

# **Verbesserung der Qualität von Gussstücken durch elektromagnetische Schmelzebehandlung**

## **Dissertation**

zur Erlangung des akademischen Grades

### **Doktoringenieur (Dr.-Ing.)**

von Dipl.-Ing. Stanislav Sydorenko

geboren am 21.08.1982 in Lugansk, Ukraine

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau  
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Rüdiger Bähr  
Prof. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann  
Dr.-Ing. Evgenij Sterling

Promotionskolloquium am 29.04.09

# Inhaltsverzeichnis

<b>INHALTSVERZEICHNIS</b>	<b>II</b>
<b>VERZEICHNIS DER VERWENDETEN FORMELZEICHEN UND EINHEITEN</b>	<b>IV</b>
<b>VERZEICHNIS DER VERWENDETEN ABKÜRZUNGEN</b>	<b>VI</b>
<b>ABSTRAKT</b>	<b>VII</b>
<b>1 EINLEITUNG UND ZIELSTELLUNG</b>	<b>1</b>
1.1 Einführung	1
1.2 Ziele der Arbeit	3
<b>2 STAND DER TECHNIK</b>	<b>5</b>
2.1 Steigende Anforderungen im Fahrzeugbau	5
2.2 Häufig verwendete Aluminiumgusslegierungen und ihre wichtigsten Eigenschaften	9
2.2.1 Aufbau von Aluminiumlegierungen	9
2.2.2 Erstarrung von Aluminiumlegierungen	12
2.2.3 Wichtige Eigenschaften von Aluminiumlegierungen	15
2.3 Einordnung der Behandlungsverfahren von Aluminiumlegierungen	19
2.3.1 Veredelung der Aluminiumlegierungen	20
2.3.2 Kornfeinung der Aluminiumlegierungen	22
2.3.3 Weitere Behandlungsverfahren von Aluminiumlegierungen	25
2.4 Anwendung elektromagnetischer Felder in Verbindung mit Gießprozessen	26
2.4.1 Elektromagnetisches Gießen	32
2.4.2 Elektromagnetisches Bremsen	33
2.4.3 Elektromagnetisches Rühren	34
2.5 Hypothesen zum Erstarrungsprozess von Aluminiumlegierungen in einem elektromagnetischen Feld	34
2.6 Methode der elektromagnetischen Behandlung von Aluminiumlegierungen: AMS-Technologie	38
<b>3 UNTERSUCHUNGEN AN KONVENTIONELLEN UND ELEKTROMAGNETISCH BEHANDELTEN ALUMINIUMLEGIERUNGEN</b>	<b>43</b>
3.1 Gießtechnische Untersuchungen	43
3.1.1 Versuche zum Druckgießverfahren	43
3.1.2 Versuche zum Schwerkraftkokillengießverfahren	45
3.2 Thermische Analyse	48
3.2.1 Durchführung	48

---

3.2.2	Ermittlung von Liquidustemperaturen mit Hilfe der Methode des Siliciumäquivalentes	55
3.2.3	Weitere Untersuchungen mit Hilfe einer speziellen Methode der thermischen Analyse	57
3.3	Durchführung von Viskositätsmessungen	63
3.4	Ermittlung von thermophysikalischen Eigenschaften konventioneller und behandelter Aluminiumlegierungen	69
3.5	Untersuchung der mechanischen Eigenschaften und Ermittlung der DAS-Werte der elektromagnetisch behandelten und konventionellen Aluminiumlegierung (AlSi10Mg)	75
3.5.1	Bestimmung von Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung	76
3.5.2	Ermittlung der DAS-Werte an konventioneller und elektromagnetisch behandelter Aluminiumlegierung	82
3.5.3	Berechnung der mechanischen Eigenschaften aus dem DAS	85
3.5.4	Bestimmung der Härte einer elektromagnetisch behandelten und einer konventionellen Aluminiumlegierung	88
3.6	Durchführung von mikroskopischen Untersuchungen an elektromagnetisch behandelter und konventioneller Aluminiumlegierung (AlSi6Cu4)	91
<b>4</b>	<b>EINSCHÄTZUNG DER MÖGLICHKEITEN ZUR QUALITÄTSSTEIGERUNG DURCH AMS-TECHNOLOGIE</b>	<b>95</b>
<b>5</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK</b>	<b>97</b>
<b>6</b>	<b>LITERATURVERZEICHNIS</b>	<b>101</b>
<b>7</b>	<b>ANHANG</b>	<b>109</b>
7.1	Patente (Auswahl)	109
7.2	Einsparpotenziale mit der AMS-Technologie	112
7.3	Thermophysikalische Eigenschaften der Kokillengusslegierung (AlSi10Mg)	113
7.4	Thermophysikalische Eigenschaften der Druckgusslegierung (AlSi9Mg)	114
7.5	Mechanische Eigenschaften von AlSi10Mg im konventionellen und behandelten Zustand	115

## Verzeichnis der verwendeten Formelzeichen und Einheiten

Formelzeichen	Bezeichnung	Einheit
$Ha$	Hartmann-Zahl	-
$L$	charakteristische Kanallängenabmessung	m
$\sigma$	spezifische Leitfähigkeit	$\text{m}/(\Omega \cdot \text{mm}^2)$
$\eta$	dynamische Viskosität	$\text{Pa} \cdot \text{s}$
$\varepsilon$	Permittivität	$\text{A} \cdot \text{s}/(\text{V} \cdot \text{m})$
$E_\alpha$	$\alpha$ -Komponente der elektrischen Feldstärke	$\text{V}/\text{m}$
$\mu$	magnetische Permeabilität	$\text{V} \cdot \text{s}/(\text{A} \cdot \text{m})$
$H_\alpha$	$\alpha$ -Komponente der magnetischen Feldstärke	$\text{A}/\text{m}$
$\rho$	Dichte	$\text{kg}/\text{m}^3$
$T$	Temperatur	$^\circ\text{C}$
$\delta_{\alpha\beta}$	Kroneker-Symbol	-
$F_L$	Lorentz-Kraft	N
$T_{\alpha\beta} \equiv \underline{\underline{T}}$	Maxwellscher Spannungstensor	$\text{Pa} = \text{J}/\text{m}^3$
$J$	Stromdichte	$\text{A}/\text{m}^2$
$B$	Induktion	$\text{T} = \text{V} \cdot \text{s}/\text{m}^2$
$\sigma$	elektrische Leitfähigkeit	$\text{S}/\text{m} = 1/(\Omega \cdot \text{m})$
$X_i$	Einzel-Datenkomponente	-
$n$	Anzahl der Einzelkomponenten	-
$\bar{X}$	Mittelwert der erhaltenen Daten	-
$S_x$	Standardabweichung der erhaltenen Werte	-
$u_{zuf}$	Messabweichung vom Mittelwert	-
$P$	Wahrscheinlichkeit	%
$t_{P,n}$	Faktor von P und n	-
$Si$	Silicium	%
$Si_{EQ}$	Siliciumäquivalent	%
$Si_{EQ}^{X_i}$	einzelne Legierungskomponente	%
$T_{Liq}^{Untereut}$	Liquidustemperatur für untereutektische Aluminiumlegierungen	$^\circ\text{C}$
$S$	Fläche	$\text{m}^2$
$z$	Abstand	m
$K$	Tangentialkraft	N
$v$	relative Geschwindigkeit	$\text{m}/\text{s}$
$\nu$	absolute (kinematische) Viskosität	$\text{m}^2/\text{s}$

---

$b$	eine Konstante, speziell für jeden Stoff	-
$R$	Gaskonstante	J/(K·mol)
$FV$	Fließvermögen	-
$\lambda$	Wärmeleitfähigkeit	W/K
$c_p$	spezifische Wärmekapazität	J/(kg·K)
$a$	Temperaturleitfähigkeit	m <sup>2</sup> /s
$K_1, K_2,$ $K_3, K_4$	Koeffizienten in den Hall-Petch-Gleichungen	MPa MPa· $\mu\text{m}^{1/2}$
$A$	Bruchdehnung	%
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze	MPa
$R_m$	Zugfestigkeit	MPa
$E$	Elastizitätsmodul	GPa
$n_f$	Verfestigungsexponent	-
$Q$	Qualitätsindex	MPa

## Verzeichnis der verwendeten Abkürzungen

AMS	Alloy Memory Structure
ACEA	Verband der europäischen Automobilhersteller, Brüssel, Belgien
NE-Metall	Nichteisenmetall
Al	Aluminium
RT	Raumtemperatur
HT	Hochtemperatur
DIN	Deutsches Institut für Normung e. V
GOST	Staatlicher Standard UdSSR
SF36	Aluminiumlegierung Silafont36
A356	Aluminiumlegierung (ähnlich zu AlSi7Mg0,3)
DAS	sekundärer Dendritenarmabstand
RMF	rotierendes Magnetfeld
EMC	elektromagnetic casting
DCC	direct-chill casting
SSM	semi-solid moulding
TA	thermische Analyse
DTA	differential thermal analysis
DSC	differential scanning calorimetry
CCA	Cooling curve analysis
CA-CCA	computer-aided cooling curve analysis
LFA	Laser-flash apparatur
TMA	thermomechanische Analyse
F	Gusszustand
WB	mit Wärmebehandlung
Z1...3	Zugprobe (Stelle 1...3)
HB	Härteprobe nach Brinell
M	metallographische Probe
REM	Rasterelektronenmikroskop

## **Abstrakt**

In der Arbeit wird der Einfluss eines elektromagnetischen Feldes auf die thermophysikalischen und gießtechnologischen Eigenschaften von Aluminiumschmelzen und deren Auswirkungen auf die Verbesserung der Qualität von Gussstücken hinsichtlich des Gussgefüges und der daraus resultierenden Festigkeitseigenschaften untersucht. Hierzu wurden Versuche mit den AlSi-Legierungen AlSi6Cu4, AlSi7Mg0,3, AlSi9Mg und AlSi10Mg sowohl im konventionellen als auch im elektromagnetisch behandelten Zustand der Schmelze durchgeführt.

Das Hauptziel der Arbeit ist es, die neu entwickelte, als AMS-Technologie (Alloy Memory Structure) bezeichnete Behandlungsmethode in der Gießproduktion für die Serienfertigung hochbeanspruchter Bauteile für den Automobilbau einzusetzen, um sowohl wirtschaftliche Parameter (Zeit, Kosten, Energie) als auch Qualitätsparameter ( wie z. B. mechanische Eigenschaften) zu verbessern.

# 1 Einleitung und Zielstellung

## 1.1 Einführung

Heute werden viele verschiedenartige Werkstoffe in der Industrie und Wirtschaft verwendet. Die Legierungen lassen sich in Eisenmetalle (Fe-Metalle) und Nichteisenmetalle (NE-Metalle) einteilen. Die Aluminiumlegierungen sind heute von großer Bedeutung für den Automobilbau. Diese Tatsache ist unter anderem auf den großen Gewichtsvorteil gegenüber den Eisen-Basis-Werkstoffen wie Stahl oder Gusseisen zurückzuführen, der zu einer Verringerung des Kraftstoffverbrauches führt. Des Weiteren lassen sich Aluminium und seine Legierungen gut bearbeiten und sind korrosionsbeständig. Aus diesem Grund haben diese Metalle eine große Verbreitung im Maschinenbau gefunden, besonders im Automobil- und Flugzeugbau.

Das Automobil und das industriell hergestellte Aluminium sind vor kurzem 100 Jahre alt geworden. In dieser Zeit entwickelte sich das Automobil zum allgegenwärtigen Symbol für Mobilität. Praktisch von Anfang an hat Aluminium das Automobil als Leichtbauwerkstoff begleitet [1]. Angesichts der heutigen und für die Zukunft geplanten Maßnahmen am Fahrzeug zur Steigerung der Sicherheit und Umweltverträglichkeit, die wie das wachsende Komfortangebot in Richtung „Mehrgewicht“ tendieren, ist der Leichtbaugedanke stets aufs Neue herausgefordert. Massen zu verringern ist dem Aluminium eine maßgeschneiderte Aufgabe.

Die Gießereiindustrie hat weltweit in letzter Zeit ein dynamisches Wachstum erlebt. Als Beispiel dient eine Statistik des Gesamtverbandes Deutschen Metallgießereien, die auf dem Bild 1 dargestellt ist [2]. Das Aufkommen an produziertem Guss ist in den letzten 10 Jahren um etwa 25 % auf 85 Mio. t gewachsen [3]. Ursachen hierfür sind die weltweit gute Konjunktur und der zunehmende Einsatz der Gusswerkstoffe in den verschiedensten Anwendungsgebieten. Bei den NE-Metallen konnte, angetrieben von den Leichtbaubestrebungen der letzten zehn Jahre, der Anteil weltweit sogar um 75 % gesteigert werden (Bild 2). Zuwächse sind in allen Regionen der Welt zu verzeichnen. Die Gussproduktion in Europa ist in den letzten Jahren ebenfalls um etwa 16 % gestiegen, was vor allem an den direkten und indirekten Lieferungen in den Export in die europäischen Wirtschaftszentren und der weiter zunehmenden Globalisierung der Weltwirtschaft liegen dürfte [3], [4].



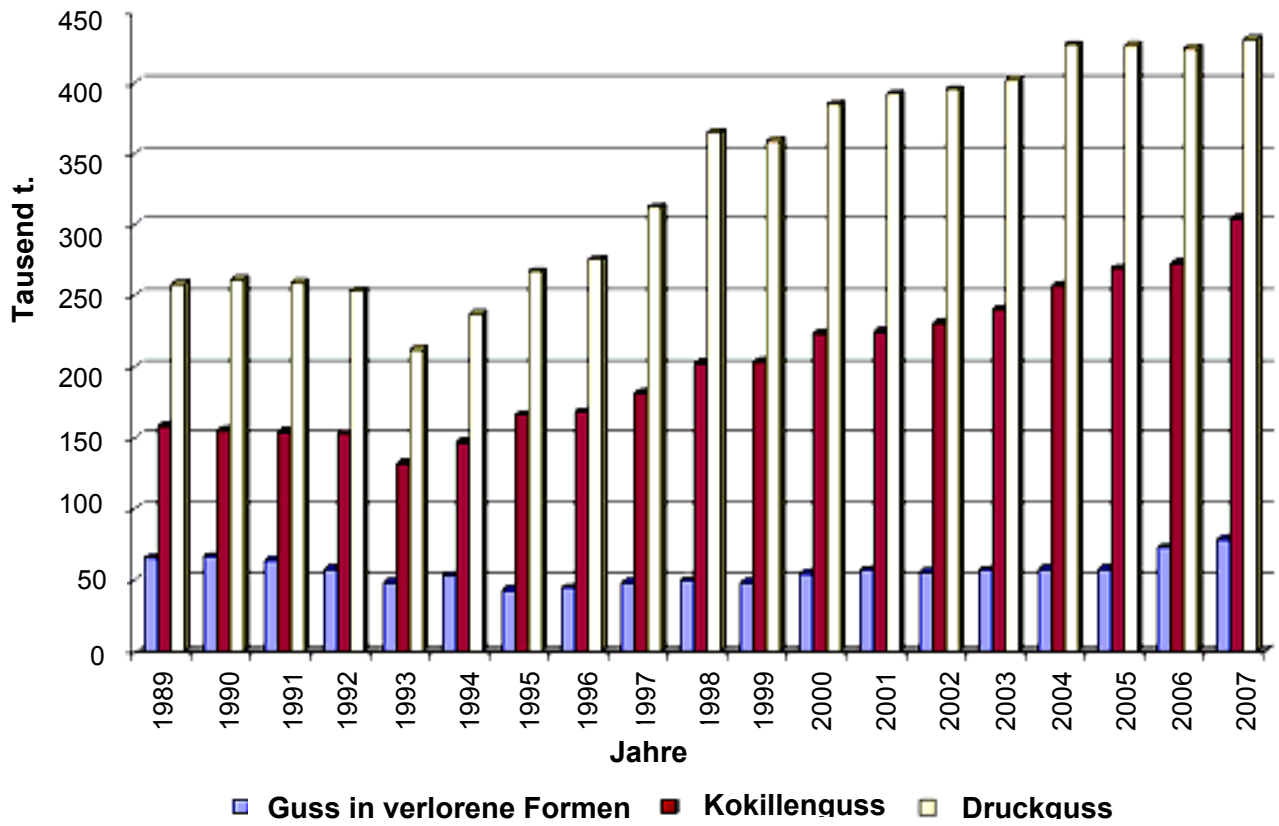


Bild 1: Jährliche Erzeugung von Leichtmetallguss nach Gießereiverfahren [2]

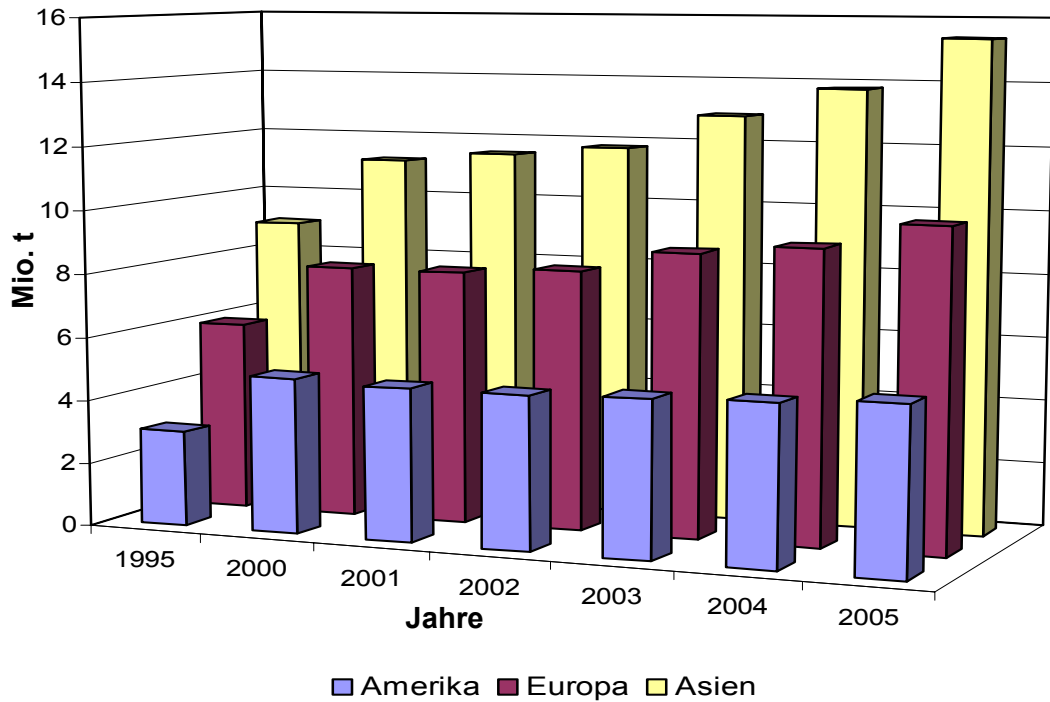


Bild 2: Entwicklung der weltweiten Produktion an Nichteisenmetallguss für Asien, Europa und Amerika [4]

Die Anforderungen an die Gussteile, die aus Aluminiumlegierungen hergestellt werden, steigen heutzutage, so entsteht auch die unbedingte Notwendigkeit, eine ganze Reihe von Eigenschaften (technologische und mechanische Eigenschaften) fortwährend zu verbessern. Fast alle technologischen und mechanischen Eigenschaften der Legierungen stehen in unmittelbarem Zusammenhang zu ihrem mikrostrukturellen Aufbau. Durch geringfügige Gefügeveränderungen können manche dieser Eigenschaften stark verändert werden [5]. Es ist bekannt, dass die Legierungen bei kleinen und homogenen Gefügen bessere Eigenschaften haben, aber viele Legierungen haben nach der Produktion grobes und großes Gefüge und somit befinden sich die Eigenschaften auf ungenügendem Niveau. Aus diesem Grund benötigt man die Überleitung neuer Technologien in die Gießereiproduktion, die erlauben, Legierungen mit voraus bestimmten Eigenschaften zu bekommen.

