasen nach dem Schmelzen beobachtet werden, Bild 17.

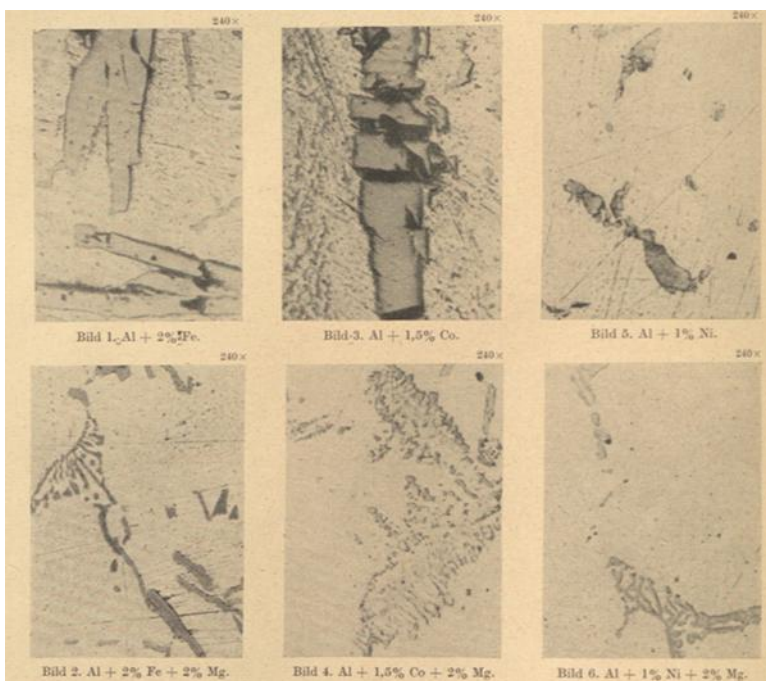


Bild 17 verschiedene grobe intermetallische Phasen in Aluminiumlegierungen nach (71)

Der Schwerpunkt in den Untersuchungen (71) war die Einformung der intermetallischen Phasen. Eine mechanische Zertrümmerung der betrachteten Aluminide hat die störende Wirkung in Bezug auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Aluminiumlegierungen nicht aufgehoben, so dass metallurgische Lösungen gesucht wurden. Die Zugabe von Magnesium führte in den Legierungen dann beim Einschmelzen von Schrotten zu feinverteilten Phasen, die die betrachteten mechanisch-technologischen Eigenschaften nicht mehr wesentlich verminderten.

Aufgrund der immer wieder vorkommenden groben intermetallischen Phasen wurden in dem Zeitraum kurz nach dem 2. Weltkrieg auch verschiedenste Filtersystem für NE-Gießöfen betrachtet (24). Dabei wurden u.a. feste Filter in Tiegelöfen (Bild 18) als auch lose geschichtete Filter in Herdöfen (Bild 19) untersucht.

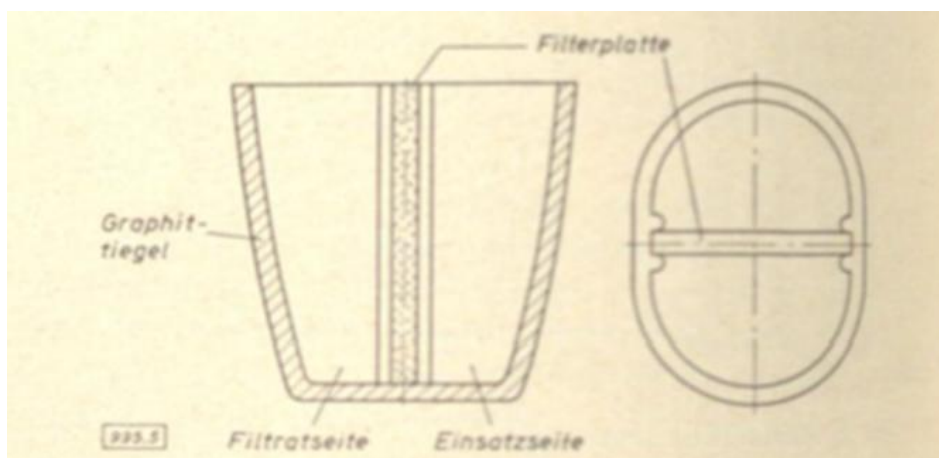


Bild 18 Anordnung eines senkrecht stehenden Filters für Aluminium- oder Zink-Gießereien (links: Schnitt, rechts: Draufsicht) nach (24)

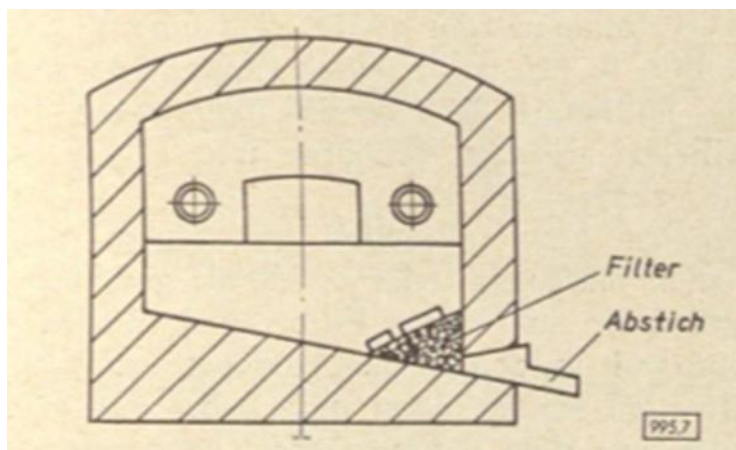


Bild 19 lose geschichtete Filter in einem Herdofen nach (24)

Festgestellt wurde in (20), dass in verschiedenen Aluminiumschmelzen Primärausscheidungen oft in Form von "prachtvollen" Kristallen mit Hilfe der Filter isoliert werden konnten, Bild 20. Es wurde in (20) berichtet, dass wenn man vor Beginn der Filtration mit der Temperatur in der Nähe von T_L pendelt, sich große Kristalle ausscheiden. Al-

Si-Fe-Verbindungen verbleiben in Form dünner Plättchen auf dem Filter. Al-Fe-Verbindungen sind als dicke Prismen ausgefallen und Al-Cu-Fe-Verbindungen schieden als flache Tannenbäume aus. Die Umsetzungsverläufe sowie die genauen Zusammensetzungen der Schmelze wurden nicht berichtet.



Bild 20 Filtrerrückstand Al-Mn-Fe Kristalle aus einer AlMn Legierung nach (24)

In neueren Untersuchungen (siehe z.B. (73)) wurden die damals betrachteten Konzentrationsbereiche von Eisen und Kupfer in Aluminium sowie die zu einer groben Ausscheidung der Phasen in der Schmelze notwendige Temperaturbereich nicht integriert, Bild 21.