Zu den am meisten perspektivischen Legierungsbehandlungsverfahren gehören sowohl die Modifizierung der Legierungen, Legieren mit verschiedenen Elementen, elektroakustische, elektromagnetische Behandlung und Laser- oder Plasmastrahlung der geschmolzenen Legierungen im Schmelzungsverlauf als auch eine ganze Reihe von Verbesserungsverfahren der Eigenschaften des Gussstückes mit Hilfe von äußeren Einwirkungen, wie z.B. Wärmebehandlung oder gasodynamisches Auftragschweißen.

Es ist möglich, dass die Behandlung der Aluminiumlegierungen im flüssigen Zustand zu den perspektivischsten technologischen Verfahren zur Steigerung der voraus bestimmten Gesamtheit der Eigenschaften (mechanische, technologische und physikalisch-chemische Eigenschaften) gehört. Um das nachzuweisen, soll dies nachfolgend untersucht werden.

## **1.2 Ziele der Arbeit**

Seit Anfang der 70er Jahre wird der Einfluss des elektromagnetischen Feldes auf eine Legierung im geschmolzenen (flüssigen) Zustand vermehrt genutzt, um diese Legierung bezüglich der Festigkeitseigenschaften zu verbessern [6].

Untersuchungen der Einwirkung eines elektromagnetischen Feldes auf die Veränderung der Eigenschaften von Aluminiumlegierungen sind durch Wissenschaftler aus verschiedenen Ländern, vorrangig Ukraine, Russland und Kanada [7] bis [10], schon durchgeführt worden. Untersuchungen wurden bei verschiedenen Arten des elektro-

magnetischen Feldes durchgeführt, sowohl bei rotierenden als auch bei wandernden Magnetfeldern.

Doch es gibt kaum plausible Angaben über die verschiedenen Eigenschaften (z. B. technologische Eigenschaften, mechanische Eigenschaften, physikalisch-chemische Eigenschaften) der Aluminiumlegierungen, die durch ein elektromagnetisches Feld behandelt worden sind. In der vorliegenden Arbeit werden in diesem Zusammenhang Untersuchungen zu verschiedenen Eigenschaften und Kennwerten (z.B. Zugfestigkeit, Dehngrenze, Bruchdehnung, metallographische Kennwerte) von elektromagnetisch behandelten Aluminiumlegierungen dargestellt.

Es werden Vergleichsuntersuchungen von Eigenschaften und Kennwerten (Zugfestigkeit, Dehngrenze, Bruchdehnung, Viskosität und Gefüge) zwischen konventionellen Aluminiumlegierungen und Aluminiumlegierungen, die durch ein rotierendes elektromagnetisches Feld behandelt wurden, durchgeführt. Aus diesem Grund werden folgende Aufgaben für die Lösungen der gestellten Ziele für die weitere breitere Anwendung der Technologie der Behandlung einer Aluminiumlegierung im geschmolzenen Zustand durch ein rotierendes elektromagnetisches Feld vorgesehen:

- Durchführung einer Literatur- und Patentrecherche über den Einfluss eines elektromagnetischen Feldes auf Aluminiumgusslegierungen;
- Durchführung von Untersuchungen zum Unterschied der gießtechnologischen und physikalisch-mechanischen Eigenschaften zwischen konventionellen und durch ein elektromagnetisches Feld behandelten Aluminiumgusslegierungen;
- Auswahl der Fertigungsverfahren (Druckgießen bzw. Kokillengießen);
- Vorschlag von neuen Wegen zur Verbesserung der Festigkeitseigenschaften (Zugfestigkeit, Dehngrenze, Bruchdehnung) von aus elektromagnetisch behandelte Legierung hergestellten Gussstücken.

## 2 Stand der Technik

### 2.1 Steigende Anforderungen im Fahrzeugbau

Heutzutage verwendet man viele unterschiedliche Materialien in verschiedenen Bereichen des Maschinenbaus, insbesondere beim Fahrzeugbau. Die wichtigsten Forderungen an Materialien, die im Automobilbau verwendet werden, sind geringes Gewicht und ausreichend hohe Festigkeits- und Zähigkeitswerte, insbesondere bei höheren Temperaturen. Bei der Auswahl der verwendeten Materialien müssen ebenfalls die Korrosionsbeständigkeit und die dekorative Oberfläche des Materials berücksichtigt werden.

In [11] wird aufgezeigt, dass die Aluminiumlegierungen schon seit vielen Jahren als Konstruktionswerkstoff in vielen Branchen etabliert sind. Besonders im Fahrzeugbau zählen Aluminiumlegierungen zu den wichtigsten Werkstoffen. Die Verwendung von Aluminiumlegierungen für unterschiedliche Industriebranchen ist im Jahr 2004 im Vergleich zum Jahr 1983 gestiegen [12], wie im Bild 3 schematisch dargestellt.

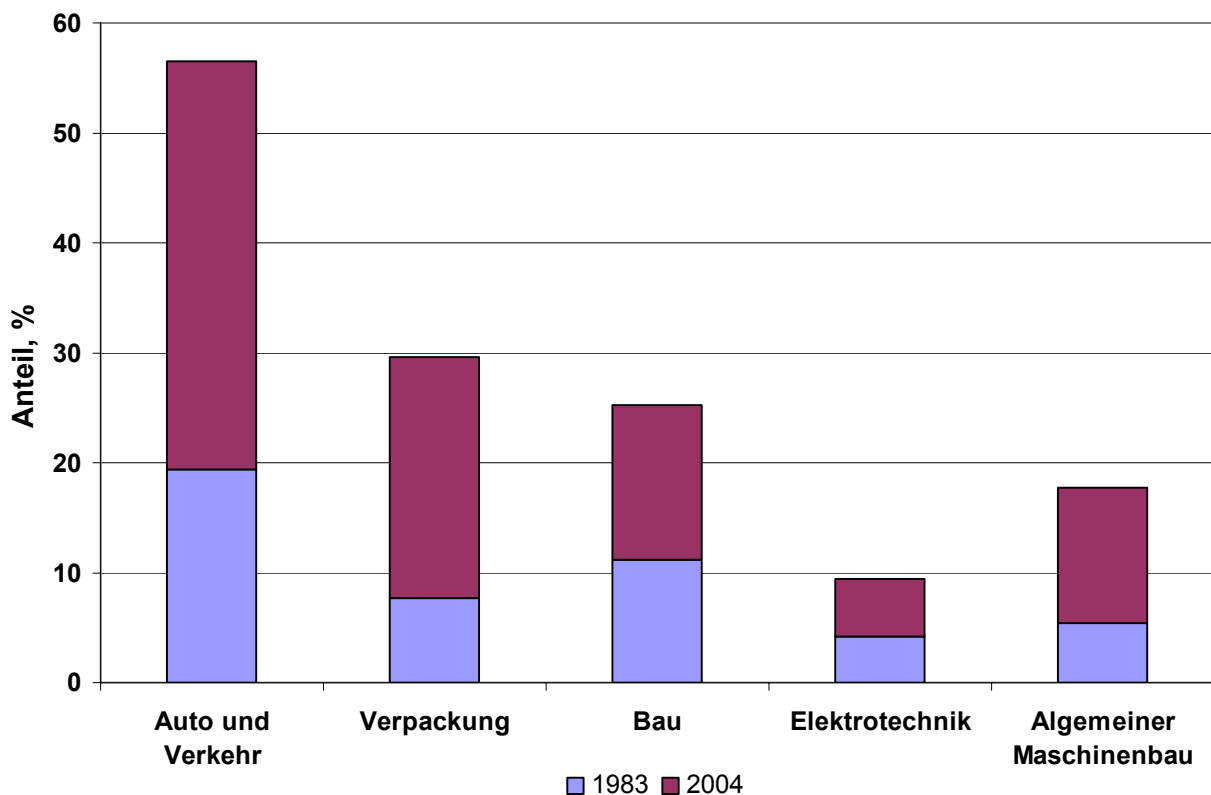


Bild 3: Verwendung von Aluminiumlegierungen in verschiedenen Branchen [12]

Der Hauptvorteil des Aluminiums und seiner Legierungen ist geringe Dichte. Die Reduzierung der Masse der Autos ist für die europäischen Automobilhersteller Hauptaufgabe, da diese den einfachsten Weg zur Erhöhung der Brennstoffwirtschaftlichkeit und der Senkung der Schadstoffemission (vor allem CO<sub>2</sub>) darstellt. Die Senkung der Masse des Autos um 100 Kilogramm (oder um 10 %) durch den Ersatz von schwereren Stoffen wie z.B. Eisenlegierungen erlaubt es, den Verbrauch von Brennstoffen um 0,6 l/100 km (oder um 6 bis 8 %) zu verringern [13].

Die Verwendung von Aluminiumlegierungen statt Eisen-Basis-Legierungen für Zwecke des Automobilbaus bringt Umweltvorteile wie die Reduzierung der CO<sub>2</sub>-Emission. Der Einsatz von 100 Kilogramm Aluminium in einem Fahrzeug kann die CO<sub>2</sub>-Emission pro Kilometer um etwa neun bis zehn Gramm reduzieren, wenn man dabei auch die Produktion von Kraftstoff berücksichtigt [13]. Die Automobilindustrie wurde im Jahr 1998 durch den ACEA verpflichtet, den CO<sub>2</sub>-Ausstoß bis zu den Jahren 2008 bzw. 2012 von derzeit ca. 180 bis 200 g/km auf 140 bzw. 120 g/km zu reduzieren [14], [15]. Dies entspricht einer 25%igen Minderung.

Außer der Reduzierung der CO<sub>2</sub>-Emission sollte auch die Abgas- und Partikelgesetzgebung berücksichtigt werden [15]. Es soll eine Minderung der Partikelemissionen um mehr als 90 % seit Einführung der Partikelgesetzgebung bis 2010 gewährleistet werden (Bild 4).

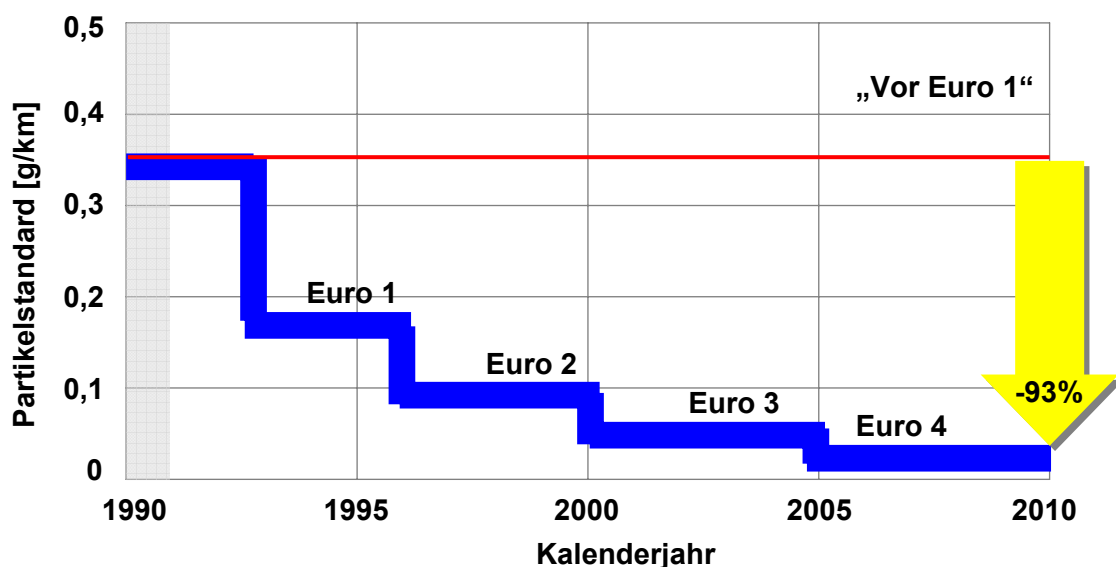


Bild 4: Reduzierung der Partikelemission seit Einführung der Partikelgesetzgebung [15]

Die steigenden Anforderungen der EU zur Erfüllung von Abgasnormen führen zu zunehmenden Motorenbelastungen. So steigen z.B. die Zünddrücke bei der Erfüllung der Abgasnorm EU5 statt EU4 von 160 bar auf 190 bis 210 bar. Dies führt zu einer höheren thermischen und mechanischen Wechselbelastung und damit zu einer reduzierten Lebensdauer der Motorteile.

Trotz ihrer Vorteile ist der Anteil der Aluminiumlegierungen für einzelne Autos noch nicht sehr groß. Nach der Prognose von „Hydro Aluminium“ (Deutschland) [13] wird 2010 der Anteil der Aluminiumlegierungen im europäischen Auto durchschnittlich 160 Kilogramm, in 2015 schon 200 Kilogramm betragen (Bild 5). Die Zunahme der Anwendung von Aluminium und Aluminiumlegierungen erlaubt, die Masse des Autos von 1400 Kilogramm zum gegenwärtigen Tag bis zu 1150 Kilogramm im Jahre 2010 herabzusetzen [16], [17]. Zum gegenwärtigen Zeitpunkt sind mehr als 80% aller Aluminiumteile, die im Auto verwendet werden, Gussstücke. Die Massenverteilung von Gussstücken im Automobil ist folgendermaßen: 61,9 % Transmission, Zylinderköpfe, Zylinderblöcke, Kolben, Kollektoren; 12 % Radiatoren; 15,7 % Radkörper; 4,6 % Aufhängungen und 2,3 % Karosserien, Stoßstangen.

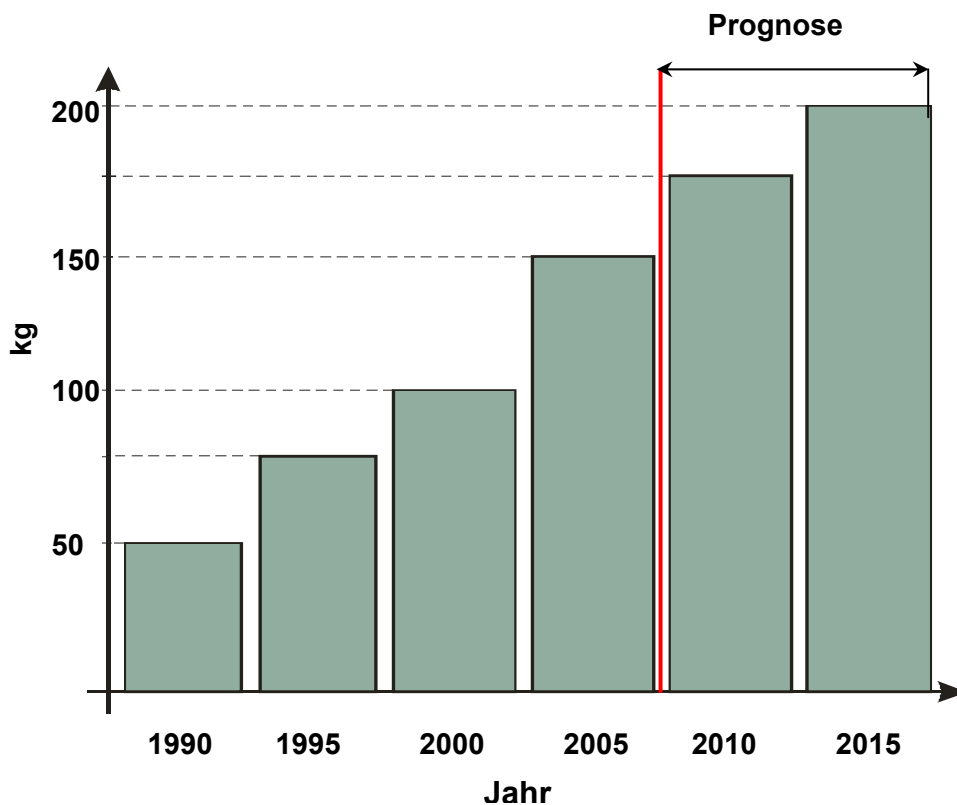


Bild 5: Verwendung von Al-Legierungen im Automobilbau [14]

Nachfolgende Untersuchungen in dieser Arbeit konzentrieren sich auf wesentliche Bestandteile im Automobilbau.