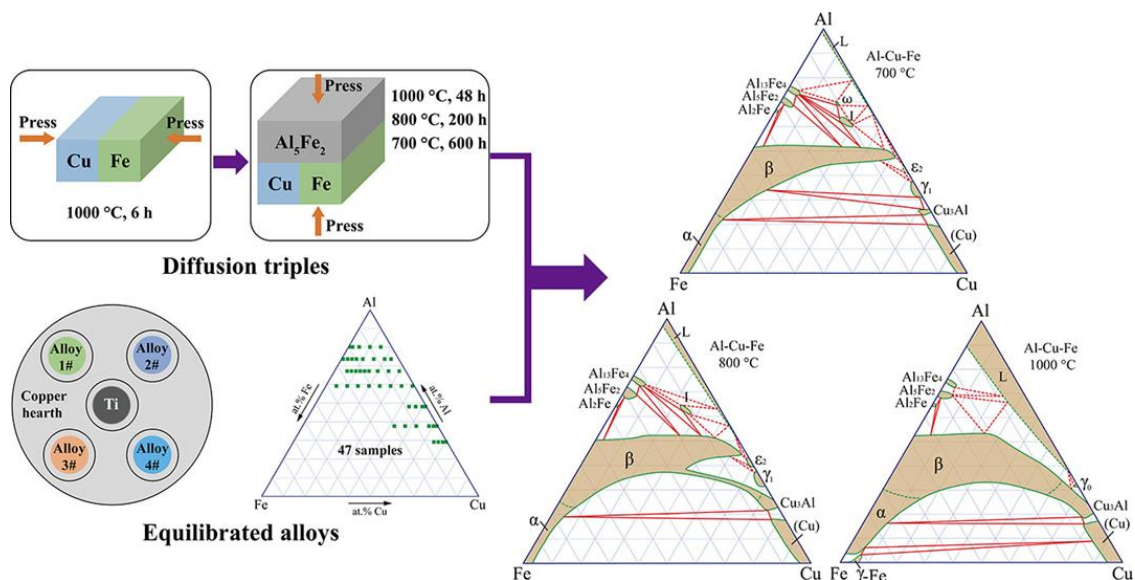


Bild 21 In (73) untersuchte intermetallische Phasen in Aluminium-Kupfer-Eisen-Legierungen

Zusammenfassend kann aus den vorliegenden Berichten festgehalten werden, dass Eisen sich unter Zugabe von Mangan aus Aluminiumlegierungen als intermetallische

Phase in der Schmelze ausschieden lässt. Zur Abscheidung der Phasen muss der Magnesiumgehalt der Schmelze reduziert werden.

Die Entfernung von Magnesium wurde vor 1949 für die Aufbereitung von Flugzeugschrotten ausführlich untersucht und ist Stand der Technik in Umschmelzwerken.

Die Ausbildung der Fe-Mn Phasen in Aluminiumlegierungen hängt von der jeweiligen Zusammensetzung der Schmelze ab. Hierzu erfolgten in (19) Untersuchungen, Bild 22.

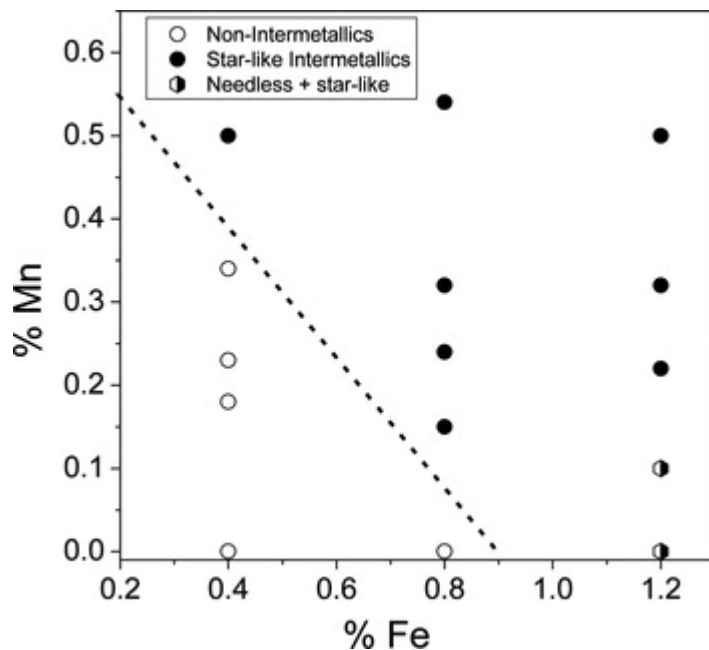


Bild 22 Ausbildung der Fe-Mn Phasen in einer A356 nach (19)

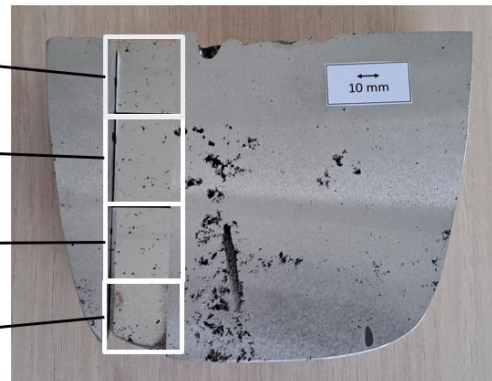
Im Laborversuch wurde gemeinsam mit der Trimet Aluminium SE die Ausscheidung von Eisen durch zulegieren von Mangan getestet. In Anlehnung an (64) wurde der Versuch dazu vorbereitet, Bild 23. Als Basis wurde eine Legierung AlSi9Cu3 verwendet. Die Versuchsergebnisse ohne und mit Zugabe von Mangan können Bild 24 und Bild 25 entnommen werden. Durch die Zugabe von Mangan konnte der Eisengehalt der Schmelze von ca. 1% auf ca. 0,2% reduziert werden. Die entsprechende Phase sedimentierte im Tiegel. Nach Literaturangabe (siehe oben) sollte eine Ausscheidung von Kupfer ebenfalls möglich sein, konnte aber noch nicht nachgewiesen werden.



Bild 23 Verfahrensschritte zur Ausfällung von Fe-Mn-Phasen (gemeinsam mit Trimet Aluminium SE)

	Si [%]	Fe [%]	Cu [%]	Mn [%]	Mg [%]	Cr [%]	Zn [%]	Ti [%]	Sr [%]	Al
AlSi9Cu3	8,677	0,979	2,905	0,006	0,339	0,002	0,016	0,004	< 0,0001	Rest

Si	Fe	Mn	Cu
9,01	1,1045	0,0052	2,7422
Si	Fe	Mn	Cu
9,33	0,9347	0,0052	3,8227
Si	Fe	Mn	Cu
8,44	0,9014	0,0154	4,0602
Si	Fe	Mn	Cu
9,0721	0,8489	0,0049	3,8907

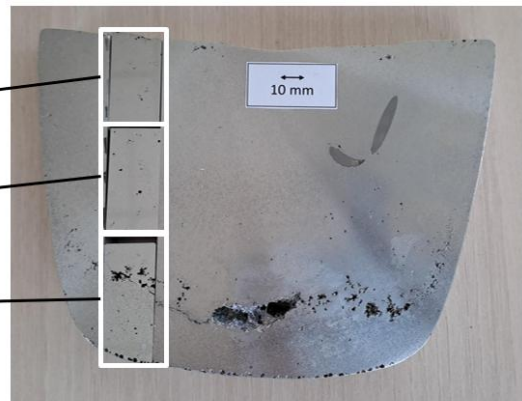


ohne Mn-Zugabe keine Bildung von Primary $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ -Phasen

Bild 24 Zusammensetzung einer erstarrten Al-Schmelze ohne Zugabe von Mangan (gemeinsam mit Trimet Aluminium SE)

	Si [%]	Fe [%]	Cu [%]	Mn [%]	Mg [%]	Cr [%]	Zn [%]	Ti [%]	Sr [%]	Al
AlSi9Cu3 + 2% Mn	9,005	1,001	3,074	~ 2,181	0,292	0,0002	0,017	0,004	< 0,0001	Rest

Si	Fe	Mn	Cu
7,5590	0,2071	0,3391	3,1008
Si	Fe	Mn	Cu
7,9107	0,2713	0,3461	4,0072
Si	Fe	Mn	Cu
9,047	1,9349	3,7492	4,4466



Ausgeprägte Sedimentation von Primary Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂-Phasen

Bild 25 Zusammensetzung einer erstarrten Al-Schmelze mit Zugabe von Mangan (gemeinsam mit Trimet Aluminium SE)

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass ein Bereich der Zusammensetzung zur Ausscheidung von Fe-Mn Phasen in Aluminiumschmelzen existiert. Eine Ausscheidung von Cu-Phasen soll nach Literaturangaben möglich sein, konnte aber noch nicht nachgewiesen werden. Der Test im Labor mit Aluminiumschmelze mit Unterstützung durch die Trimet Aluminium SE zur Reduktion des Eisengehaltes war erfolgreich. Die Eisenreiche Phase sedimentiert im Tiegel.

Eine technische Umsetzung erscheint sinnvoll.

Vielen Dank an die Trimet Aluminium SE für die Unterstützung bei den Untersuchungen.

2.4 AP4 Beeinflussung von GPI und GPII Zonen im festen Zustand

In einer umfangreiche Literaturrecherche erfolgte die Betrachtung der Guinier-Preston-Zonen in Aluminiumlegierungen. Dabei fiel auf, dass sich die Nutzung der Begriffe in der Anfangszeit der Untersuchungen häufig wechselte. So wird z. B. sowohl von Guinier-Preston-Zonen als auch von Entmischungsvorgängen berichtet, siehe Bild 26.

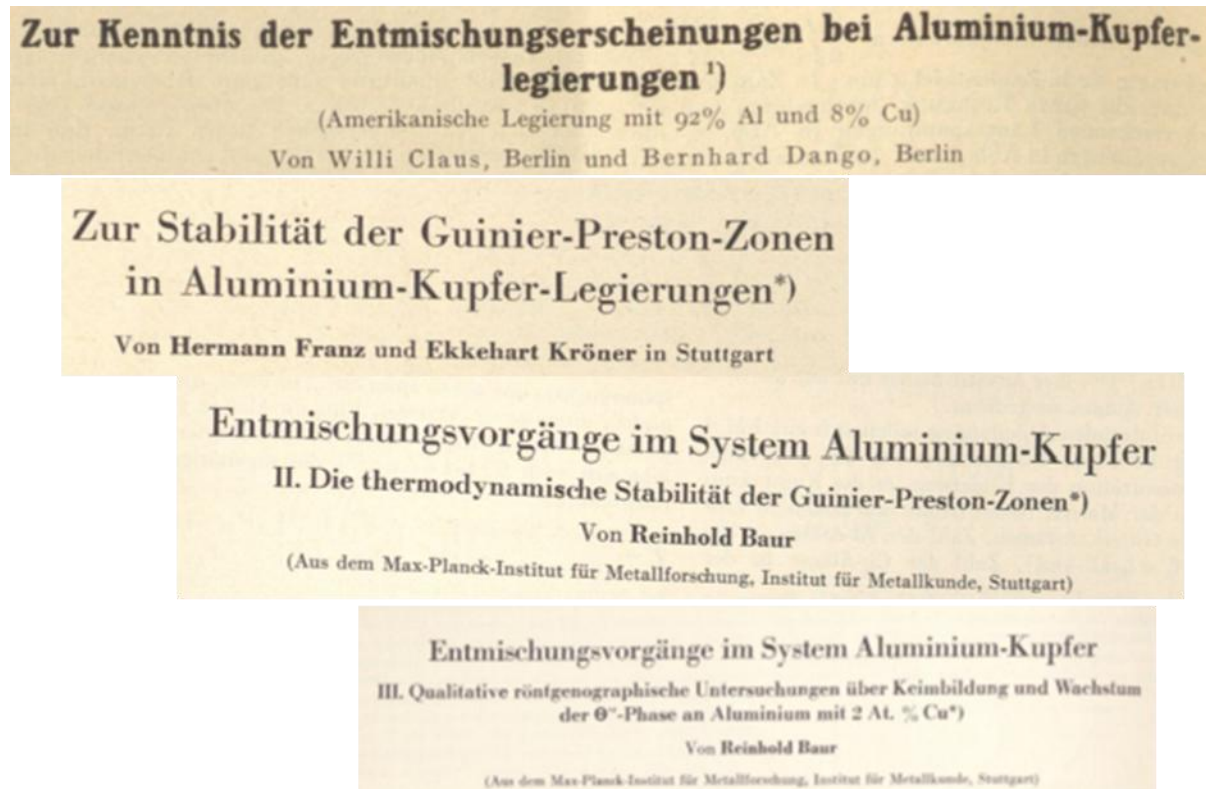


Bild 26 Titel verschiedener Artikel zum Thema Stabilität von Guinier-Preston-Zonen in Zeitschrift für Metallkunde

In (7) erfolgten Untersuchungen an verschiedenen Al-Cu-Fe Zusammensetzungen zur Ausbildung der Phasen und ihrem Erstarrungsverhalten, Bild 27. Der für Sekundärlegierungen interessante Legierungsbereich ist nicht in (7) enthalten.

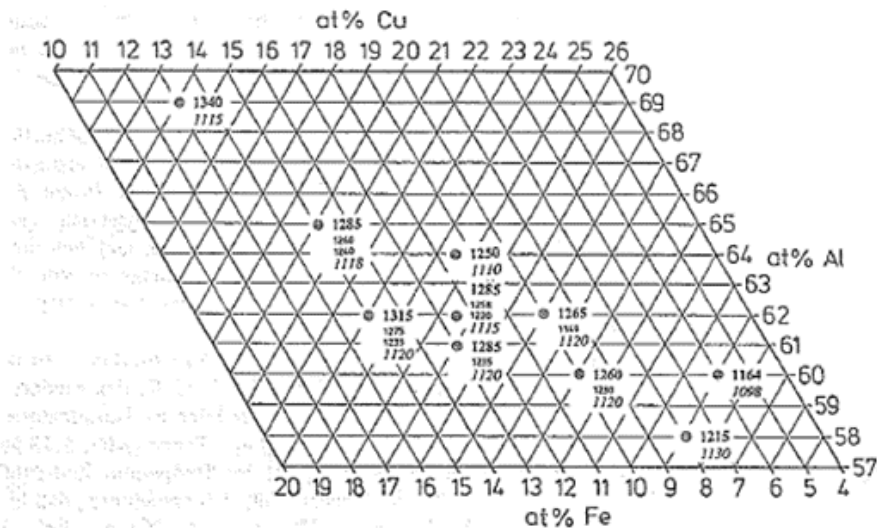


Bild 27 Liquidustemperaturen in K verschiedener Al-Cu-Fe Legierungen nach (7)

In (69) und (70) fanden Untersuchungen zur Löslichkeit von Kupfer in Guinier-Preston-Zonen mit Vergleich von berechneten Löslichkeiten aus der Literatur statt, Bild 28. Ebenso wurden die Wachstumsvorgänge der Zonen betrachtet, Bild 28.