Der Zylinderkopf zählt zu den kompliziertesten Gussteilen im Kraftfahrzeug [18]. Ein- und Auslasskanäle, Hohlräume für die Motorsteuerung, das Kühlsystem und evtl. Steuerketten, Bohrungen für Schmier- und neuerdings auch Kraftstoffsystem und der obere Teil des Brennraumes müssen in einem Bauteil vereinigt werden. Dieses muss zusätzlich eine gute Wärmeleitfähigkeit, Formstabilität und eine geringe Wärmedehnung haben. Besonders beim Dieselmotor soll er hohe Drücke aushalten. Bei nassen Laufbuchsen oder bei luftgekühlten Motoren sorgt er auch noch für die nötige Spannung des Zylinders im Kurbelgehäuse.

Als Gießverfahren für Zylinderköpfe wird überwiegend der Schwerkraftkokillenguss eingesetzt, wobei sehr komplexe innere Hohlräume und Kanäle durch verlorene Kerne eingebracht werden können. Als Variante wird das Rotacast<sup>®</sup>-Verfahren, das Kernpaket-Sandgußverfahren (CPS<sup>®</sup>-Verfahren) sowie das Vollformgießen verwendet [14].

An die Gusslegierungen und Gießverfahren werden daher hohe Anforderungen gestellt, die neben den obengenannten Eigenschaften ein gutes Formfüllungsvermögen und Erstarrungsverhalten sowie eine porenarme Gussqualität gewährleisten müssen. Bis auf die geringe Wärmedehnung erfüllen Aluminiumlegierungen diese Anforderungen weitgehend.

Den Vorteilen von Aluminiumlegierungen im Automobilbau stehen auch Nachteile gegenüber [19], z.B. die schwierige Erzeugung von porenfreien Gussstücken beim Druckgießverfahren. Poren verschlechtern die mechanischen Eigenschaften, insbesondere die Schwingfestigkeit, und machen eine Wärmebehandlung unmöglich. Besonders bei höheren Temperaturen sind die mechanischen Eigenschaften (z.B. Festigkeit und Steifigkeit) von Aluminiumlegierungen deutlich schlechter als bei Eisenbasislegierungen. Geringere Festigkeit und Steifigkeit eines Werkstoffes führen zu dickeren Wandstärken in den Bauteilen, mit entsprechender Volumen- und Gewichtsvergrößerung. Der höhere Ausdehnungskoeffizient des Aluminiums stellt den Konstrukteur bei Verbindungen mit Stahlteilen vor Probleme. Die niedrige Dämpfungsfähigkeit des Aluminiums führt zu verstärkten Schallemissionen des Motors. Die niedrigere Verschleißfestigkeit von Aluminiumlegierungen erfordert das Eingießen von Gusseisenbuchsen oder zusätz-

liche Oberflächenbehandlung. Im Vergleich zu den Eisenbasislegierungen wurden die prinzipiellen Nachteile von Aluminiumlegierungen bei der Herstellung von Automobilbauteile folgendermaßen gegliedert:

- geringere Festigkeit, insbesondere bei höheren Temperaturen;
- höherer thermischer Ausdehnungskoeffizient;
- schlechteres Dämpfungsverhalten;
- geringere Verschleißfestigkeit.

Jedoch können diese Nachteile in einigen Fällen durch veränderte Konstruktionen, besonders modifizierte Legierungen und spezielle Behandlungsverfahren in gewissen Grenzen ausgeglichen werden. In dieser Arbeit wird über eine Methode der Verbesserung der Eigenschaften von Aluminiumlegierungen durch eine Behandlung dieser Legierung im geschmolzenen Zustand berichtet.

## **2.2 Häufig verwendete Aluminiumgusslegierungen und ihre wichtigsten Eigenschaften**

### **2.2.1 Aufbau von Aluminiumlegierungen**

Aluminium als Reinform wird auf Grund seiner niedrigen Festigkeitseigenschaften als Gusswerkstoff nur bei besonderen Anforderungen verwendet. Stattdessen werden heute Aluminiumlegierungen mit unterschiedlichen Legierungselementen in der Produktion eingesetzt. Die Hauptlegierungselemente sind Kupfer (Cu), Silicium (Si), Magnesium (Mg), Zink (Zn) und Mangan (Mn). In geringerem Umfang finden auch Blei, Bor, Chrom, Nickel, Titan, Wismut und Zirkonium in Aluminiumlegierungen Verwendung. Jedes dieser Elemente verbessert schon in Mengen von wenigen Prozent (oder sogar Bruchteilen davon) bestimmte Eigenschaften des Aluminiums, verschlechtert aber oft andere, so dass ein weiteres Element zugegeben wird, um die Verschlechterung wieder wettzumachen.

Zurzeit werden hauptsächlich vier Werkstoffgruppen mit Aluminium für Gießzwecke verwendet, die auf den Legierungssystemen Aluminium-Silicium, Aluminium-Magnesium, Aluminium-Kupfer und Aluminium-Zink basieren (Bild 6). Diese Legierungselemente können folgendermaßen auf die Aluminiumlegierung einwirken:

- Kupfer (Cu): begünstigt Aushärtbarkeit,



- Silicium (Si): Verbesserung der Gießbarkeit,
- Magnesium (Mg): Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung,
- Zink (Zn): festigkeitserhöhend in Verbindung mit Mg.

Die Werkstoffgruppe der Al-Si-Legierungen hat den weitaus größten Produktionsanteil der Al-Legierungen. Zu dieser Gruppe gehören außer eigentlichen Al-Si-Legierungen auch die Al-Si-Mg-Legierungen und die Al-Si-Cu-Legierungen (Bild 6). In diesen spielt das Silicium die Rolle eines Hauptlegierungselementes. Die günstigsten Gieß Eigenschaften weisen die Legierungen mit einem Siliciumanteil von 5 bis 20% auf.

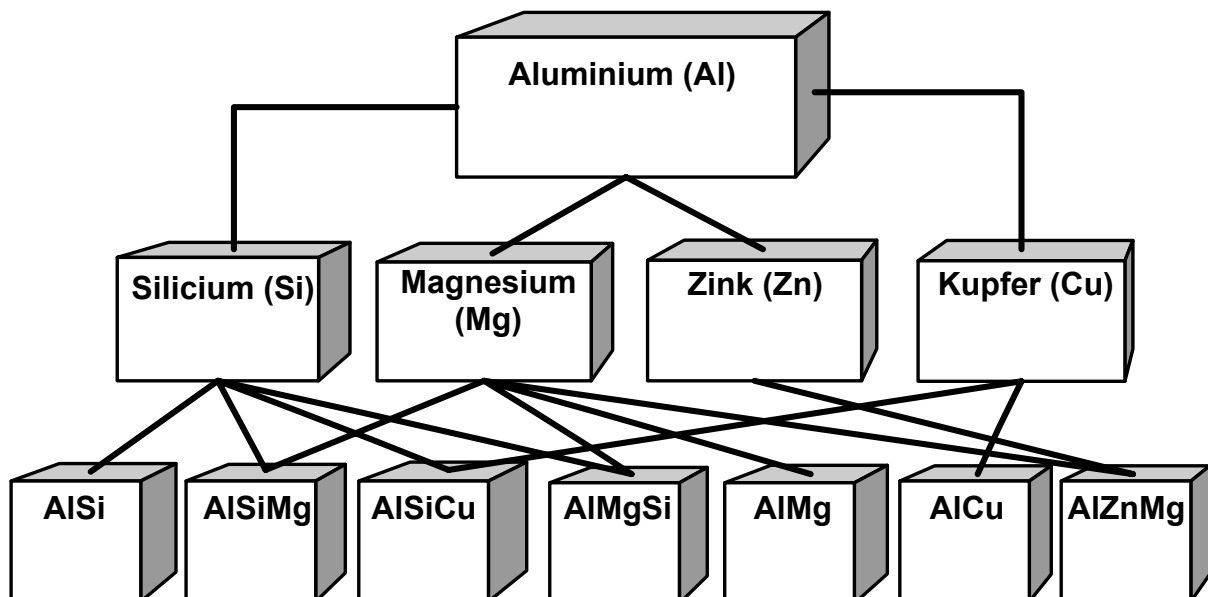


Bild 6: Übersicht der Aluminiumgusslegierungen

Der Konzentrationsbereich für das Hauptlegierungselement reicht von 2 bis über 20 % für die Gesamtheit der Legierungsgruppen. Der eutektische Punkt liegt bei 12,6 Gewichtsprozenten des Siliciums und einer Temperatur von 577 °C. Die Legierungen liegen damit im untereutektischen, eutektischen und übereutektischen Bereich des Zweistoffsystems Al-Si (Bild 7). Die zugehörigen Gefüge sind durch Primärkristalle des Aluminium-Mischkristalles oder des Siliciums und durch das Eutektikum charakterisiert (Bild 8). Die untereutektischen Legierungen sind gekennzeichnet durch das Al-Si-Eutektikum und die primären  $\alpha$ -Al-Mischkristalle. Übereutektische Legierungen werden durch grobe primäre  $\beta$ -Si-Mischkristalle und das Eutektikum charakterisiert.

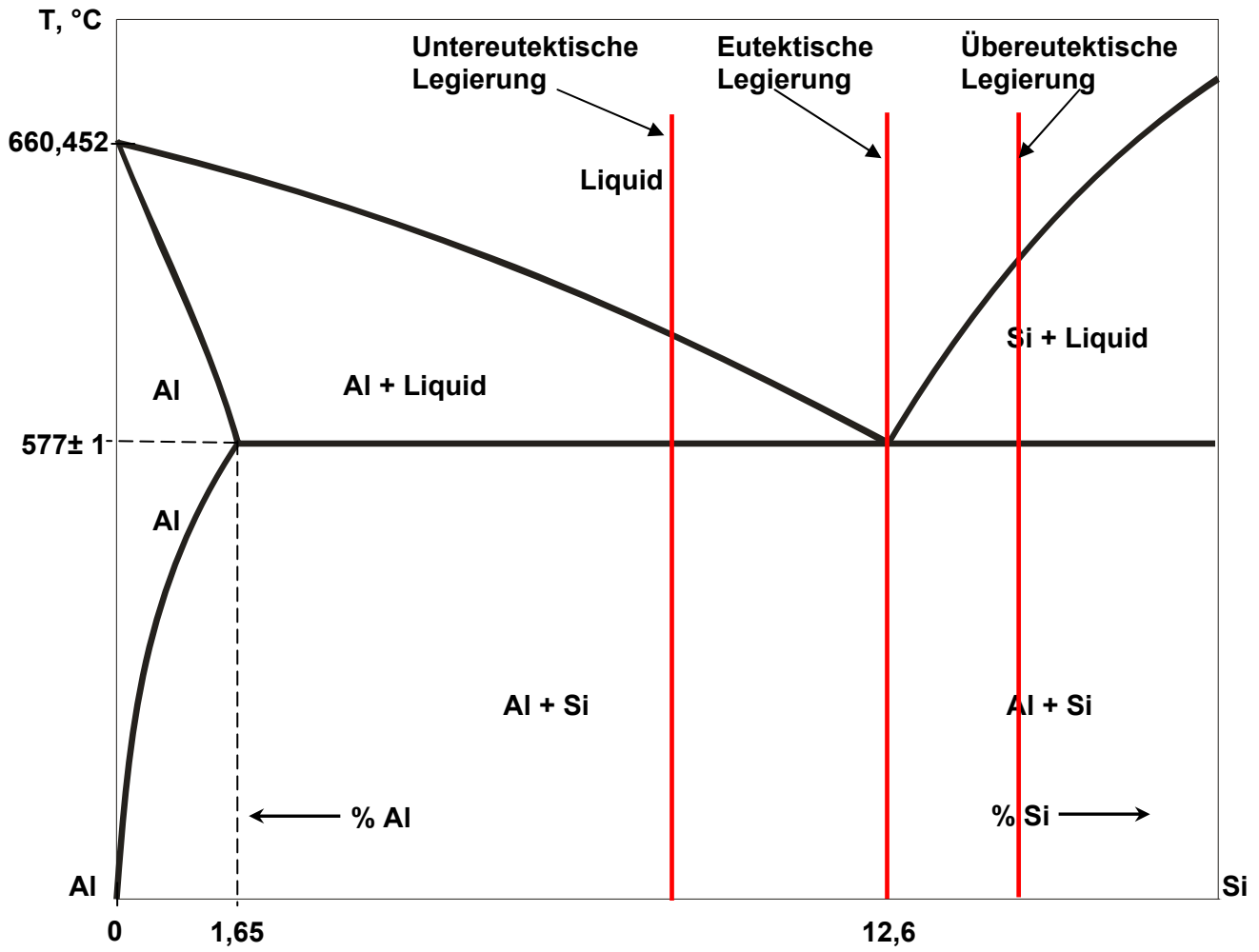


Bild 7: Phasendiagramm Al-Si

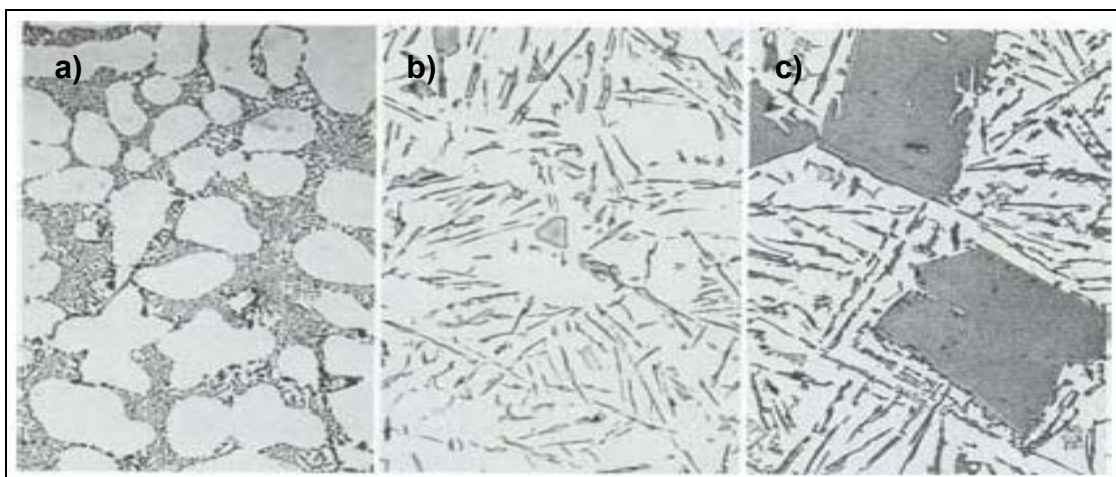


Bild 8: Gefüge von Al-Si-Legierungen, a) untereutektisch; b) eutektisch; c) übereutektisch

## 2.2.2 Erstarrung von Aluminiumlegierungen

Die Erstarrung der Schmelze ist ein Kristallisationsprozess, bei dem das Gefüge entsteht. Während der Erstarrung aus der Schmelze können metallische Kristalle oder Kristallaggregate (z.B. eutektische Körner) vielfältige Formen annehmen. Die Beschreibung der Gestalt wachsender Kristalle ist Aufgabe der Erstarrungsmorphologie. Zwischen der Erstarrungsmorphologie und den Gießseigenschaften sind grundlegende Zusammenhänge herausgearbeitet worden, so dass bei Kenntnis des Erstarrungsablaufs einer Legierung vielfach zuverlässig auf ihr gießtechnisches Verhalten in der Praxis geschlossen werden kann [20], [21].

Die Kristalle in der Schmelze können sich auf zwei verschiedene Arten bilden: an der Formwand (exogen) oder im Inneren der Schmelze (endogen). Diese zwei Erstarrungsarten lassen sich noch in fünf Gruppen unterteilen (Bild 9).

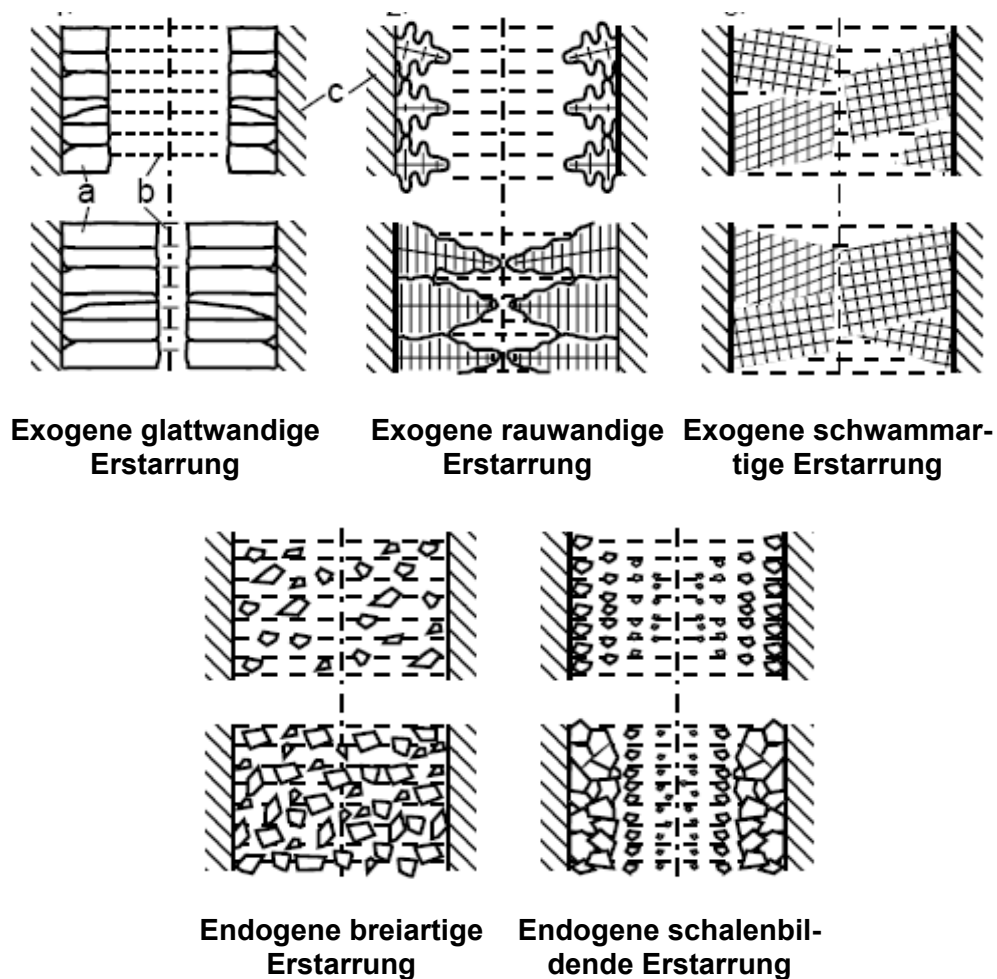


Bild 9: Erstarrungstypen: a – fest; b – flüssig; c – Formwand [22]

## Exogene Erstarrungstypen

- *Glattwandige Erstarrung:* Bei der glattwandigen Erstarrung wachsen exogen-kompakte Kristalle zur Mitte des Gusskörpers. Die Grenzfläche der nebeneinander wachsenden Kristalle ist glatt ausgebildet. Die Erstarrung ist beendet, wenn die Kristallfronten in der Mitte des Gusskörpers zusammenstoßen.
- *Rauwandige Erstarrung:* Exogendendritische Kristalle wachsen nebeneinander vom Rand zur Mitte des Gusskörpers. Die Grenzfläche zwischen Kristallen und Schmelze ist zerklüftet und aufgeraut. Auch hier ist der Zusammenstoß der Kristalle in der Mitte das Ende der Erstarrung.
- *Schwammartige Erstarrung:* Exogene Dendriten, die vielfältig gegliedert sind und viele Seitenäste haben, durchziehen die Schmelze wie ein Netzwerk, dessen Zwischenräume von der Schmelze ausgefüllt werden (Schwamm). Im Verlauf der Erstarrung werden die Dendritenäste zunehmend dicker. Die Erstarrung ist beendet, wenn die Schmelze zwischen ihnen aufgezehrt ist.

## Endogene Erstarrungstypen

- *Breiarartige Erstarrung:* Endogene, kompakt oder dendritisch ausgebildete Kristalle wachsen an verschiedenen Punkten radial in der Schmelze. Das Gemenge aus Schmelze und fester Phase ähnelt in etwa einem Brei, der mit fortschreitender Erstarrung immer steifer wird. Die Erstarrung ist beendet, wenn die einzelnen Kristalle zusammenstoßen und die Schmelze zwischen ihnen aufgezehrt ist.
- *Schalenbildende Erstarrung:* Endogene Kristalle, kompakt oder dendritisch ausgebildet, wachsen in der Schmelze, wobei die Korngrößen in Richtung auf das Innere des Gußkörpers abfallen. Die geringe Beweglichkeit der Kristalle in den Randbereichen des erstarrenden Gußkörpers im Gegensatz zur Mitte führt zur Bildung einer Schale mit einer gewissen Widerstandskraft.

Außer den obengenannten Erstarrungstypen gibt es auch Übergangsformen von allen diesen Typen. So kann ein Gusswerkstoff bei der Erstarrung auch mehrere Erstarrungstypen durchlaufen. Insbesondere bei untereutektischen Legierungen sind Primärkristallisation und anschließende eutektische Kristallisation in der Regel verschiedenen Erstarrungstypen zuzuordnen [21].

Die Ausbildung von verschiedenen Erstarrungstypen wird von der Metallzusammensetzung und Abkühlungsgeschwindigkeit wesentlich beeinflusst. Eine Erhöhung des Legierungsgehalts kann die Erstarrung über den rauwandigen zum schwamm- oder breiartigen Typ verschieben. Durch die Erhöhung der Abkühlungsgeschwindigkeit kann eine schwammartige Erstarrung zur rauwandigen, eine rauwandige Erstarrung zur glattwandigen verschoben werden. Eine schnellere Abkühlungsgeschwindigkeit bei endogenen Erstarrungstypen führt zur Bildung der schalenbildenden Erstarrung. Durch eine Behandlung der Schmelze kann eine endogene Erstarrung bevorzugt werden, dabei entsteht oft ein feinkörniger breiartiger Erstarrungstyp.

Ein Beispiel der verschiedenen Erstarrungstypen des reinen Aluminiums und seiner Legierungen ist in der Tabelle 1 beim Kokillenguss und beim Guss in verlorene Formen dargestellt.

Tabelle 1: Erstarrungsmorphologie von Aluminiumlegierungen [23]

<b>Erstarrungsmorphologie</b>		
<b>Werkstoff</b>	<b>Dauerformen</b>	<b>Verlorene Formen</b>
Al 99,99	glattwandig	glattwandig
Al 99,9	glattwandig	rauwandig
Al 99,8	glattwandig	schwammartig
AlSi 5	schwamm-/ breiartig	breiartig
AlSi 9	schwamm-/ breiartig	breiartig
AlSi 12	rauwandig bis endogenscha- lenbildend	breiartig bis endogenscha- lenbildend
AlSi 12 veredelt	glattwandig	glattwandig
AlMg 3	rauwandig	schwammartig
AlMg 5	rauwandig bis breiartig	schwamm-/ breiartig
AlMg 10	endogen- schalenbildend	breiartig
AlCu 4	rauwandig	breiartig

Der Erstarrungsprozess wird in der Regel durch die Technologie der thermischen Analyse bestimmt. Dabei wird der Temperaturablauf bei der Abkühlung einer Schmelze bis zu endgültiger Erstarrung durch eine Abkühlungskurve ermittelt. Über diese Methode wird weiter unten noch berichtet.

### 2.2.3 Wichtige Eigenschaften von Aluminiumlegierungen

Aluminiumlegierungen haben wegen einer Reihe von vorteilhaften Eigenschaften eine besondere Bedeutung auf vielen Gebieten der Technik erlangt. Diese Eigenschaften, die Aluminium in vielen Fällen zum geeignetsten und wirtschaftlichsten Werkstoff machen, sind vor allem [24]:

- **Geringe Dichte:** Die Dichte beträgt mit 2,6 bis 2,8 g/cm<sup>3</sup> (für Reinaluminium 2,7 g/cm<sup>3</sup>) etwa ein Drittel der Dichte von Stahl. Noch günstiger ist das Verhältnis gegenüber den Schwermetallen.

Aus der niedrigen Dichte ergeben sich wesentliche Masseverringerungen bei mobilen Konstruktionen, wie Luft-, Land-, und Wasserfahrzeugen und Fördermitteln sowie bei häufig auszuwechselnden und zu transportierenden Teilen. Die mögliche Herabsetzung von Massenkräften führt zu Energieeinsparungen und zu günstigen Betriebs- und Unterhaltskosten.

- **Günstige Festigkeitseigenschaften:** Für die verschiedenartigsten Anwendungen stehen genormte Aluminiumwerkstoffe mit optimalen Festigkeitseigenschaften (z. B. Zugfestigkeiten von etwa von 60 bis etwa 530 N/mm<sup>2</sup>) zur Verfügung. Unter Berücksichtigung der anderen Eigenschaften können für fast alle Anwendungsgebiete Lösungen gefunden werden.

- **Gute chemische, Witterungs- und Seewasserbeständigkeit:** Rein- und Reinstaluminium und die kupferfreien Legierungen sind gegen sehr viele Medien beständig. Kupferfreie Aluminiumwerkstoffe werden deshalb in großen Umfang im Fahrzeugbau, im Bauwesen, in der chemischen Industrie, der Nahrungs- und Genussmittelindustrie, im Schiffbau und auf anderen Gebieten verwendet. Bei Beanspruchung durch Seewasser und Seeluft oder leicht alkalische Medien haben sich dagegen AlMg- und AlMgMn- Werkstoffe hervorragend bewährt. Durch zusätzlichen Oberflächenschutz kann die Beständigkeit weiter verbessert werden.

- **Gute Spanbarkeit:** Aluminiumwerkstoffe sind gut spanbar, besonders die speziellen Automatenwerkstoffe. Wegen der möglichen hohen Schnittgeschwindigkeiten ergeben sich durchweg kurze Bearbeitungszeiten.
- **Gute Eignung für Verbindungsarbeiten:** Alle üblichen Verfahren zum Stoffverbinden sind bei Aluminiumwerkstoffen anwendbar. Schmelzschweißen erfolgt meist im Schutzgasschweißverfahren, Kleb- und Klemmverbindungen haben eine große Bedeutung.
- **Vielseitige Oberflächenbehandelbarkeit:** Aluminiumwerkstoffe erlauben die Anwendung einer Vielzahl allgemeiner oder werkstoffspezifischer Verfahren zum Erzielen dekorativer Wirkungen, erhöhter Beständigkeit, verbesserter Oberflächenhärte, Abriebfestigkeit, usw.
- **Funkenfreiheit, Unbrennbarkeit:** Aluminiumwerkstoffe ergeben normalerweise keine Schlagfunken und sind unbrennbar, auch ihre Späne brennen nicht. Lediglich feinste Aluminiumteilchen können, wie andere Stäube auch, unter bestimmten Voraussetzungen spontan oxidieren und damit explodieren.
- **Hohe elektrische Leitfähigkeit:** Alle Aluminiumwerkstoffe weisen eine hohe elektrische Leitfähigkeit auf. Für elektrische Leiter werden Reinaluminium und AlMgSi-Werkstoffe in großem Umfang verwendet.
- **Hohe Wärmeleitfähigkeit:** Die Wärmeleitfähigkeit genormter Aluminiumwerkstoffe liegt im Bereich von 80 bis 230 W/m·K. Die gute Wärmeleitfähigkeit wird z.B. bei Kolben, Zylindern und Zylinderköpfen für Verbrennungsmotoren und Verdichter sowie bei Wärmeaustauschern aller Art für viele Anwendungsgebiete vorteilhaft ausgenutzt.
- **Niedriger Schmelzpunkt:** Mit 660 °C niedrig im Vergleich zu Eisenwerkstoffen (um 1500 °C), wirkt sich energiesparend beim Schmelzen und Umschmelzen (zum Recycling) aus.
- **Günstiges Verhalten nach radioaktiver Bestrahlung:** Die Halbwertszeit von Aluminium nach radioaktiver Bestrahlung liegt besonders niedrig.
- **Gesundheitliche Unbedenklichkeit:** Das Element Aluminium und alle genormten Aluminiumwerkstoffe sind ungiftig. Aluminiumprodukte sind leicht zu reinigen, sterilisierbar und erfüllen alle hygienischen und antitoxischen Anforderungen.

Die gießtechnisch nutzbaren Al-Legierungen haben wegen erhöhter Gehalte von Legierungselementen wie Silicium und Kupfer ein überwiegend heterogenes Gefüge, und damit unterschiedliche Eigenschaften, die sie für unterschiedliche Anwendungen prädestinieren. Wichtige Eigenschaftsgruppen für den Einsatz im Automobilbau sind (Bild 10):

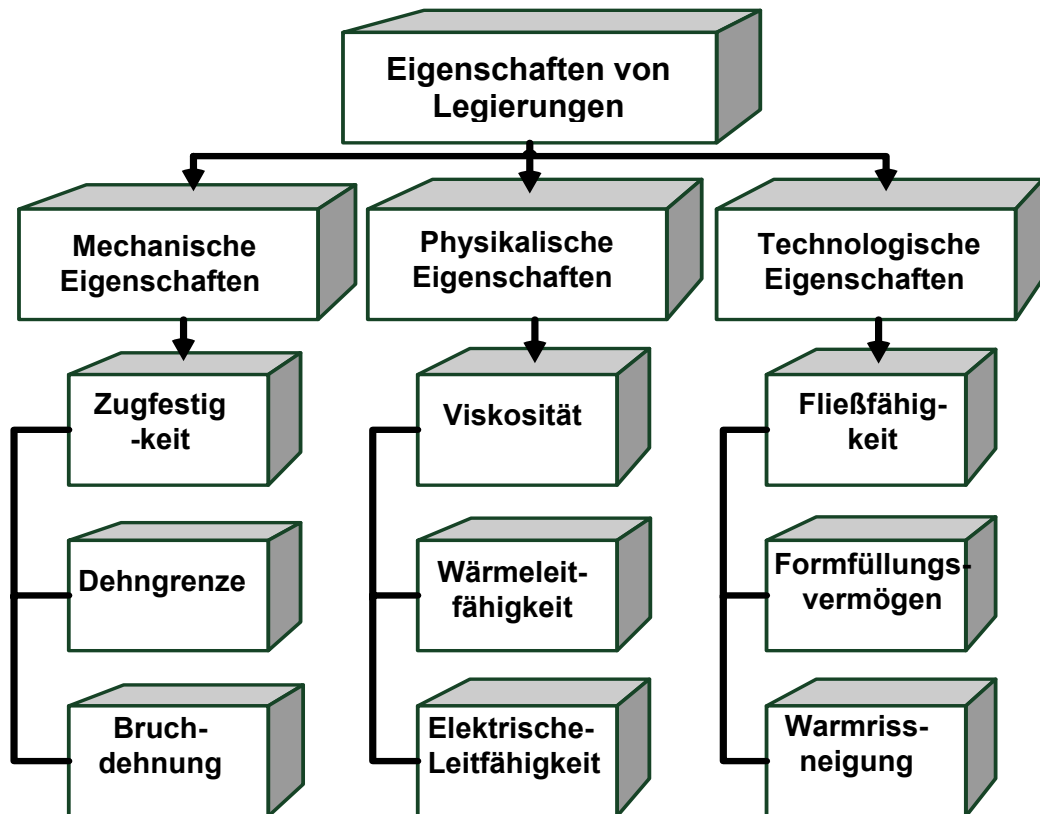


Bild 10: Schema der wichtigsten Eigenschaften von Legierungen

- Mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur (RT) und hohen Temperatur (HT) (z.B. Dehngrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung),
- physikalische Eigenschaften (z.B. Viskosität, Wärmeleitfähigkeit, elektrische Leitfähigkeit),
- technologische Eigenschaften (z.B. Fließvermögen, Formfüllungsvermögen, Lunkerneigung, Warmrissneigung).

Die mechanischen Eigenschaften der Legierung beschreiben das Verhalten dieser Legierung unter einer anliegenden Spannung. Bei vielen Anwendungen ist es erforderlich, dass die Legierung einer Spannung oder einer schlagartigen Belastung ohne übermäßigen Bruch oder Verformung standhalten kann.



Die physikalischen Eigenschaften der Legierung schließen die Dichte und die elektrischen und die thermischen Eigenschaften ein. Diese reflektieren hauptsächlich das Verhalten auf der atomaren- oder subatomaren Ebene, anders als die mechanischen Eigenschaften, die normalerweise von Mikrogefüge-Eigenschaften abhängen [25].

Die technologischen Eigenschaften beschreiben das Verhalten der Legierung beim Gießen und während der Erstarrung. Von diesen Eigenschaften hängt es ab, ob die Gussstücke fehlerhaft (z. B. Lunker, Poren) oder fehlerfrei sein werden.

Die technologischen und die mechanischen Eigenschaften der Legierungen (z.B. Zugfestigkeit, Dehngrenze, Lebensdauer) hängen unmittelbar von ihrem mikrostrukturellen Aufbau ab, der wiederum von den Erstarrungsbedingungen (z.B. Abkühlungsgeschwindigkeit, Kornfeinung, Veredelung, physikalische Schmelzebehandlung) beeinflusst wird. Durch geringfügige Gefügeveränderungen können diese Eigenschaften stark verändert werden.

Die meisten Eigenschaften lassen sich gezielt beeinflussen, z.B. durch Legieren oder Schmelzebehandlung bzw. Wärmebehandlung. Dabei muss jedoch in Kauf genommen werden, dass sich durch Verbesserung einer bestimmten Eigenschaft eine oder mehrere andere verschlechtern [21].

Die Eigenschaften der Aluminiumlegierungen werden durch die chemische Zusammensetzung von Aluminiumlegierungen beeinflusst, die in der DIN EN-1706 [26] genannt sind. Die empfohlene chemische Zusammensetzung für einige Aluminiumgusslegierungen, die im Mittelpunkt der vorliegenden Arbeit stehen, ist in Tabelle 2 dargestellt.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung von Aluminium Legierungen (Auswahl)

Legierung	Si, %	Fe, %	Cu, %	Mn, %	Mg, %	Zn, %	Ti, %
EN AC-AISi7Mg0,3 (A356)	6,5 - 7,5	0 - 0,19	0 - 0,05	0 - 0,1	0,25 - 0,45	0 - 0,07	0,8 - 0,25
EN AC-AISi9Mg (SF36)	9 - 10	0 - 0,19	0 - 0,05	0 - 0,1	0,25 - 0,45	0 - 0,07	0 - 0,15
EN AC-AISi10Mg	9 - 11	0 - 0,55	0 - 0,05	0 - 0,1	0 - 0,45	0 - 0,10	0 - 0,15
<b>Rest Al, Andere Beimengungen: einzeln 0,03, insgesamt 0,10</b>							

### 2.3 Einordnung der Behandlungsverfahren von Aluminiumlegierungen

Zurzeit werden unterschiedliche Arten und Verfahren zur Behandlung von Legierungen in flüssigem Zustand [27], [28] angewendet. Hierzu gehören vor allem Kornfeinung und Veredelung der Schmelze. Daneben werden Bestrahlungen des flüssigen Metalls mit Plasmastrahl, Laserbestrahlung der Schmelze, eine Behandlung des flüssigen Metalls in einem elektromagnetischen Feld (Bild 11) angewendet, um das Gefüge zu beeinflussen und dadurch die Eigenschaften der Legierungen zu verbessern.