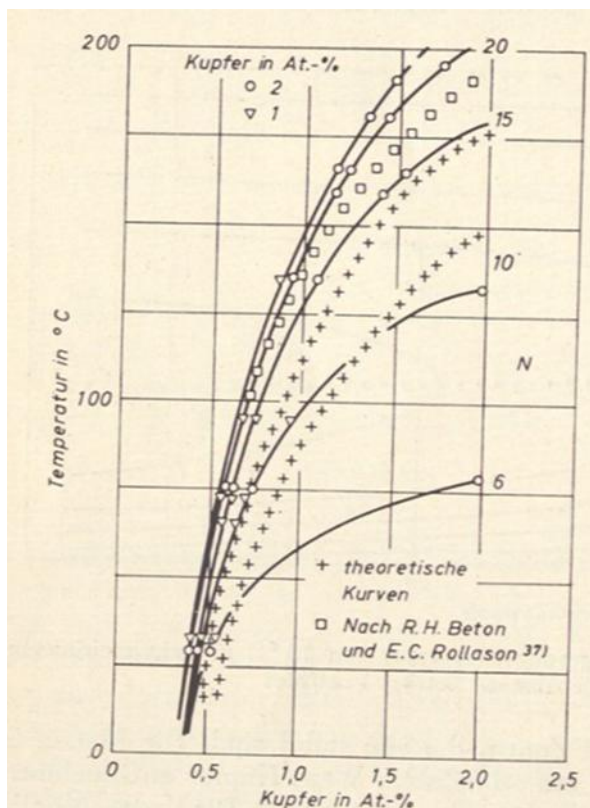


Bild 28 Gemessene und berechnete Löslichkeitslinien für verschiedene Zonengrößen der Guinier-Preston-Zone I nach (69)

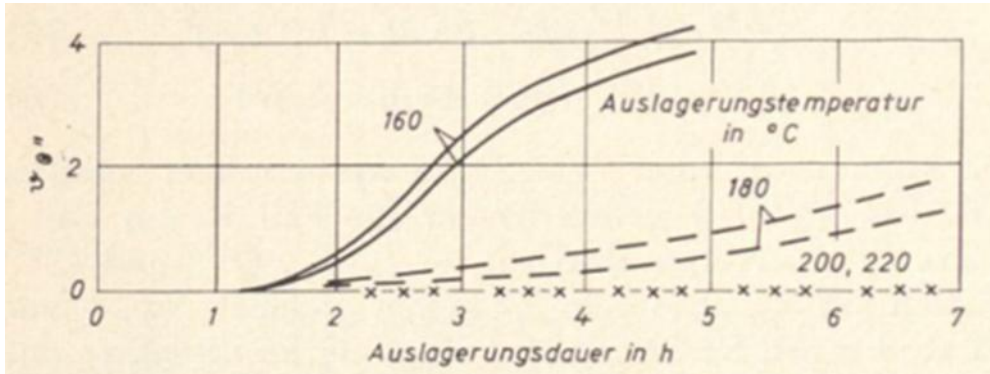


Bild 29 Wachstumsgeschwindigkeit von Θ'' nach Abschrecken von 560 °C auf die angegebene Auslagerungstemperatur nach (70)

In (69) und (70) wurden Proben von 560 °C in Wasser oder Luft auf 190 °C abgekühlt und anschließend bei 190 °C ausgelagert. Weitere Proben wurden an Luft bis 250 °C abgekühlt und anschließend bei 190 °C mehrere Stunden ausgelagert. Allen in (69) und (70) untersuchten Wärmebehandlungen ist gemeinsam, dass zu Beginn der Auslagerung keine GP Zonen vorhanden waren. Einen ganz anderen Verlauf der Ausscheidung und Entstehung der GP Zonen wurde bei einer Homogenisierung bei 560 °C und anschließender Auslagerung bei 160 °C festgestellt, Bild 29. Die zunächst entstandenen GPI Zonen wiesen eine Größe von 5 Gitterkonstanten auf. Die Θ'' -Phase wuchs dann am Anfang sehr rasch. Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass bei schneller Abkühlung und ohne Wärmebehandlung der Bauteile keine GP Zonen vorhanden sind. Diese bilden sich erst bei einer anschließenden Wärmebehandlung

Um das in (69) und (70) beschriebene Verhalten zu verifizieren wurden auf der institutseigenen Druckgießanlage (Bühler Evolution SC D/53) plattenförmige Bauteile (Bild 30) mit erhöhtem Cu Gehalt (+0,1% und +0,2%) aus der Basislegierung AlSi9MnMoZr (Tabelle 1) abgegossen.

Tabelle 1 Zusammensetzung der Basislegierung AlSi9MnMoZr ohne Cu Erhöhung

Legierung		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Zr	andere
Castasil-37	min	8.5			0.35				0.1	
AlSi9MnMoZr	max	10.5	0.15	0.05	0.6	0.06	0.07	0.2	0.3	Mo, Sr

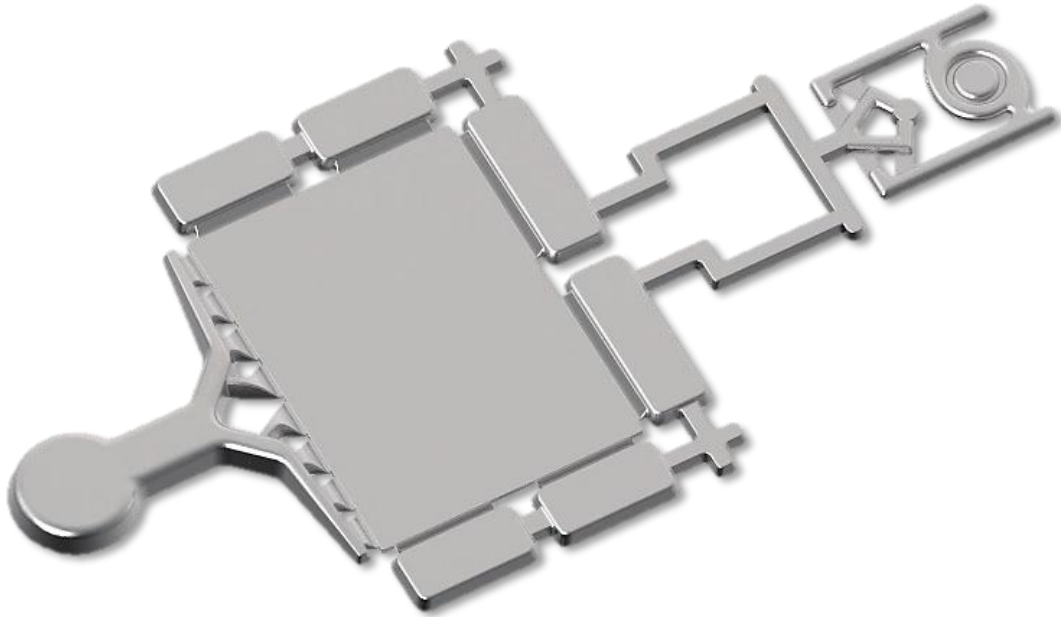


Bild 30 Plattenförmige Bauteile

Zum Auflegierungen der Schmelze wurden Masse aus der Legierung AlSi9MnMoZr im Tiegelofen geschmolzen und Kupferpellets zugegeben. Nach einer Wartezeit erfolgten eine Impellerbehandlung und Kontrolle der Legierung mittels Spektrometer. Die anschließend gegossenen Platten wurden nach dem Abguß an Luft abgekühlt und nicht wärmebehandelt. Nach einer Lagerzeit von mehreren Wochen erfolgten Korrosionsschnelltests mit Kupfersulfat-Lösung (16 g CuSO_4 pro 1000 ml destilliertem Wasser), Bild 31 und Bild 32. Trotz des deutlich erhöhten Kupfergehaltes bis 0,25% konnten bei beiden Proben keine Korrosionsangriffe festgestellt werden.