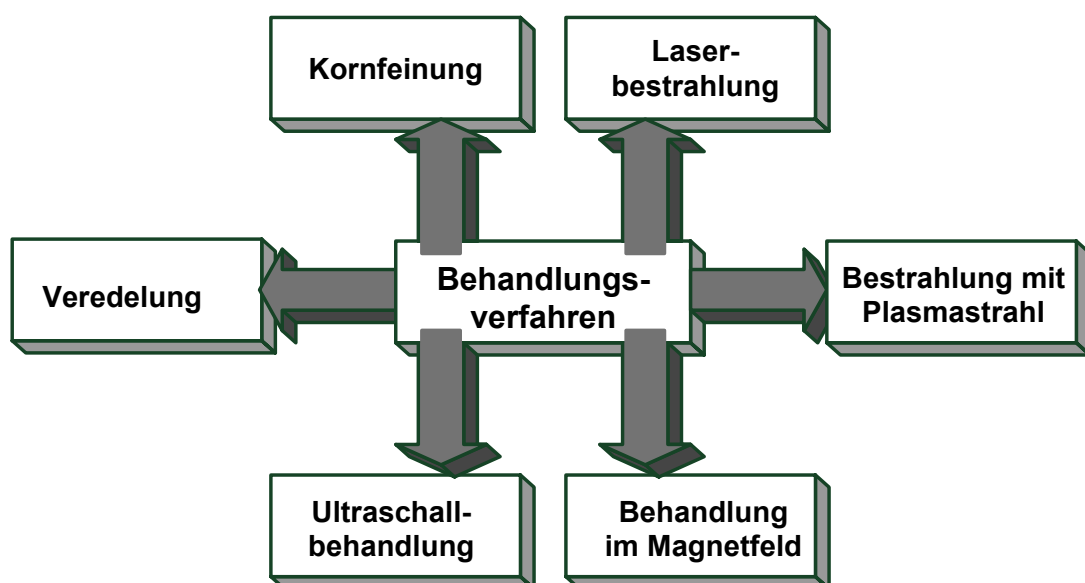


Bild 11: Schema der Behandlungsverfahren von Aluminiumlegierungen

### 2.3.1 Veredelung der Aluminiumlegierungen

Die Veredelung von Aluminiumlegierungen wurde im Jahre 1921 durch Pacz [29] entdeckt. Heutzutage versteht man unter Veredelung eine gezielte Schmelzebehandlungsmaßnahme durch Zugabe von Alkali- oder Erdalkalielementen zur Einstellung eines feinfaserigen eutektischen Siliciums im Gussgefüge, wodurch die mechanischen Eigenschaften (insbesondere die Bruchdehnung) sowie in manchen Fällen die Gießeigenschaften verbessert werden können [30] bis [32]. Die Veredelung der Legierung unterscheidet sich vom Mikrolegieren durch die Möglichkeit der Vergrößerung des Zusatzes. Bei der Veredelung ist eine Erhöhung des Zusatzes entweder nicht effektiv oder schädlich (Überveredelung).

Ein ähnlicher Effekt wie die Veredelung kann bei einigen physikalischen Methoden durch Einwirkung auf das flüssige Metall, z.B. durch Ultraschallbehandlung oder Behandlung mit einem elektromagnetischen Feld bzw. als Kombination von physikalischen und chemischen Verfahren erzielt werden [31].

Die Veredelung wird nur für untereutektische und eutektische Al-Siliciumlegierungen durchgeführt. Folgende Einteilung der Ausbildung des Eutektikums der Aluminium-Silicium-Legierungen sind möglich: "lamellar", "körnig" und "veredelt" (siehe Bild 12). In der Praxis treten vielfach Übergangsstufen auf. Das lamellare Gefüge zeigt gute Festigkeitseigenschaften, aber verschlechtert die Gießbarkeit der Legierung, weil es zu einer starken Makrolunkerung führt. Das körnige Gefüge ergibt ein besseres Fließverhalten, aber verschlechtert die mechanische Eigenschaften, insbesondere die Dehnungswerte. Das veredelte Gefüge zeichnet sich durch ein sehr feines Eutektikum aus, in dem Silicium in fein ausgebildeter und abgerundeter Form vorhanden ist. Durch diese Ausbildungsform werden die Dehnungseigenschaften wesentlich verbessert. Positiv wirkt sich die Veredelung auf die Gießeigenschaften der Legierung aus, da durch die Ausbildung einer tragfähigen Randschale bei der Erstarrung das Lunkerverhalten, das Warmrissverhalten und die Speisungseigenschaften erheblich verbessert werden können [32], [33].

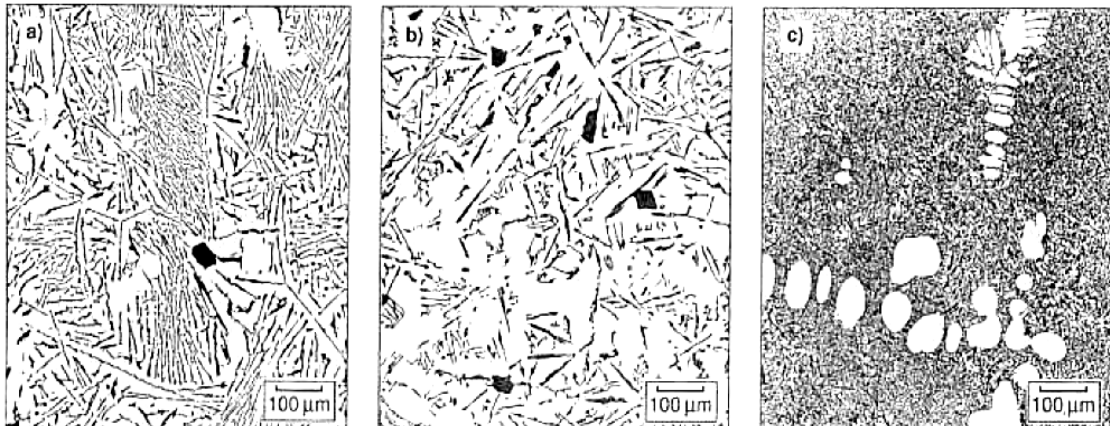


Bild 12: Verschiedene Gefügetypen des Eutektikums der Aluminium-Silicium-Legierungen (a – lamellar; b – körnig; c – veredelt)

Wie schon oben genannt wurde, ist die übermäßige Veredelung (sog. Überveredelung) nicht effektiv und schädlich. Die Überveredelung von Al-Legierungen hat ihre Ursache einmal in den zu hohen Zugabemengen oder in einer zu konzentrierten Zugabe und einer langsamen Verteilung der Veredelungsmittel in der Schmelze, wobei eine lokale Überveredelung entsteht, die durch schnelles Verteilen des Veredelungsmittel im gesamten Schmelzevolumen vermeidbar ist. Die Überveredelung durch Natrium gibt eine äußerst schlechte Schmelzequalität und fehlerhaften Guss. Die Überveredelung durch Strontium hat dagegen wenig Einfluss auf die Schmelze- und Gussqualität [34]. Durch Überveredelung entstehen im Gefüge Restschmelzebänder entlang der eutektischen Körner, in denen sich sowohl Eisen- und Titannadeln als auch intermetallischen Phasen befinden (Bild 13).

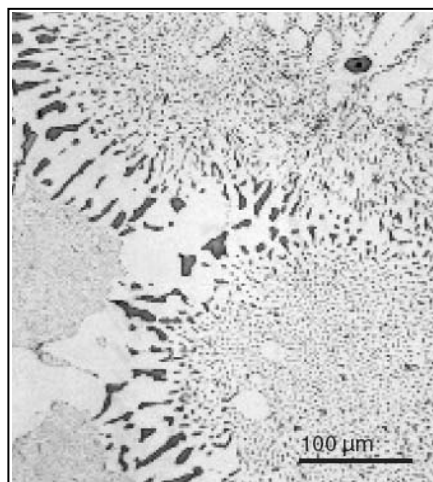


Bild 13: Überveredeltes Eutektikum einer Aluminiumlegierung

Als Veredelungsmittel für Aluminiumlegierungen stehen hauptsächlich Strontium (Sr) und Natrium (Na) zur Verfügung [35] bis [37]. Natrium war das erste zur Veredelung praktisch verwendete Element. Na reagiert sehr schnell, jedoch ist seine Zugabe in der richtigen Menge relativ schwierig. Die veredelnde Wirkung klingt zudem rasch ab. Im Unterschied dazu ist ein Zusatz von Strontium leichter zu beherrschen. Die Wirkung bleibt über eine längere Zeit erhalten [38]. Strontium wird daher heute im großen Umfang eingesetzt. Außer Sr und Na können sich auch Zusätze von Magnesium und Phosphor teilweise auf die Veredelung des Gefüges auswirken [39], [40].

Über die Veredelung des eutektischen Siliciums mit Natrium bzw. Strontium gibt es heutzutage zahlreiche Veröffentlichungen. Die Mechanismen der Veredelung sind jedoch bis heute nicht restlos geklärt. Die derzeit am häufigsten vertretenen Theorien basieren auf der Beeinflussung der Keimbildung des Siliciums bzw. des Kristallwachstums [41], [42].

Die Beeinflussung der Keimbildung des Siliciums stützt sich auf die Annahme einer kugelförmigen Ausscheidung des Siliciums bei der Natriumveredelung. Dadurch wird die Keimbildung des Siliciums durch das Natrium gehemmt [42].

Die Theorie der Beeinflussung des Kristallwachstums kann auch durch andere Theorien beschreiben werden. Das Kristallwachstum wird entweder durch eine Veränderung der Wachstumskinetik des Siliciums (sog. kinetischer Effekt) oder durch die Vergiftung der Wachstumsflächen des Siliciums (sog. Grenzflächeneffekt) beeinflusst [41], [42].

Die Veredelung von Legierungen ist eine chemische Behandlungsmethode und benötigt wie alle chemischen Methoden ein spezielles chemisches Mittel (flüssig oder fest), womit eine Verunreinigung nach der Behandlung der Legierungen verursacht werden kann. Als Folge führt dies zur Senkung der Qualität von Gussstücken. Eben deshalb muss eine ständige Kontrolle während der Veredelung gewährleistet sein.

### **2.3.2 Kornfeinung der Aluminiumlegierungen**

Die Erstarrung vieler Aluminiumlegierungen fängt mit der Bildung von aluminiumreichen dendritischen oder globulitischen Kristallformen an. Am Anfang sind diese Kristallformen mit flüssiger Restschmelze umgeben und wachsen, bis sie an das Nachbarkorn oder an die Formwand anstoßen [30]. Aus gießtechnischen und mechanischen Grün-

den sowie aus Gründen der chemischen Beständigkeit ist es nötig, die Größe dieser Körner möglichst gleichmäßig und so fein wie möglich zu bekommen. Die Kornfeinung der Legierungen ist ein Schmelzebehandlungsverfahren, um den Keimzustand einer Schmelze so zu beeinflussen, dass sich bei der Erstarrung der Schmelze ein körniges und globulitisches Gefüge bildet [43] bis [45]. Die Kornfeinung wirkt sich auf die technologischen und mechanischen Eigenschaften (Verbesserung der Gießbarkeit, Steigerung von Festigkeit und Dehnung) aus [20], [46]. Durch die Zugabe von Kornfeinungsmitteln wird eine größere Widerstandsfähigkeit gegen Warmrissbildung sowie eine Reduzierung des Auftretens von Porosität und Lunkern erreicht [33].

Als Kornfeinungsmittel stehen einige der Übergangselemente, z.B. Titan, Zirkon, Niob zur Verfügung. In der Praxis wird die Kornfeinung hauptsächlich durch Zugabe von Titan und/oder Bor (AlTi/B-Vorlegierung) durchgeführt [20], [43]. Jedoch haben auch AlTiC-Vorlegierungen eine gute Kornfeinungswirkung. Die zahlreichen Untersuchungen auf diesem Gebiet haben jedoch gezeigt, dass bei der Kornfeinung von Legierungen mit höherem Siliciumgehalt der Einsatz von AlB-Vorlegierungen sinnvoll ist [45]. Die bei der Kornfeinung verwendeten Vorlegierungen haben mikroskopische Teilchen von  $TiB_2$ ,  $TiAl_3$ , die eine heterogene Kristallisationskeimbildung [20], [47] hervorrufen können. Die kornfeinenden Übergangsmetalle weisen einige Gemeinsamkeiten auf [41]:

- Bildung von intermetallischen Verbindungen mit Aluminium des Types  $Al_3Me$ ;
- Zustandsdiagramme mit einem Peritektikum auf der Aluminiumseite;
- Die Bildung von interstitiellen Verbindungen mit Kohlenstoff des Types  $MeC$  mit kubischem oder hexagonalem Gitter, die höhere Schmelzpunkte und metallische Eigenschaften aufweisen.

Die bekannten Vorstellungen bei der Erklärung der Kornfeinungsmechanismen in Aluminiumlegierungen lassen sich folgendermaßen unterteilen [42]:

- Peritektische Theorie,
- Borid-Theorie,
- Karbid-Theorie.

Nach der „Peritektischen Theorie“ läuft die Kristallisation des  $\alpha$ -Aluminiums entsprechend der peritektischen Reaktion:

Schmelze +  $\text{Al}_3\text{Ti}$   $\longrightarrow$   $\alpha$ -Aluminium.

Die „Karbid-Theorie“ besagt, dass Titankarbid durch die Reaktion von Titan mit Restkohlenstoffgehalten in der Schmelze gebildet werden kann, oder als TiC-Partikel der Schmelze zugesetzt, feinand wirken soll [42].

Die „Borid-Theorie“ wird in zwei Theorien, die  $\text{TiB}_2$  – bzw.  $(\text{Al,Ti})\text{B}_2$ -Theorie, unterteilt. Nach der  $\text{TiB}_2$ -Theorie bilden Bor und Titan, die der Schmelze mittels AlTiB-Vorlegierungen zugesetzt werden, Titanborid, das als Keim für  $\alpha$ -Aluminium wirkt. Die  $(\text{Al,Ti})\text{B}_2$ -Theorie sagt aus, dass sich eine metastabile  $(\text{Al,Ti})\text{B}_2$ -Phase bildet, die entweder als Keimbildner wirken kann oder ,wie z.B. „Peritektische Theorie“, das Phasendiagramm verändern kann.

Neben den drei oben genannten Theorien gibt es noch modifizierte Theorien, die aus einer Kombination dieser bestehen [42].

Ein Beispiel für ein korngefeintes und ein nicht korngefeintes Gefüges zeigt Bild 14 [48].

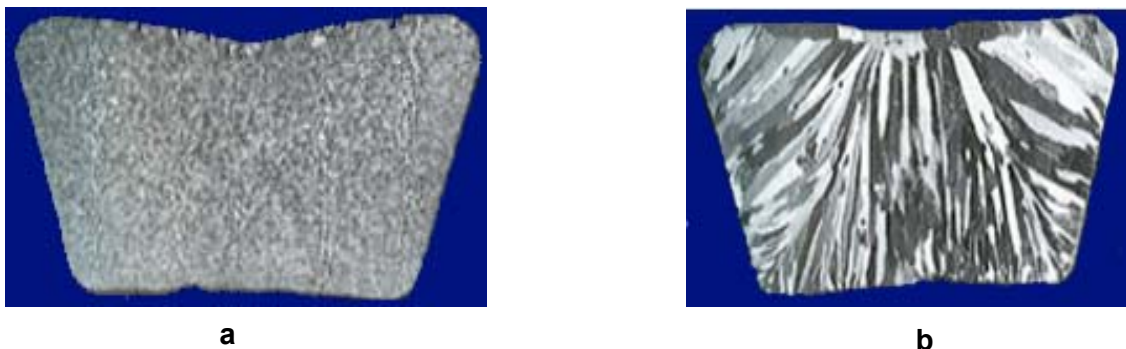


Bild 14: Gefüge von Al-Legierung a – mit, b – ohne Kornfeinung

Die Kornfeinung von Aluminiumlegierungen wie auch die Veredelung gehören zu den chemischen Behandlungsmethoden von Legierungen. Somit hängen die Reinheit der Schmelze und die Qualität von fertigen Gussstücken von der ständigen Kontrolle des Behandlungsprozesses ab. Diese ständige Kontrolle und die Verunreinigungen der Schmelze bei Vernachlässigung dieser Kontrolle müssen zu den Nachteilen der chemischen Behandlungsmethode gerechnet werden.

### 2.3.3 Weitere Behandlungsverfahren von Aluminiumlegierungen

Behandlung der Aluminiumschmelze mit Laserstrahlung bewirkt eine Veränderung des Gefüges; dabei werden die Siliciumpartikel umgestaltet und im Gefüge verteilt [49], [50].

Diese Behandlungsart kann man auf zwei Wegen durchführen:

- Behandlung der ganzen Schmelzeoberfläche mit ununterbrochener Laserstrahlung,
- Behandlung der Schmelze mit impulsartiger Laserstrahlung.

Nachteile dieser Methode sind folgende:

- sie führt zur oberflächlichen lokalen Überhitzung,
- es besteht zusätzlicher Platzbedarf.

Behandlung der Aluminiumschmelze mit einem Plasmastrahl kann den Wasserstoffgehalt und  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Anteil in Aluminiumlegierungen vermindern und somit bessere Eigenschaften (Zugfestigkeit, Bruchdehnung) bewirken [51], [52]. Bei einer derartigen Behandlung benötigt man keine speziellen Behandlungsmittel (Flussmittel). Als Nachteile dieser Behandlungsmethode seien folgende erwähnt:

- Es wird ein Plasmagas benötigt,
- ständige Abkühlung des Plasmatrons ist erforderlich,
- kostspielige Stoffe für das Plasmatron,
- führt zur oberflächlichen lokalen Überhitzung,
- zusätzlicher Platzbedarf.

Auch durch die Behandlung der Aluminiumschmelze mit einem elektromagnetischen Feld können die Eigenschaften von Aluminiumlegierungen verbessert werden [53], [54]. Man fand heraus, dass bei Einwirkung eines Magnetfeldes auf das flüssige Metall folgende Ergebnisse erwartet werden können:

- Verminderung der Dendritenbildung,
- Verbesserung der Kristallform,
- Verringerung der Korngröße.

Zu den Nachteilen dieser Behandlungsmethode zählen

- zusätzlicher Platzbedarf.



Alle obengenannten Behandlungsmethoden können den physikalischen Behandlungsmethoden zugerechnet werden. Als Nachteile aller physikalischen Methoden sind folgende zu nennen:

- Man benötigt spezielle Einrichtungen sowie
- qualifiziertes Personal,
- ständige Kontrolle ist erforderlich,
- Verzögerung der Taktzeit des Giessprozesses,
- kostspielige Technologie.