Bild 31 Plattenförmiges Bauteil mit um 0,1% erhöhtem Cu Anteil in der Legierung und nach Korrosionsschnelltests mit Kupfersulfat-Lösung



Bild 32 Plattenförmiges Bauteil mit um 0,2% erhöhtem Cu Anteil in der Legierung und nach Korrosionsschnelltests mit Kupfersulfat-Lösung

3 Zusammenfassung und Ausblick

In AP 1 erfolgte eine ausführliche Literaturrecherche, die sich insbesondere auf die Untersuchungen in der Anfangszeit der Entwicklung von Aluminium-Legierungen sowie auf die chemische und thermische Stabilität von möglichen intermetallischen Phasen bezieht. Eine Abstimmung mit dem IME der RWTH Aachen ist erfolgt um Doppelarbeit zu vermeiden.

Ein Reallauf mit MatGPT™ der Fa. Fehrmann GmbH war bei der Altliteratur negativ - durch ständig wechselnde Begriffe in der Literatur, Papier- und Druckqualität sowie durch Bindefehler der Hefte war keine OCR Erkennung möglich.

In AP 2 wurde die Trennung der Phasenbestandteile im teilflüssigen Zustand betrachtet. Anreicherung von Kupfer und Eisen in erstarrenden Schmelzen im Bereich der ersten Erstarrung kann in geringem Anteil erzwungen werden. Eine seigerungsbedingte Reduktion von Kupfer und Eisen kann nur zu einem kleinen Anteil erreicht werden. Erstausscheidungen innerhalb der Schmelze erscheinen nicht möglich. Eine technische Umsetzung erscheint nicht sinnvoll.

In AP 3 wurde die Generierung von intermetallischen Phasen durch ein gezieltes Nachlegieren betrachtet. Basierend auf der Auswertung von Umsetzungs- und Zustandsdiagrammen konnte ein Bereich zur Ausscheidung von Fe-Mn Phasen in der Schmelze gefunden werden. Eine Ausscheidung von Kupfer erscheint möglich konnte aber noch nicht nachgewiesen werden. Laboruntersuchungen mit Schmelze zur Ausscheidung von Eisen durch Zugabe von Mangan waren erfolgreich. Die Eisenreiche Phase sedimentiert im Tiegel. Die Versuche erfolgten mit Unterstützung durch die Trimet Aluminium SE.

Eine technische Umsetzung erscheint sinnvoll.

In AP 4 wurde die Beeinflussung der GPI und GPII Zonen im festen Zustand betrachtet. Basierend auf einer Literaturrecherche wurden Beeinflussungsmöglichkeiten der GP Zonen gesucht. GPI Zonen bilden sich bei schneller Erstarrung und ohne Wärmebehandlung nicht. Somit besteht bei Strukturgußbauteilen ohne Wärmebehandlung und erhöhtem Kupfer-Anteil keine erhöhte Korrosionsneigung. Erste Korrosionsschnelltests bestätigen dies.

Eine technische Umsetzung erscheint sinnvoll.

4 Literaturverzeichnis

- (1) Maier, Helmut, 2002. Ideologie, Rüstung und Ressourcen. Das Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung und die „deutschen Metalle“ 1933-1945, in: Ders., Hg., Rüstungsforschung im Nationalsozialismus: Organisation, Mobilisierung und Entgrenzung der Technikwissenschaften, Göttingen: Wallstein, 2002, 357-388.
- (2) Maier, Helmut, 2007. Forschung als Waffe. Rüstungsforschung in der Kaiser-Wilhelm-Gesellschaft und das Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung 1900 bis 1945/48, Göttingen: Wallstein.
- (3) Maier, Helmut, 2009. Ideology, Armament and Resources: The KWI for Metal Research and the ‚German Metals 1933–1945. In: Susanne Heim, Carola Sachse und Mark Walker, Hg., The Kaiser-Wilhelm Society under National Socialism, New York: Cambridge University Press, 2009, 253-282.
- (4) G. Jehmlich: Mikroradiographische und röntgenblitzkinematographische Untersuchungen der "umgekehrten" Blockseigerung an Aluminium-Kupfer- und Aluminium-Zink-Legierungen; Erschienen: Berlin, Akademie-Verl., 1960; Freiburger Forschungshefte
- (5) F. C. Frank, J. S. Kasper: Complex Alloy Structures Regarded as Sphere Packings, II. Analysis and Classification of Representative Structures; Acta Cryst. (1958). 12, p. 483-499
- (6) Hermann H. L. Rininsland: Über den Aufbau und die magnetischen Eigenschaften von festen und flüssigen Kupfer-Aluminium-Legierungen mit Zusätzen von Übergangsmetallen, Stuttgart, Fachbereich Chemie, Diss. 1970
- (7) Dirk Holland-Moritz: Untersuchungen zur Unterkühlbarkeit und zum Erstarrungsverhalten von Schmelzen der quasikristallbildenden Legierungssysteme Al-Cu-Fe und Al-Cu-Co, Aachen, Techn. Hochsch., Diss. 1994
- (8) Jann-Erik Brandenburg: In situ investigation of grain boundary migration in aluminium and copper bicrystals, Aachen, Techn. Hochsch., Diss. 2018
- (9) Franziska Kröger: Entwicklung einer warmrissbeständigen AlCu-Gusslegierung für den Einsatz in thermisch belasteten Bauteilen unter Anwendung von DoE, Clausthal, Technischen Universität Clausthal, Diss. 2020
- (10) F. C. Frank, H. H. Wills, J. S. Kasper: Complex Alloy Structures Regarded as Sphere Packings. I. Definitions and Basic Principles. Acta Cryst. (1958). 11, p. 184-190

- (11) Stephanie Duwe: Magnesium Recycling – Entfernung von Nickel aus Magnesium-Aluminium-Legierungen, Tagungsband 1. Niedersächsisches Symposium Materialtechnik, 12. bis 13. Februar 2015, Clausthal-Zellerfeld (2015) Seite 486-492
- (12) E. H. Dix, W. D. Keith: Gleichgewichtsbedingungen in Aluminium-Manganlegierungen aus Aluminium höchster Reinheit, Zeitschrift für Metallkunde, Band 19 (1927), Seite 497ff
- (13) M. Barnick: Das System Aluminium-Eisen-Magnesium, Aluminium (1938), Heft 8, S. 533
- (14) W. G. Leemann: Das System Aluminium-Magnesium-Mangan, Dissertation T. H. Berlin (1938), Aluminiumarchiv Bd. 9 (1938) S. 1
- (15) H. Bückle, Das System Aluminium-Mangan-Silizium, Dissertation T. H. Berlin (1938), Aluminiumarchiv Bd. 13 (1938) S. 1
- (16) Erich Scheil: Beitrag zum Problem der Blockseigerung, Zeitschrift für Metallkunde, Band 34 (1942), Seite 69-75
- (17) Hugo Voßkübler, Beitrag zur Frage der umgekehrten Blockseigerung bei Aluminium-Kupfer-Magnesium-Legierungen Zeitschrift für Metallkunde, Band 40 (1949), Seite 305-311
- (18) H. Kästner: Die umgekehrte Blockseigerung bei Strangguß II, Zeitschrift für Metallkunde, Band 41 (1950) Seite 247-254
- (19) Shabestari , S. G. and Shahri , F. , 2004 , “Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy.” Journal of Materials Science, 39 , pp. 2023 – 2032
- (20) A. Rührenbeck: Über die Einformung einiger Schwermetall-Aluminide, Zeitschrift für Metallkunde, Band 41 (1950) Seite 394-395
- (21) G. Sieber, D. Altenpohl, H. M. Cohen; Periodische Seigerungen bei Reinaluminium-Strangguß, Zeitschrift für Metallkunde, Band 44 (1953) Seite 173-183
- (22) D. Altenpohl: Untersuchungen am Gefüge von Stranggußbarren aus Reinaluminium und Raffinal, Zeitschrift für Metallkunde, Band 46 (1955), Seite 535-544
- (23) E. Samuel, A. M. Samuel, H. W. Doty, S. Valtierra & F. H. Samuel (2014) Intermetallic phases in Al–Si based cast alloys: new perspective, International Journal of Cast Metals Research, 27:2, 107-114