Von den genannten Behandlungsmethoden hat in letzter Zeit die elektromagnetische Behandlung zunehmendes Interesse gefunden. In der Vergangenheit wurde diese Methode für Stähle und Gusseisen eingesetzt [55], [56]. Neue Bemühungen und Entwicklungen in der Gießerei haben auch die elektromagnetische Behandlung von Aluminium und seiner Legierungen ermöglicht. Es wurde versucht, mit Hilfe eines elektromagnetischen Feldes bei Aluminiumlegierungen eine gerichtete Erstarrung zu erzielen, die turbulente Strömung des Metalls in eine laminare Strömung zu umzuwandeln sowie durch die Einwirkung des elektromagnetischen Feldes schlechte Beimischungen zu eliminieren [57] bis [61].

Die Suche nach Verfahren, welche die Vorteile und Nachteile elektromagnetischer Behandlung berücksichtigen, dauert weiter an. Einen neuartigen Weg hat Sterling [62] mit seiner Methode aufgezeigt. Diese wird in Abschnitt 2.6 ausführlich beschrieben.

## **2.4 Anwendung elektromagnetischer Felder in Verbindung mit Gießprozessen**

Gießprozesse mit der Anwendung von elektromagnetischen Kräften verwendet man heute in der Gießproduktion, um die Eigenschaften von Gussstücken zu verbessern. Eine Klassifizierung der verschiedenen Methoden der Anwendung von elektromagnetischen Kräften wird im Bild 15 dargestellt. Einige der genannten Prozesse müssen noch erforscht werden, andere werden schon für die Gießanwendung eingesetzt.

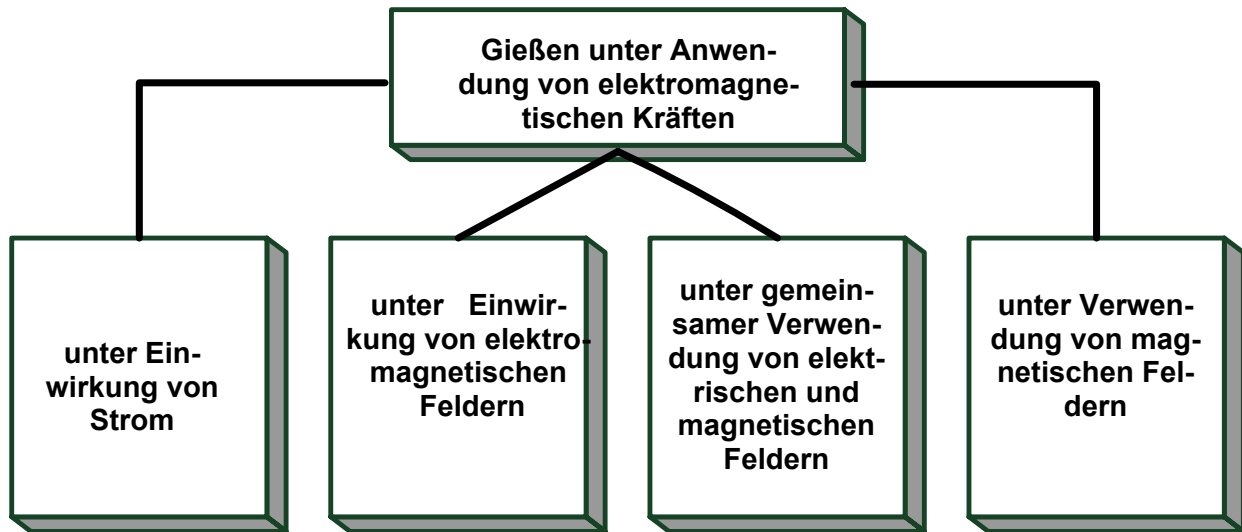


Bild 15: Schema von Gießprozessen mit Anwendung elektromagnetischer Kräfte [55]

Die Grundtheorie der Einwirkung eines elektromagnetischen Feldes auf das Kristallisationsverhalten von Gussstücken wurde in den Arbeiten [60] bis [63] dargestellt. Es wurde nachgewiesen, dass bei der Anwendung der elektromagnetischen Felder, insbesondere beim Impulsmagnetfeld, magnetische Flüsse in der kristallisierenden Legierung eine bestimmte Bewegung von Flüssigkeitsströmungen bezüglich ihrer Kristallisationsfront erzeugen. Dies erlaubt es, Gefüge zu verfeinern sowie strukturelle und eine chemische Homogenisierung oder eine eingestellte Zonenseigerung zu bekommen. Auch hat ein elektromagnetisches Feld während der Erstarrung des Gussstückes positive Einflüsse auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften bei der Erzeugung von Gussstücken mit einer Masse bis zu 25 Tonnen.

Die elektromagnetische Wirkung kann man für die Erzeugung unterschiedlicher Gussstücke aus verschiedenen Metallen und Legierungen, wie z.B. Stahl, Gusseisen oder Aluminiumlegierungen, einsetzen [53] bis [62]. Zurzeit gibt es viele verschiedene Vorschläge über die Verwendung des magnetischen Feldes für die Steuerung des Kristallisationsprozesses von Gussstücken [64].

Von großem Interesse sind die Ergebnisse der Untersuchungen, die in der Arbeit [65] dargestellt wurden. Diese Ergebnisse haben gezeigt, dass man bei der Einwirkung eines magnetischen Feldes das Fließ- und Formfüllungsvermögen der Legierungen erhöhen kann. In dem Artikel [66] wurde berichtet, dass bei der Einwirkung des permanenten magnetischen Feldes auf eine elektrisch leitende Schmelze mit der Induktion  $B_e$  während ihrer Bewegung in den Kanälen und dem Operationsbereich der Form nur

zwei magnetohydrodynamische Effekte auftreten können: der Hartmann-Effekt und der Effekt der Unterdrückung von Turbulenzen [70], [71].

Der Hartmann-Effekt besteht in 1) Ausgleich der Fließgeschwindigkeiten im Strömungskern und, als Folge, die Steigerung der Fülligkeit des Strömungsprofils; 2) Steigerung des Geschwindigkeitsgradienten neben der Kanalwandung und, als Folge, der Anstieg der Reibungskraft an der Kanalwandung. Dies führt zur Zunahme der hydraulischen Widerstandszahl und des Wärmeübergangskoeffizienten. Den Hartmann-Effekt, beschrieben durch die sog. Hartmann-Zahl  $Ha$ , kann man nach folgender Gleichung berechnen:

$$Ha = B_e \cdot L \cdot \sqrt{\frac{\sigma}{\eta}}, \quad (1)$$

$B_e$  - magnetische Induktion,

$L$  - charakteristische Kanallängenabmessung,

$\sigma$  - spezifische Leitfähigkeit der Schmelze,

$\eta$  - dynamische Viskosität der Schmelze.

Aus Gleichung (1) geht hervor, dass sich der den Hartmann-Effekt mit zunehmender elektrischer Leitfähigkeit und mit abnehmender Viskosität der Legierung verstärkt. Aluminiumlegierungen entsprechen diesen Anforderungen mit  $\rho = 2500 \dots 2800 \text{ kg/m}^3$ ;  $\sigma = 4,46 \dots 4,48 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ ;  $\eta = 1,4 \dots 2,9 \cdot 10^{-3} \text{ kg/m}\cdot\text{s}$  am besten.

Außerdem steigt die Hartmann-Zahl mit der Zunahme der Induktion des magnetischen Feldes  $B_e$  und der charakteristischen Kanallängenabmessung  $L$ .

Der Effekt der Unterdrückung von Turbulenzen (oder Steigerung der hydrodynamischen Strömungsstandfestigkeit) besteht in: 1) schnellerer Abbau der verschiedenen Störungen (besonders mit großer geometrischer Ausdehnung) in der Strömung; 2) Profiländerung der gemittelten Strömungsgeschwindigkeit mit dem Umschlagen vom vollen turbulenten Geschwindigkeitsprofil zu minder vollem, gestreckten, glatten Profil mit kleinem Gradienten der gemittelten Geschwindigkeit nahe der Wandung. Dies verringert die hydraulische Widerstands- und Wärmeübertragungszahl in der Schmelze.

Um diese Effekte zu bestätigen, wurden von Levschin Untersuchungen durchgeführt [66] bis [69], in denen die Fließfähigkeit der Aluminiumschmelze mit der technologischen Spiralprobe nach der russischen Norm GOST 16438-70 mit und ohne Einwirkung eines konstanten magnetischen Feldes ermittelt wurde.

Die Wirkungen von elektromagnetischen Feldern auf die Erstarrung von Aluminiumlegierungen sind von mehreren Autoren untersucht worden. Japanische Wissenschaftler haben sich mit instabilen elektromagnetisch induzierten Schwingungen von flüssigem Aluminium beschäftigt, um feines Gefüge zu erzeugen [72], [73]. Russische Forscher beobachteten ähnliche Wirkungen, wenn Aluminiumlegierungen in elektromagnetischen Formen abgegossen wurden [6]. Reddy und Sekhar [74] untersuchten die Wirkung der intensiven Konvektion auf die Struktur einer AlCu-Legierung mit 4,4 % Kupfer. Es wurde herausgefunden, dass sowohl die Korngröße als auch der Dendritenarmabstand (DAS) reduziert werden können. Die Verminderung des Dendritenarmabstandes wurde in diesem Fall den verbesserten Wärmeübertragungsraten zwischen dem Gussteil und der Formwand zugeschrieben.

Jedoch kann sich nicht nur ein elektromagnetisches Feld, sondern auch das magnetische Feld eines permanenten Magneten günstig auf die Verbesserung der Eigenschaften von Aluminiumlegierungen auswirken. In der Ausarbeitung einer japanischer Firma [75] wurde berichtet, dass durch das Benutzen von magnetischen Rührern folgender Nutzen zu erwarten ist:

- Schnelleres Aufschmelzen von Materialien, was für die Produktivität wichtig ist;
- Homogenität der Elemente in der geschmolzenen Aluminiumlegierung. Es ist nötig, das gesamte Volumen der Legierung von unten bis nach oben zu rühren;
- Vermeidung von Temperaturunterschieden im Innern des geschmolzenen Metalls.

Um den o.g. Nutzen des magnetischen Rührens zu erreichen, sollten die folgenden Bedingungen berücksichtigt werden [75]:

- Die Rührgeschwindigkeit der geschmolzenen Legierung muss gesteuert werden,
- der Kontakt mit der geschmolzenen Legierung ist zu vermeiden, um mögliche Störungen der Anlage zu verhindern.

Wenn sich die Magnetanlage unterhalb des Schmelzofens befindet, führen die Feldlinien des Magnetfeldes durch den Boden des Ofens und erreichen so das geschmolzene Aluminium (siehe Bild 16). Wenn das Magnetfeld bewegt wird, bewegen sich auch die Feldlinien im Inneren des geschmolzenen Metalls. Da die geschmolzene Aluminiumlegierung ein leitendes Material ist, bedeutet dies, dass der Magnetstrom (die Linien des Magnetfeldes) Linien im Inneren des leitenden Materials ändert.

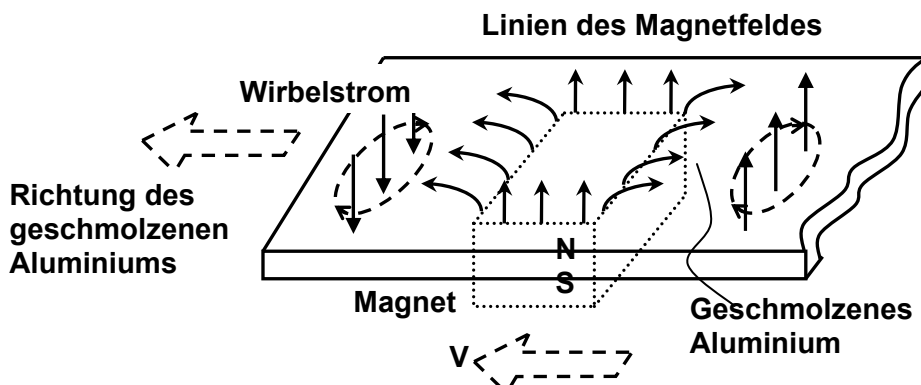


Bild 16: Darstellungsschema [75]

Eine weitere Studie über den Einfluss rotierender Magnetfelder wurde in Kooperation zwischen dem Deutschen Zentrum für Luft- und Raumfahrt und der NASA durchgeführt [76]. Ziel war, den Einfluss eines rotierenden Magnetfeldes auf das Gefüge einer Aluminiumlegierung zu untersuchen. Um ein quantitatives Verständnis zu erhalten, wie Strömungen das Gefüge von Legierungen beeinflussen, wurden Erstarrungsexperimente ohne und unter dem Einfluss erzwungener Strömungen durchgeführt. Die Strömungen wurden durch ein rotierendes Magnetfeld angeregt. Die Probe wurde dabei von drei Spulenpaaren umgeben, die in einer Dreieckschaltung mit einer Drehstromquelle verbunden sind. Die Spulen agieren als Anker und die Probe als Rotor eines Drehstrommotors. Mit dem sich verändernden Feld dreht sich die elektrisch leitende Probe mit (Bild 17). Bei einer magnetischen Induktion von 6 mT und einer Frequenz von 50 Hz werden Strömungsgeschwindigkeiten bis zu einigen mm/s erreicht [76].

Als Probenmaterial wurden Aluminiumgusslegierungen verwendet, die typischerweise im Motoren- oder Flugzeugbau eingesetzt werden (siehe Bild 17). Diese Experimente lieferten das Material für neue theoretische Modelle zur Beschreibung der gerichteten Erstarrung unter dem Einfluss von einem rotierenden Magnetfeld, was zur Verbesserung industrieller Gussprozesse führen kann.

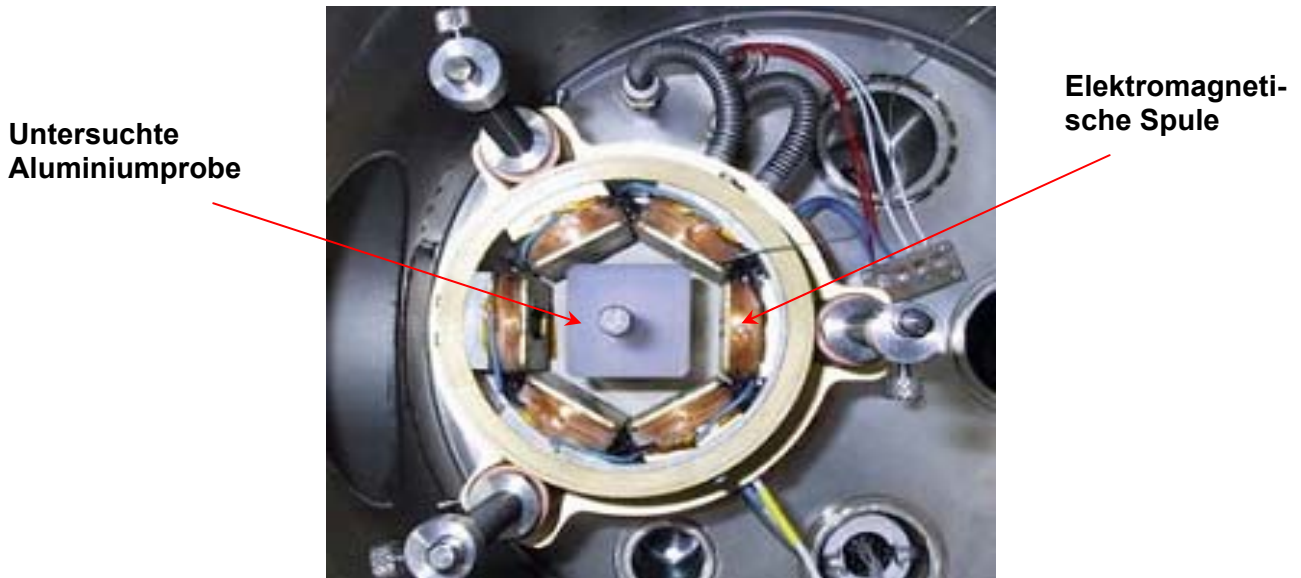


Bild 17: Experimentelle Anlage zur Untersuchung des Einflusses eines rotierenden Magnetfeldes [76]

Auf den Bildern 18 a und 18 b sind die Gefüge der technischen Legierung A357 (Al-7%Si-0,6%Mg) ohne und mit dem Einfluss eines rotierenden Magnetfeldes (RMF) dargestellt. Deutlich ist eine strömungsbedingte Anreicherung des Siliciums im Probenzentrum zu erkennen. Während der Erstarrung scheidet sich eine aluminiumreiche Phase in Form von langen Kristallen mit Seitenästen aus.