- (24) A. Buckley: Über die Laboratoriums- und Betriebserfahrungen mit der Filtration von Metallschmelzen, Zeitschrift für Metallkunde, Band 48 (1957), Seite 241-245
- (25) W. Roth: Zur Frage der umgekehrte Blockseigerung, Zeitschrift für Metallkunde, Band 56 (1965), Seite 713-719
- (26) Hugo Voßkühler, Die umgekehrte Blockseigerung bei Nichteisenmetallen, Zeitschrift für Metallkunde, Band 56 (1965), Seite 719-729
- (27) P. Eßlinger, F. Quatrehomme, H. Bleidorn: Über die Aluminiumecke des Systems Aluminium-Chrom-Silizium, Zeitschrift für Metallkunde, Band 56 (1965), Seite 735-739
- (28) P. K. Panday, K. Schubert: Strukturuntersuchungen in einigen Mischungen T-B³-B⁴ (T=Mn,Fe,Co,Ir,Ni,Pd; B³=Al,Ga,Tl; B⁴=Si,Ge), Journal of the Less-Common Metals 18 (1969), S. 175-202
- (29) G. Mrówka-Nowotnik*, J. Sieniawski, M. Wierzbińska: Analysis of intermetallic particles in AlSi1MgMn aluminium alloy, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol 20 (2007) p. 155-158
- (30) G. Mrówka-Nowotnik: Intermetallic phase particles in cast AlSi5Cu1Mg and AlCu4Ni2Mg2 aluminium alloys, International Scientific Journal, Vol 38 (2009) p. 69-77
- (31) M. J. Cooper: The Structure of the Intermetallic Phase Θ (Cr-Al), Acta Cryst. (1960) 13, p. 257-263
- (32) J. A. Leake: The Refinement of the Crystal Structure of the Intermetallic Phase Al₄Mo, Acta Cryst. (1964). 17, p. 918-924
- (33) L. K. Walford: The Structure of the Intermetallic Phase FeAl₆, Acta Cryst. (1965). 18, p. 287-291
- (34) Andreas Fasching: Thermodynamische Berechnung der Einflüsse von Spurenelementen auf der Bildung intermetallischer Phasen bei Al-Gusslegierungen, Masterarbeit Montanuniversität Leoben - Lehrstuhl für Gießereikunde, 2015
- (35) Jann-Erik Brandenburg: In situ investigation of grain boundary migration in aluminium and copper bicrystals, Dissertation Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen 2018
- (36) Iris Wolfertz: Ab-initio Untersuchungen an frühen Ausscheidungsphasen der Aluminium(-Magnesium-)Kupfer-Legierungen, Dissertation Rheinische Friedrich-Wilhelms-Universität Bonn 2012

- (37) Per Skjerpe: Intermetallic Phases Formed during DC-Casting of an Al-0.25 Wt Pct Fe-0.13 Wt Pct Si Alloy, Metallurgical Transactions a Volume 18A, February 1987 p 189-200
- (38) Christoph Wannek: Intermetallische Phasen via Katalyse, Dissertation Philipps-Universität Marburg 2001
- (39) Franziska Kröger: Entwicklung einer warmrissbeständigen AlCu-Gusslegierung für den Einsatz in thermisch belasteten Bauteilen unter Anwendung von DoE, Dissertation Technischen Universität Clausthal 2020
- (40) C.M. Allen, K.A.Q. O'Reilly, B. Cantor, P.V. Evans: Intermetallic phase selection in 1XXX Al alloys, Progress in Materials Science 43 (1998) p 89-170
- (41) Max Haas: Hat Reinaluminium eine allotrope Umwandlung?, Zeitschrift für Metallkunde, Band 19 (1927), Seite 404-406
- (42) N.N.: Rundschau, Zeitschrift für Metallkunde, Band 20 (1928), Seite 126, 412,
- (43) Franz Roll: Der Zerfall einer Nickel-Aluminium-Kupferlegierung, Zeitschrift für Metallkunde, Band 20 (1928), Seite 444-447
- (44) Alfred Schück: Die aluminiumreichen Legierungen des Dreistoffsystems Aluminium-Zinn-Mangan, Zeitschrift für Metallkunde, Band 27 (1935), Seite 11-13
- (45) Werner Köster, Wolf Wolf: Das Dreistoffsystem Aluminium-Magnesium-Zink - I. Der Teilbereich Al-Al₂Mg₃Zn₃ - MgZn₂-Zn, Zeitschrift für Metallkunde, Band 28 (1936), Seite 155-158
- (46) Werner Köster, Walter Dullenkopf: Das Dreistoffsystem Aluminium-Magnesium-Zink - II. Der Teilbereich Al-Al₃Mg₄-Al₂Mg₃Zn₃-Al, Zeitschrift für Metallkunde, Band 28 (1936), Seite 309-312
- (47) Werner Köster, Walter Dullenkopf: Das Dreistoffsystem Aluminium-Magnesium-Zink - III. Der Teilbereich Al-Al₃Mg₄-Al₂Mg₃Zn₃-MgZn₂-Mg, Zeitschrift für Metallkunde, Band 28 (1936), Seite 364-367
- (48) Kubaschewski. Seith: Bildungswärme von Nichteisenmetall-Legierungen, Zeitschrift für Metallkunde, Band 30 (1938), Seite 7-9
- (49) K. Riederer: Röntgenographische und mikroskopische Untersuchungen am Zustandssdiagramm Aluminium-Magnesium-Kadmium, Zeitschrift für Metallkunde, Band 30 (1938), Seite 15-16

- (50) W. Köster, E. Gebhardt: Das System Kobalt-Mangan-Aluminium, Zeitschrift für Metallkunde, Band 30 (1938), Seite 281-285
- (51) W. Köster, E. Gebhardt: Das System Nickel-Mangan-Aluminium, Zeitschrift für Metallkunde, Band 30 (1938), Seite 291-293
- (52) W. Köster, W. Bechthold: Das System Mangan-Aluminium, Zeitschrift für Metallkunde, Band 30 (1938), Seite 294-296
- (53) H. Hanemann, A. Schrader: Dreistoffsysteme des Aluminiums I. Aluminium-Magnesium-Mangan, Aluminium-Mangan-Silizium, Zeitschrift für Metallkunde, Band 30 (1938), Seite 383-386
- (54) E. Gebhardt: Die Zinkecke des Dreistoffsystems Zink-Aluminium-Mangan, Zeitschrift für Metallkunde, Band 34 (1942), Seite 259-263
- (55) Wilhelm Hofmann: Die Löslichkeit von Kupfer und Mangan in festem Aluminium, Zeitschrift für Metallkunde, Band 41 (1950), Seite 427-428
- (56) E. Gebhardt: Untersuchungen im Dreistoffsystem Aluminium-Eisen-Zink, Zeitschrift für Metallkunde, Band 44 (1953), Seite 206-211
- (57) A. Hrbek: Die Aktivierungsenergie der Zähigkeit metallischer Schmelzen, Zeitschrift für Metallkunde, Band 48 (1957), Seite 134-137
- (58) E. Wachtel, W.-U. Kopp: Aufbau und Eigenschaften des Dreistoffsystems Aluminium-Mangan-Chrom, Zeitschrift für Metallkunde, Band 56 (1965), Seite 121-129
- (59) G. Siebel: Einfluß der Wärmebehandlung von Gußbarren und Walzplatten auf die Zipfelbildung von Aluminiumblechen mit verschiedenem Reinheitsgrad, Zeitschrift für Metallkunde, Band 57 (1966), Seite 429-439
- (60) W. Köster, T. Gödecke: Das Dreistoffsystem Kupfer-Mangan-Aluminium, Zeitschrift für Metallkunde, Band 57 (1966), Seite 889-901
- (61) G. Petzow, H.-L. Lukas, F. Aldinger: Schmelzflächen und nonvariante Gleichgewichte im System Kupfer-Kadmium-Zink, Zeitschrift für Metallkunde, Band 58 (1967), Seite 32-37
- (62) G. Petzow, H.-L. Lukas, F. Aldinger: Über Phasenbeziehungen in Kupfer-Kadmium-Zink-Legierungen, Zeitschrift für Metallkunde, Band 58 (1967), Seite 175-179
- (63) F. Lihl, A. Schwaiger: Umwandlungen im flüssigen Aluminium, Zeitschrift für Metallkunde, Band 58 (1967), Seite 777-779

- (64) Zhang, L., Gao, J., Damoah, L. N. W., & Robertson, D. G. (2011). Removal of Iron from Aluminum: A Review. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*, 33(2), 99–157
- (65) W. Claus, B. Danko: Zur Kenntnis der Entmischungserscheinungen bei Aluminium-Kupferlegierungen, *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 19 (1927), Seite 358-360
- (66) W. Hofmann: Die Löslichkeit von Kupfer und Mangan in festem Aluminium, *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 41 (1950), Seite 477-479
- (67) H. Franz, E. Kröner: Zur Stabilität der Guinier-Preston-Zonen in Aluminium-Kupfer-Legierungen, *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 46 (1955), Seite 639-646
- (68) M. Shimura, Y. Takeuchi, I. Obinata: Rückbildung der Guinier-Preston-Zonen in einer Al-Mg₂Si-Legierung während einer Wechselbeanspruchung und ihre Neubildung nach Entlastung, *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 56 (1965), Seite 664-668
- (69) R. Baur: Entmischungsvorgänge im System Aluminium-Kupfer II. Die thermodynamische Stabilität der Guinier-Preston-Zonen, *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 57 (1966), Seite 275-280
- (70) R. Baur: Entmischungsvorgänge im System Aluminium-Kupfer III. Qualitative röntgenographische Untersuchungen über Keimbildung und Wachstum der Θ"-Phase an Aluminium mit 2 At. % Cu, *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 57 (1966), Seite 368-374
- (71) H. Franz, E. Kröner: Zur Stabilität der Guinier-Preston-Zonen in Aluminium-Kupfer-Legierungen, *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 46 (1955), Seite 639-646
- (72) A. Rührenbeck: Über die Einformung einiger Schwermetall-Aluminide, *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 41 (1950), Seite 394-395
- (73) Lilong Zhu, Sujeily Soto-Medina, Wesley Cuadrado-Castillo, Richard G. Hennig, Michele V. Manuel, New experimental studies on the phase diagram of the Al-Cu-Fe quasicrystal-forming system, *Materials & Design*, Volume 185, 2020

Bisher in der FAT-Schriftenreihe erschienen (ab 2020)

Nr.	Titel
324	Methodische Aspekte und aktuelle inhaltliche Schwerpunkte bei der Konzeption experimenteller Studien zum hochautomatisierten Fahren, 2020
325	Der Einfluss von Wärmeverlusten auf den Rollwiderstand von Reifen, 2020
326	Lebensdauerberechnung hybrider Verbindungen, 2020
327	Entwicklung der Verletzungsschwere bei Verkehrsunfällen in Deutschland im Kontext verschiedener AIS-Revisionen, 2020
328	Entwicklung einer Methodik zur Korrektur von EES-Werten, 2020
329	Untersuchung zu den Einsatzmöglichkeiten der Graphen- und Heuristikbasierten Topologieoptimierung zur Entwicklung von 3D-Rahmenstrukturen in Crashlastfällen, 2020
330	Analyse der Einflussfaktoren auf die Abweichung zwischen CFD und Fahrversuch bei der Bestimmung des Luftwiderstands von Nutzfahrzeugen, 2020
331	Effiziente Charakterisierung und Modellierung des anisotropen Versagensverhaltens von LFT für Crashsimulation, 2020
332	Charakterisierung und Modellierung des Versagensverhaltens von Komponenten aus duktilem Gusseisen für die Crashsimulation, 2020
333	Charakterisierung und Meta-Modellierung von ungleichartigen Punktschweißverbindungen für die Crashsimulation, 2020
334	Simulationsgestützte Analyse und Bewertung der Fehlertoleranz von Kfz-Bordnetzen, 2020
335	Absicherung des autonomen Fahrens gegen EMV-bedingte Fehlfunktion, 2020
336	Auswirkung von instationären Anströmeffekten auf die Fahrzeugaerodynamik, 2020
337	Analyse von neuen Zell-Technologien und deren Auswirkungen auf das Gesamtsystem Batteriepack, 2020
338	Modellierung der Einflüsse von Mikrodefekten auf das Versagensverhalten von Al-Druckgusskomponenten mit stochastischem Aspekt für die Crashsimulation, 2020
339	Stochastisches Bruchverhalten von Glas, 2020
340	Schnelle, breitbandige Datenübertragung zwischen Truck und Trailer als Voraussetzung für das hochautomatisierte Fahren von Lastzügen, 2021
341	Wasserstoffkompatibilität von Aluminium-Legierungen für Brennstoffzellenfahrzeuge, 2021
342	Anforderungen an eine elektrische Lade- und Wasserstoffinfrastruktur für gewerbliche Nutzfahrzeuge mit dem Zeithorizont 2030, 2021
343	Objective assessment of database quality for use in the automotive research and development process, 2021
344	Review of non-exhaust particle emissions from road vehicles, 2021
345	Ganzheitliche Betrachtung von Rollwiderstandsverlusten an einem schweren Sattelzug unter realen Umgebungsbedingungen, 2021
346	Studie zur Abschätzung der Anwendungspotentiale, Risiken und notwendigen Forschungsbedarfe bei der Verwendung von Glashohlkugeln in Kombination mit thermoplastischem Schaumspritzguss, 2021