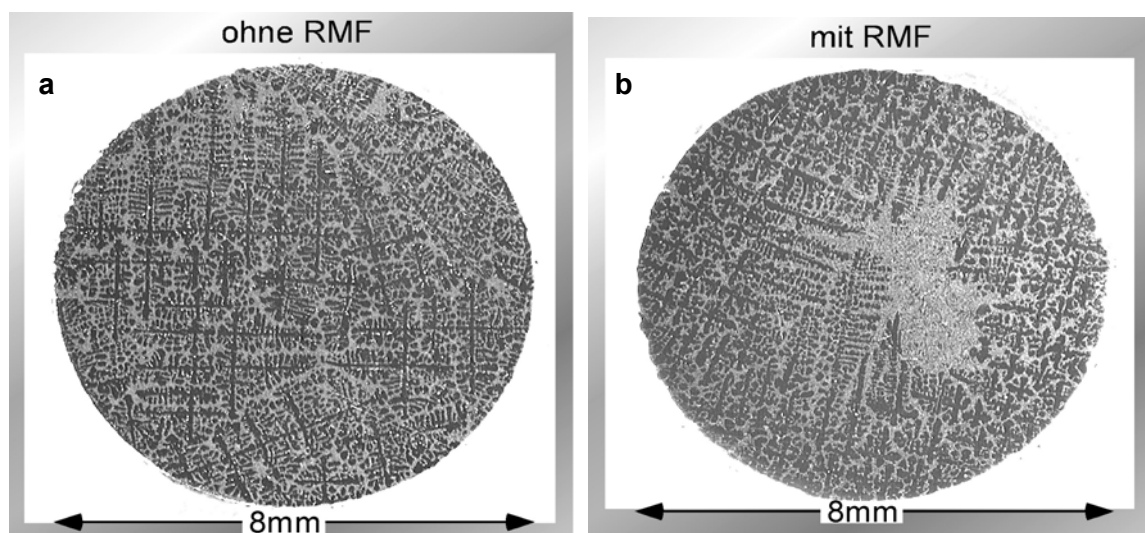


Bild 18: Gefüge der untersuchten Aluminiumlegierung, a – ohne RMF, b – mit RMF [76]

Derartige Strukturen (siehe Bild 18) werden daher als „baumartig“ oder dendritisch bezeichnet. Der Abstand einzelner Seitenarme ist ein Maß für die Festigkeit eines Werkstoffs. Je feiner das Gefüge ist, desto fester ist der Werkstoff. An den untersuchten

Legierungen wurde mit zunehmender magnetischer Induktion bzw. zunehmender Strömungsgeschwindigkeit beobachtet, dass unter dem Einfluss des Drehfeldes die Abstände der Seitenarme nicht nur größer werden, sondern dass diese Vergrößerung umso schneller geschieht, je stärker gerührt wird [76]. Die vorliegenden Ergebnisse zeigen einen weiteren Weg der Verwendung von elektromagnetischen Kräften in der Gießereiindustrie zur Erzielung einer gerichteten Erstarrung.

Heute gibt es auch ganze Reihe von Patenten, wie z. B. [77], [78] die entweder ein Verfahren oder eine Technologie mit Anwendung von magnetischen Feldern beinhalten. Hauptsächlich haben magnetische und elektromagnetische Felder Anwendung beim Stranggießen und bei dessen Abarten in der Gießproduktion gefunden. In der Tabelle 34 (siehe Anhang) wird ein kurzer Überblick über Patente gegeben, die mit einem magnetischen oder elektromagnetischen Feld hauptsächlich beim Stranggießen zur Anwendung kommen.

Die Tatsache, dass flüssige Metalle elektrisch leitend sind, eröffnet Möglichkeiten, Magnetfelder anzuwenden, um das Verhalten der Schmelze während der Erstarrung kontrolliert zu steuern und dadurch die Produktqualität zu verbessern. Während der Erstarrung des Metalls können Magnetfelder benutzt werden, um a) die Form des Gussstücks zu verbessern (elektromagnetisches Gießen), b) eine zielgerichtete Steuerung des Inhomogenitätsgrades während der Erstarrung zu erreichen (elektromagnetisches Rühren) und c) um die Flussunregelmäßigkeiten bzw. die Turbulenz bei der Formfüllung zu reduzieren (elektromagnetisches Bremsen). Zusammenfassend gesagt, bringt die Nutzung der Magnetfelder solche Vorteile wie: Verbesserung der Gefügemorphologie, erhöhte Schmelzequalität durch die Verringerung von Einschlüssen und Reduzierung von Seigerungen im endgültigen Produkt, Erhöhung der chemischen Homogenität und Verbesserung der mechanischen Eigenschaften.

#### **2.4.1 Elektromagnetisches Gießen**

Das elektromagnetische Gießen (engl. EMC) ist eine Technologie, die durch das Zusammenwirken von Magnetohydrodynamik und Gießen in den 60ern Jahren des 20. Jahrhunderts entwickelt wurde [79] und stellt eine bedeutende Methode dar, um Massen von Aluminiumlegierungen herzustellen. Bei dieser Gießmethode werden elektromagnetische Kräfte verwendet, um auf das flüssige Metall durch ein elektromagneti-

sches Wechselfeld einzuwirken, das durch einen Induktor [80] initiiert wird. Das elektromagnetische Gießen hängt von der elektromagnetischen Kraft ab, die das Metall davon abhält, die Form zu berühren und damit ermöglicht sehr glatte Masseloberflächen zu produzieren. Infolgedessen werden Oberflächendefekte, wie Schwindung und Seigerung usw., vermieden, die durch eine Gießform beim Stranggießen (DCC) verursacht werden können. Außerdem wird durch das elektromagnetische Rühren die Struktur über den ganzen Querschnitt homogener.

Das elektromagnetische Gießen wird meistens in der Produktion von Aluminiummasseln verwendet wird aber auch für das Gießen anderer Metalle und Legierungen erforscht [81]. Die Idee vom elektromagnetischen Gießen ist auch erforscht worden, um die Meniskus-Deformierung bei der Erstarrung der Schmelze während des Anfanges der Erstarrung von Masseln zu kontrollieren [82] sowie zum Gießen dünner Streifen [81].

Der Hauptvorteil der EMC - Technologie besteht in der rührenden Bewegung in der Schmelze, die zu einer bedeutenden Verminderung der Größe des Kornes im erstarrenden Gussstück führt. Außerdem ist die Oberflächenqualität wegen des Fehlens der Masselform verbessert.

#### **2.4.2 Elektromagnetisches Bremsen**

Das elektromagnetische Bremsen nutzt das Prinzip der elektromagnetischen Dämpfung, um den turbulenten Fluss und die ungewünschte Instabilität einer erstarrenden Schmelze zu vermeiden. Die magnetische Dämpfung entsteht durch direkte Interaktion des angewandten Gleichstroms, des magnetisches Feldes und der Schmelzegeschwindigkeit. In den normalen Stranggussbetrieben werden flüssige Metalle durch eine Düse in die flüssige Schmelze eingeleitet und dann in einer wassergekühlten Kokille abgekühlt und kristallisiert [86]. Das elektromagnetische Bremsen hilft auch, Makroseigerungen zu reduzieren und vermindert das Risiko, gebrochene, an Legierungselementen reiche Dendriten in die Schmelze zu bringen, die dann im Zentrum des Massels sedimentiert werden können, was zur Verringerung der Metallqualität führt.



### 2.4.3 Elektromagnetisches Rühren

Das elektromagnetische Rühren während der Erstarrung des Metalls wurde schon in den 30er Jahren des 20. Jahrhunderts in der ehemaligen UdSSR entdeckt und erforscht [83], [84]. Bei diesem Verfahren ist es die bei einem Wechselstromgenerator induzierte Lorentz-Kraft, die für das Rühren des Metalls verantwortlich ist. Im Unterschied zum elektromagnetischen Gießen, wo das Rühren des Metalls in der Nähe der Schmelzoberfläche stattfindet, entsteht beim elektromagnetischen Rühren die Schmelzekonvektion tiefer im flüssigen Metall in der Nähe der Erstarrungsfront. Es werden magnetische Felder mit niedriger Frequenz benötigt, um mit der Lorentz-Kraft tiefer in das geschmolzene Metall durchzudringen.

In der Praxis werden meistens zwei Typen des magnetischen Rührens benutzt, das lineare und rotierende Rühren (siehe Bild 19). Beim linearen Rühren handelt es sich um das gleiche Prinzip wie beim Induktionsofen. Das rotierende Rühren basiert auf dem Arbeitsprinzip des Elektromotors. Das rotierende Magnetfeld wird genutzt, um den Wirbelfluss zu erzeugen. Auf dem Bild 19 wird der Unterschied zwischen rotierendem und linearem Rühren sowie die primäre Bewegung in den Flüssigkeiten schematisch dargestellt.

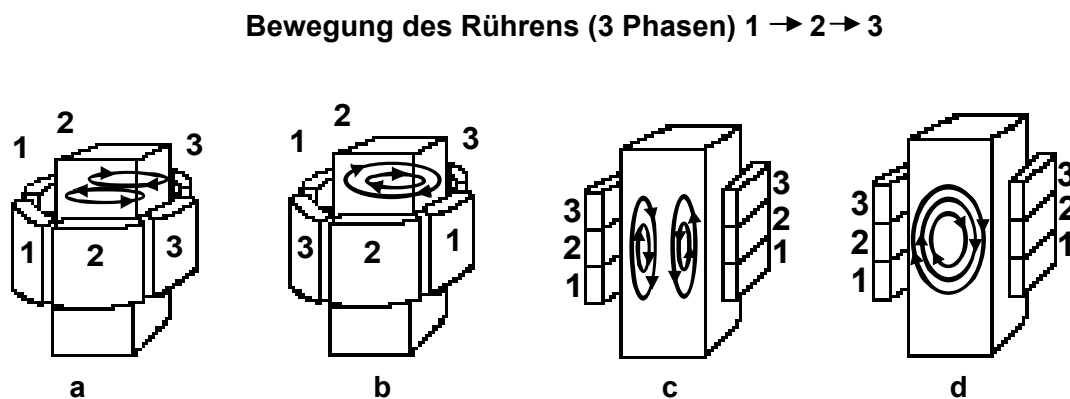


Bild 19: Rotierendes Rühren (a – symmetrisches, b - gegenüberliegendes); Lineares Rühren (c – symmetrisches, d – gegenüberliegendes) [85]

### 2.5 Hypothesen zum Erstarrungsprozess von Aluminiumlegierungen in einem elektromagnetischen Feld

Beim Erstarrungsprozess erfolgt eine Transformation der flüssigen Phase einer Legierung in den festen Zustand als Ergebnis der Senkung der Temperatur der flüssigen Phase.

Der erste Versuch, Magnetfelder für die Erstarrung einer Legierung bewusst anzuwenden, geht auf den Anfang der 30er Jahre [83], [84] zurück. Heute ist die Anwendung von Magnetfeldern auf Gießprozesse eine Standardindustriepaxis geworden. Magnetische Felder können so konfiguriert werden, dass die Schmelze sich während der Erstarrung im Levitationszustand befindet, um eine Konvektion der Schmelze tief in dem erstarrenden Schmelzefluß zu erzeugen und schädliche Turbulenzen und Schwankungen im Zusammenhang mit der Schmelzekonvektion zu dämpfen. Alle diese Wirkungen sind in der Industrie bereits erforscht worden, und die Verbesserungen sowohl in der Prozesssteuerung als auch in der Produktqualität sind eindrucksvoll [85].

Der grundlegende Mechanismus, durch den ein Magnetfeld das Erstarren der Schmelze beeinflusst, kann am besten durch die Betrachtung des Spannungstensors von Maxwell  $T_{\alpha\beta}$  für ein makroskopisches homogenes Medium erklärt werden [85]:

$$T_{\alpha\beta} = \varepsilon \cdot E_\alpha \cdot E_\beta + \mu \cdot H_\alpha \cdot H_\beta - 0,5 \cdot \delta_{\alpha\beta} \cdot \left[ E^2 \cdot \left( \varepsilon - \rho \cdot \left( \frac{\partial \varepsilon}{\partial \rho} \right)_T \right) + H^2 \cdot \left( \mu - \rho \cdot \left( \frac{\partial \mu}{\partial \rho} \right)_T \right) \right]. \quad (2)$$

Dabei bedeuten:  $\varepsilon$  – elektrische Permittivität,

$E_\alpha$  –  $\alpha$ -Komponente des elektrischen Feldes,

$\mu$  – magnetische Permeabilität,

$H_\alpha$  –  $\alpha$ -Komponente des magnetischen Feldes,

$\rho$  – Dichte der Flüssigkeit,

$T$  – Temperatur,

$\delta_{\alpha\beta}$  – Kroneker-Delta ( $\delta_{\alpha\beta} = 1$ , wenn  $\alpha = \beta$  und  $\delta_{\alpha\beta} = 0$ , wenn  $\alpha \neq \beta$ , wobei  $\alpha, \beta = 1, 2, 3$ ).

Durch die Summanden eins und drei auf der rechten Seite von Gleichung (2) wird die elektrostatische Wirkung beschrieben. Die magnetische Wirkung wird durch die Summanden zwei und vier berücksichtigt, wobei der letzte Bestandteil die Kraft repräsentiert, die aus der Änderung von magnetischen Eigenschaften resultiert. Die wichtigsten Auswirkungen der Anwendung elektromagnetischer Felder auf Metalle kommen von den anderen zwei Teilen auf der rechten Seite der Gleichung (2). Für leitfähige Flüssigkeiten, wie z.B. geschmolzene Metalle, können magnetorestriktive Effekte vernachlässigt werden, d. h.  $\rho(\partial\mu/\partial\rho)_T \approx 0$  [85]. Aus diesem Grund ist eine Konvektion in der Schmelze unter Einfluss der volumetrischen Impulsquelle elektromagnetischen Ur-

sprungs, als sog. Lorentz-Kraft. Die Lorentz-Kraft  $F$  ist gleich der Divergenz des Spannungstensors von Maxwell ( $\underline{T}$ ),

$$F = \nabla \cdot \underline{T} \quad \text{bzw.} \quad F_{\alpha\beta} = T_{\alpha\beta,\beta} \quad (3)$$

wobei  $T_{\alpha\beta,\beta}$  die Ableitung von  $T$  in Bezug auf  $\beta$  ist.

Mit der magnetohydrodynamischen Form der Maxwell-Gleichungen ist es möglich zu zeigen, dass die Gleichung (3) auf die Lorentz-Kraft in einer anderen Form reduziert werden kann [85]:

$$F = J \times B = \nabla \times H \times B = \sigma \cdot (E + u \times B) \times B. \quad (4)$$

Darin ist  $J$  – Stromdichte

$B$  – magnetische Flussdichte,

$\sigma$  – elektrische Leitfähigkeit,

$u$  – Geschwindigkeit.

Um zur Gleichung (4) zu kommen, wurde das Ohmsche Gesetz für eine bewegte, leitfähige Flüssigkeit benutzt, wofür gilt:

$$J = \sigma \cdot (E + u \times B). \quad (5)$$

Zwei Arten von Magnetfeldern werden für den Erstarrungsprozess von geschmolzenen Metallen genutzt. Der erste Fall betrifft die Anwendung von wechselnden Magnetfeldern um die Wirbelströme, um damit die Lorentz-Kraft zu erzeugen. In [87] und [88] wurde berichtet, dass für die Erstarrungsbedingungen von der praktischen Seite her der Bestandteil ( $u \times B$ ) im Vergleich mit dem induziertem elektrischem Feld ( $E$ ) vernachlässigt werden kann, d. h., die Lorentz-Kraft kann so berechnet werden, als ob die Schmelze schon erstarrt wäre:

$$F = \sigma \cdot E \times B \quad (6)$$

Diese Kraft wird verwendet, um eine starke Flussbewegung in der Nähe der Erstarrungsfront zum Zerreißen der eben gebildeten Dendriten zu erzeugen.

Der zweite Fall schließt den Gebrauch von statischen Magnetfeldern ein, um eine Bewegung der Flüssigkeit, d. h. lokale die Flussinstabilität in der erstarrenden Schmelze, zu verringern. Für eine beliebige Konfiguration eines magnetischen Feldes wird die Lorentz-Kraft nach Gleichung (4) berechnet. Jedoch wurde in [89] berichtet, dass für eine zweidimensionale Geometrie mit quermagnetischem Feld und/oder Verteilung von axialsymmetrischem magnetischem Feld mit axialsymmetrischem Fluss ohne wirbelnde Bewegung ein viel einfacherer Ausdruck für die Lorentz-Kraft erhalten werden kann (siehe Gleichung (7)):

$$F = \sigma \cdot u \times B \times B . \quad (7)$$

In diesem Fall gibt es keine Notwendigkeit der Berechnung des elektromagnetischen Feldes, weil  $B$  ein wirksames Magnetfeld ist, wodurch die Berechnungsverfahren beträchtlich vereinfacht werden. Die grundlegenden Mechanismen für die zwei Kräftetypen werden am Bild 20 schematisch illustriert [90].

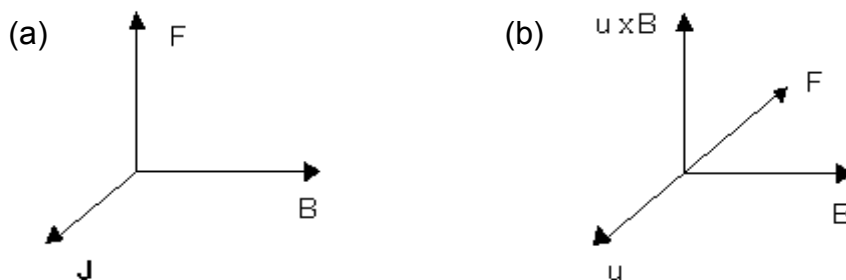


Bild 20: Die Lorentz-Kraft  $F$  auf flüssige Elemente, induziert von zwei Magnetfeldtypen [85]

Einer der wichtigsten Gründe für die Anwendung von elektromagnetischen Kräften während der Erstarrung des Metalls ist die Hypothese, dass durch einen starken Schmelzfluss eine starke Scherung hervorgerufen wird. Durch diese Scherung werden nun die neu gebildeten Dendriten in der Nähe der Erstarrungsfront abgeschnitten [85]. Der neu formierte Dendritenschutt wird dann zum flüssigen Metall mit höherer Temperatur durch die Konvektion transportiert. Einige Dendriten werden dabei umgeschmolzen und verschwinden, während andere Dendriten erhalten bleiben und zurück zur Erstarrungsfront transportiert werden können. Die verbliebenen gebrochenen Dendriten werden als zusätzliche Keimbildungsinitiatoren in der Schmelze benutzt, an denen weiteres Korn-

wachstum stattfindet, infolgedessen in Gussteilen ein Effekt ähnlich der Kornfeinung beobachtet wurde. Dies wird schematisch im Bild 21 dargestellt.