- 347 Typgenehmigungsanforderungen an Level-3-Autobahnssysteme - Hintergrundbetrachtungen zu technischen Anforderungen für eine automatisierte Fahrfunktion, 2021
- 348 Einfluss der Kantenbearbeitung von Aluminiumblechen auf das Restumformvermögen sowie die Festigkeitseigenschaften unter quasistatischer und schwingender Beanspruchung, 2021
- 349 Verstärkung dünner formgehärteter Bauteile mittels FVK-Verrippungen, 2021
- 350 HMI Anforderungen für den automatisierten Individualverkehr unter Berücksichtigung von Leistungsmöglichkeiten und -grenzen älterer Nutzer, 2021
- 351 Compatibility of polymers for fuel cell automobiles, 2021
- 352 Entwicklung einer gewichtsoptimierten Batteriegehäusestruktur für Volumenfahrzeuge, 2021
- 353 Charakterisierung und Modellierung des Deformations- und Versagensverhaltens von nicht-faserverstärkten Thermoplasten unter mehrachsiger Crashbelastung, 2021
- 354 Untersuchung zum thermischen Komfort im Pkw für den Grenzbereich des Luftzugempfindens, 2021
- 355 Anforderungen an die Güte, Verfügbarkeit und Vorausschau einer Reibwertschätzung aus Funktionssicht, 2021
- 356 Entwicklung einer standardisierten Prüfanordnung zur Bewertung der Übernahmeleistung beim automatisierten Fahren, 2022
- 357 Vorstudie zu Verkehrsemissionen - Räumlich und zeitlich aufgelöste Daten durch Schwarmmessungen, 2022
- 358 Produktivitätssteigerung und Kostensenkung der laser-additiven Fertigung für den Automobilbau, 2022
- 359 Analyse der Einflussfaktoren auf die Abweichung zwischen CFD und Fahrversuch bei der Bestimmung des Luftwiderstands von Nutzfahrzeugen mit Fokus auf den Ventilationswiderstand von Nfz-Rädern, 2022
- 360 Werkstoffmodelle und Kennwertermittlung für die industrielle Anwendung der Umform- und Crash-Simulation unter Berücksichtigung der thermischen Behandlungen beim Lackieren im Prozess bei hochfesten Werkstoffen, 2022
- 361 Compatibility of polymers for fuel cell automobiles, 2022
- 362 Ermüdung kurzfaserverstärkter thermoplastischer Polymerwerkstoffe, 2022
- 363 Market research and definition of procedure to comparison of comfort measuring systems for a vehicle cabin, 2022
- 364 Methodische Ansätze zur Auswahl von Bordnetzstrukturen mit erhöhten Zuverlässigkeitsanforderungen, 2022
- 365 Fahrwiderstand von Lenk- und Liftachsen in Kurven und auf gerader Strecke unter realen Umgebungsbedingungen, 2022
- 366 Klimadaten und Nutzungsverhalten zu Auslegung, Versuch und Simulation an Kraftfahrzeug-Kälte-/Heizanlagen, 2022
- 367 Experimentelle und numerische Untersuchung des selbsttätigen Losdrehens von Schraubenverbindungen mit konstanten und variablen Amplituden und Entwicklung einer Bewertungsmethode, 2022
- 368 Objective assessment of database quality for use in the automotive research and development process – Part 2, 2023
- 369 Level 2 hands-off – Recommendations and guidance, 2023
- 370 Funktionale Sicherheitsbewertung und Cybersecurity Analysen relevanter Use Cases für die Datenübertragung zwischen Truck und Trailer als Voraussetzung für das hochautomatisierte Fahren von Lastzügen, 2023

- 371 Study on the technical evaluation of decentralization based de-identification procedures for personal data in the automotive sector, 2023
- 372 Legal evaluation of decentralization based de-identification procedures for personal and non-personal data in the automotive sector, 2023
- 373 Quantifizierung der mechanischen Belastbarkeit von Infrarot-Schweißverbindungen in zyklisch belasteten Thermoplast-Bauteilen, 2023
- 374 Lebensdauerbewertung von geschweißten Verbindungselementen unter Montagevorspannung, 2023
- 375 Einfluss verschiedener Scherschneidparameter auf die elektro-magnetischen Eigenschaften von NO-Elektroblech automobiler Traktionsantriebe, 2023
- 376 Automatisierte Demontage von Traktionsmotoren der E-Mobilität - Eine Studie zur Optimierung der Demontage, 2023
- 377 Untersuchungen zum Einfluss von feuchtem Wasserstoff auf die Spannungsrisskorrosionsempfindlichkeit von Aluminium-Legierungen für den Einsatz in Brennstoffzellenfahrzeugen, 2024
- 378 Diagnosekonzepte für zonale und teilredundante Bordnetzarchitekturen, 2024
- 379 Dynamische Erfassung und Beurteilung von Situationsbewusstsein im Kontext des automatisierten Fahrens, 2024
- 380 Charakterisierung zukunftssträchtiger Zellmaterialien im Hinblick auf deren Anforderungen an das Batteriepack, 2024
- 381 Fahrdynamik des Automatisierten Fahrens, 2024
- 382 Forschungsperspektiven für Mobilität in klimaneutralen Städten 2045 - Explorative Szenarioanalyse und innovationspolitische Handlungsempfehlungen, 2024
- 383 Codierung und Analyse der AO-Klassifikation für Fuß- und Sprunggelenksverletzungen zur Evaluation potentieller Langzeitfolgen, 2024
- 384 EMV-Nachweis der Störfestigkeit auf Komponenten- und Systemebene für FailOp ab Level 3 im Hinblick auf die Funktionssicherheit - Erster Projektteil, 2024
- 385 Retrospektive Berechnung des Crashpulses aus Fahrzeugdeformationen basierend auf EES-Berechnung von Fahrzeug-Voxelmodellen unter Berücksichtigung des zeitlichen Verlaufes, 2024
- 386 Energieverluste infolge von Rad-/Achsfelstellungen am schweren Sattelzug bei realen Umgebungsbedingungen, 2025
- 387 Recycling von Permanentmagneten und Bewertung der Rezyklierbarkeit von Permanentmagnet-Synchronmotoren, 2025
- 388 Graphen- und heuristikbasierte Topologieoptimierung von 3D-Crash-Strukturen von Personenkraftwagen, 2025
- 389 Bewertung und Erhöhung des Potentials von Binder Jetting durch Nutzung kosteneffizienter Stahlpulver für den Einsatz in der Automobilindustrie, 2025
- 390 Driver performance models as reference for the quality of automated driving functions, 2025
- 391 Experimentelle und numerische Analyse des Fließverhaltens von hochviskosen Wärmeleitstoffen im Fertigungsprozess, 2025
- 392 Maßnahmen zum Aufbau und Erhalt von Situationsbewusstsein im Kontext des automatisierten Fahrens, 2025
- 393 Reduktion von Kupfer und Eisen in geschmolzenem Aluminium – modernes Aluminium aus alten Fahrzeugen, 2025

Impressum

Herausgeber	FAT Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. Behrenstraße 35 10117 Berlin Telefon +49 30 897842-0 Fax +49 30 897842-600 www.vda-fat.de
ISSN	2192-7863
Copyright	Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT) 2025

Verband der Automobilindustrie e.V. (VDA)
Behrenstraße 35, 10117 Berlin
www.vda.de
Twitter @VDA_online

VDA | Verband der
Automobilindustrie

Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT)
Behrenstraße 35, 10117 Berlin
www.vda.de/fat

FAT | Forschungsvereinigung
Automobiltechnik