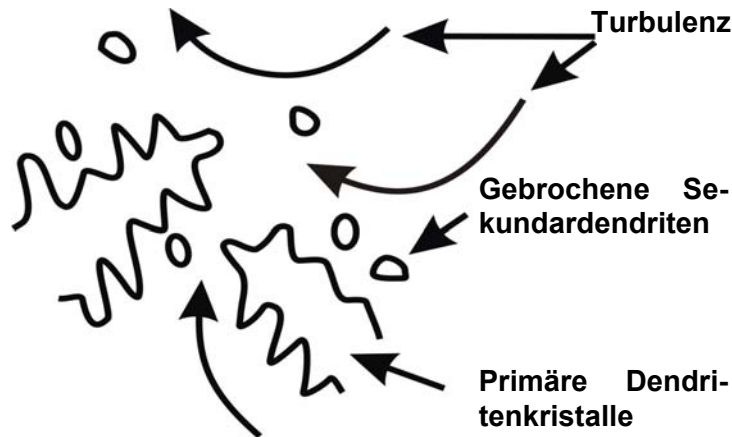


Bild 21: Mechanismus der Kornfeinung in der Erstarrungsfront während des Rührens [85]

Im Gegensatz zu dieser Vermutung steht eine andere Studie, die von Eigenfeld [53], [91] ausgearbeitet wurde. Laut dieser Studie wird die durch das elektromagnetische Feld hervorgerufene Schubspannung wesentlich kleiner als die zum Abbrechen bzw. Abscheren des Dendriten benötigte Schubspannung [53].

## 2.6 Methode der elektromagnetischen Behandlung von Aluminiumlegierungen: AMS-Technologie

Wie bereits erwähnt, treten bei der chemischen bzw. physikalischen Beeinflussung (Kornfeinung, Veredelung, Plasmabehandlung, Laserbehandlung) des Erstarrungsprozesses auch negative Wirkungen (Verunreinigung, lokale Überhitzung) auf, wodurch die Qualität des fertigen Gussstückes verschlechtert werden könnte. Deshalb interessieren besonders solche Behandlungsverfahren, deren Wirkung auf den Erstarrungsprozess nicht durch Zusatz von chemischen Stoffen entsteht und die nicht durch schädliche Reaktionen begleitet werden [91]. Die Behandlung durch ein magnetisches Feld entspricht diesen Bedingungen im höchsten Maße, weil während dieser Art von Behandlung der Kontakt zwischen der geschmolzenen Aluminiumlegierung und dem eingesetzten elektromagnetischen Feld vermieden werden kann.

Das Suchen nach Verfahren, die die Vor- und Nachteile der elektromagnetischen Behandlung berücksichtigen, ist heute von großer Bedeutung. Eine solche Methode wurde bei der Firma BergerConsult e.K. [92] ausgearbeitet und ist als AMS-Technologie

bekannt, wobei der Begriff „AMS“ eine Abkürzung von „Alloy Memory Structure“ ist. Bei dieser Behandlungsmethode geht es um eine Behandlung von Aluminiumlegierungen durch ein rotierendes elektromagnetisches Feld, das mit Hilfe einer Spule generiert wird. Das wichtigste Verfahrensmerkmal der AMS-Technologie aber ist, dass bestimmte bei der magnetischen Behandlung erzeugte Materialeigenschaften in der Schmelze selbst nach dem Abkühlen und wiederholtem Einschmelzen erhalten bleiben. Man spricht in diesem Zusammenhang von einem sog. Memory-Effekt [92].

Die Voraussetzungen, die zur Ausarbeitung dieser Methode geführt haben, sind frühere Arbeiten von Entwicklern dieser Methode [93] und die Entwicklung eines neuen Giessverfahrens (VEXOCAST<sup>®</sup>-Verfahren) bei der Firma Ritter Aluminium [94]. Bei dem VEXOCAST<sup>®</sup>-Verfahren geht es um sog. SSM-Legierungen (Semi Solid Moulding).

Das AMS-Verfahren wird durch die Einwirkung eines rotierenden Magnetfeldes auf den Wärme- und Stofftransport in der Schmelze beschrieben. Die Regelbarkeit des Prozesses bestimmt die giesstechnologischen Eigenschaften der Schmelze, wobei primär die Keimbildung, das Kornwachstum und die Homogenität noch im flüssigen Zustand beeinflusst werden [92].

Den Ablauf des AMS-Prozesses kann man der schematischen Darstellung in Bild 22 entnehmen. Der Prozess ist in fünf Stufen unterteilt und wie folgend gegliedert:

- 1. Stufe:** Aufschmelzen der konventionellen Aluminiumlegierung in einem Ofen und Behandlung der geschmolzenen Legierung im AMS-Modul.
- 2. Stufe:** Leeren des AMS-Moduls und Giessen der Masse (1. Variante).
- 3. Stufe:** Massen aufschmelzen.
- 4. Stufe:** Geschmolzene Massen entgasen.
- 5. Stufe:** Fertigung der Gussstücke mit einem geeigneten Giessverfahren.

An dieser Stelle muss noch erwähnt werden, dass der Prozessablauf in zwei Varianten durchgeführt werden kann [95]. Es ist möglich, während des Prozesses von der 2. Stufe direkt zur 4. Stufe zu gehen, d. h. nach der Behandlung der konventionellen Aluminiumlegierung im AMS-Modul die geschmolzene Legierung direkt zur Entgasung und

danach zur Fertigung der Gussstücke zu leiten, ohne in Masseln abzugießen (2. Variante).

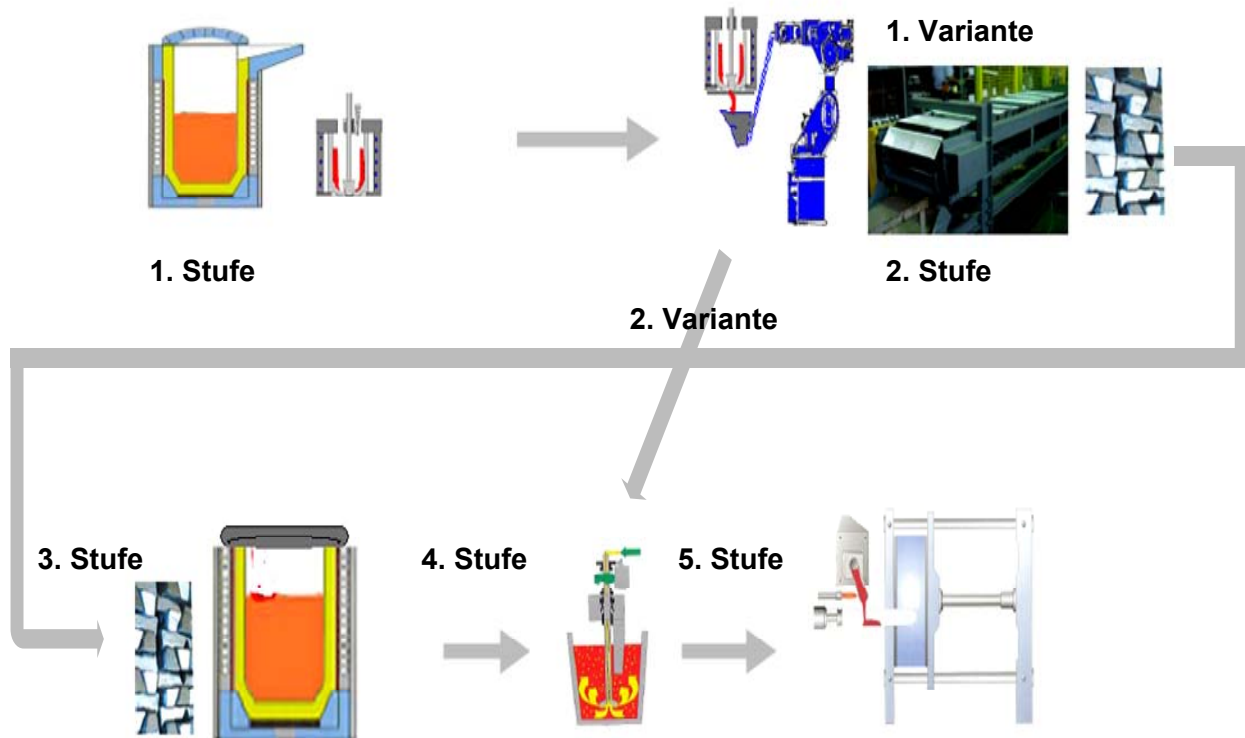


Bild 22: Darstellungsschema des AMS-Prozesses [95]

Wie aus dem Bild 22 folgt, können 1. und 2. Stufe direkt bei der Behandlungsfirma (1. Variante) oder aber direkt im Produktionsbetrieb (2. Variante) durchgeführt werden. Im Fall der 1. Variante geht es um die Behandlung der Legierung und das Abgießen dieser behandelten Legierung in Masseln, die später in erstarrter Form (Halbzeug) zum Produktionsbetrieb geliefert werden können. Laut 2. Variante können das Aufschmelzen und die Behandlung konventioneller Legierung gerade im Produktionsbetrieb durchgeführt werden. Voraussetzung ist dafür, dass alle Gießanlagen mit einem AMS-Modul ausgestattet sind (siehe Bild 23).

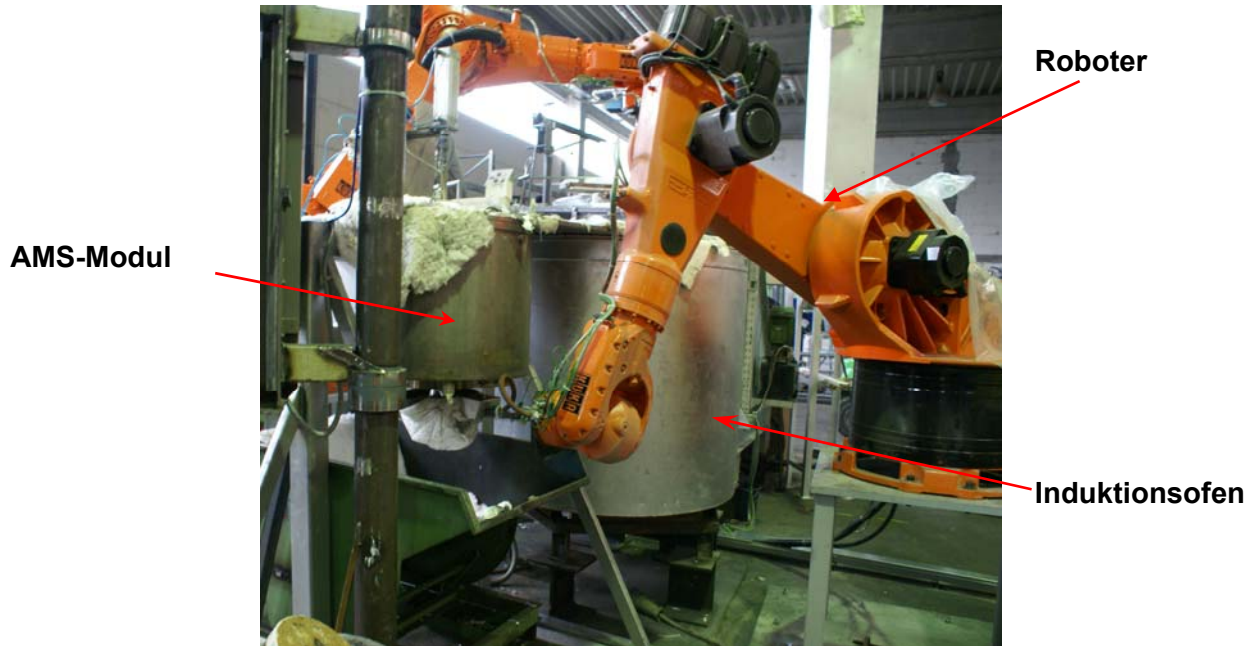


Bild 23: Anlage für die Behandlung nach der AMS-Technologie

Die elektromagnetische Behandlung nach der AMS-Technologie kann mit diversen Einstellungen durchgeführt werden, um das eine oder andere gesetzte Ziel zu erreichen. Die Parameter (Einstellungen), die geändert werden können, sind folgende:

- Temperatur der Einfüllung bzw. Entnahme der Legierung (z. B. 700 °C),
- Zeit der Behandlung (z. B. 40 s),
- Magnetfeld (z. B. 0,5 T),
- Stromstärke (z. B. 10 A).

Alle diese Parameter können so variiert werden, dass in der Zielprobe (Legierung) nötige Festigkeitseigenschaften bzw. thermophysikalische oder technologische Eigenschaften erzielt werden können.

Die AMS-Technologie laut der Fa. Berger lässt sich nicht nur für Aluminiumlegierungen anwenden, sondern auch [95]

- für alle Legierungen,
- für alle Gießtechnologien,
- für reine Metalle,
- für den Einsatz neuer Materialien und Materialverbindungen (Komposite).



Durch diese Art der Behandlung zeichnen sich die behandelten Werkstoffe durch besonders gute Homogenität, geringe Gasgehalte, Lunker- und Blasenfreiheit und optimale Verformbarkeit aus.

Durch die Anwendung der AMS-Technologie ist es möglich, solche wichtigen Vorteile zu erzielen wie [95]

- Verlängerung der Standzeiten und dadurch Verringerung der Werkzeugkosten,
- Abguss dünnwandiger Teile und dadurch Gewichtsreduzierung des Gussstückes,
- niedrigere Gießtemperatur und dadurch Energieeinsparung,
- Reduzierung der Zykluszeiten und dadurch höhere Ausbringungsmenge,
- homogenere Wärmeleitung und dadurch wirtschaftlicheres Arbeiten,
- Vermeidung bzw. Verringerung der Gussdefekte (z.B. Lunker, Einschlüsse) und dadurch höhere Qualität des Gusses.

Die möglichen Einsparpotenziale für Aluminiumgussstücke unter der Anwendung der AMS-Technologie [92], [95] sind in der Tabelle 35 (siehe Anhang) dargestellt. Es kann eine Kosteneinsparung pro Aluminiumteil bis zu 15% erzielt werden.

### 3 Untersuchungen an konventionellen und elektromagnetisch behandelten Aluminiumlegierungen

#### 3.1 Gießtechnische Untersuchungen

##### 3.1.1 Versuche zum Druckgießverfahren

Druckgießen ist derzeit eines der wichtigsten Verfahren zur Verarbeitung von NE-Metallen als Konstruktionswerkstoff. Beim Druckgießen wird die flüssige Metallschmelze in sehr kurzer Zeit (10 bis 100 ms) und mit hoher Geschwindigkeit (20 bis 160 m/s) in metallische Dauerformen aus Warmfeststahl gefüllt (eigentlich gespritzt oder gesprüht) [96].

Das Druckgießverfahren (Bild 24) erlaubt die Herstellung komplizierter und dünnwandiger Bau- bzw. Gussteile mit höherer Maßgenauigkeit und glatterer Oberfläche als bei anderen Gießverfahren. Die Gussteile erfordern sehr geringe Nachbearbeitung und sind zum Teil einbaufertig. Druckguss bietet daher in technischer und wirtschaftlicher Hinsicht beachtliche Vorteile, zumal er nicht nur hohe Produktivität zu erreichen erlaubt, sondern auch den kürzesten Verfahrensweg zwischen Einsatzmetall und Fertigerzeugnis darstellt.

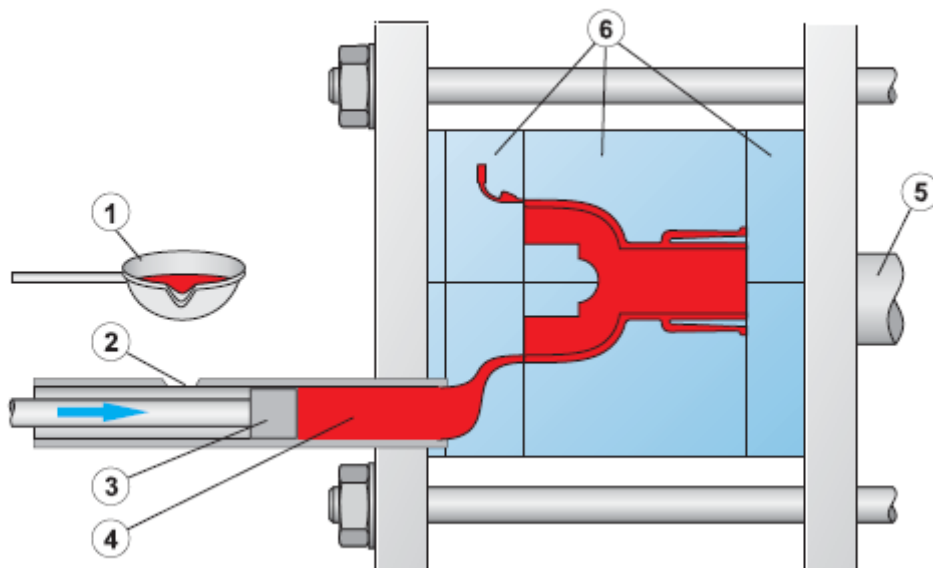


Bild 24: Darstellungsschema des Druckgießverfahrens (1 – Gießpfanne, 2 – Einfüllöffnung, 3 – Gießkolben, 4 – Gießkammer, 5 – Hydraulikzylinder, 6 – Kokille) [97]

Um Aussagen zum Verhalten einer elektromagnetisch behandelten Legierung beim Druckgießverfahren zu erhalten, wurden die Untersuchungen in einer Firma an einer Druckgießanlage durchgeführt. Als Versuchsobjekt diente ein plattenförmiges Teil (Bild 25).



Bild 25: Versuchsteil

Bei der Versuchsdurchführung wurden die Teile aus konventionellem SF36 (Referenzmaterial) und aus elektromagnetisch behandelter Legierung SF36 abgegossen. Die chemische Zusammensetzung der Standardlegierung SF36 ist in Tabelle 2 dargestellt. Alle gegossenen Teile wurden unter seriennahen Bedingungen gefertigt. Die Temperatur während der Versuche wurde für das Referenzmaterial konstant bei 710 °C gehalten, und im Fall der elektromagnetisch behandelten Legierung wurde die Temperatur kontinuierlich gesenkt, so dass am Ende des Giessens eine Temperatur von 585 °C vorlag.

Insgesamt wurden bei dieser Versuchsdurchführung 457 Teile abgegossen, wobei 180 Teile aus konventioneller Legierung SF36 und 257 Teile aus elektromagnetisch behandelter Legierung SF36 gegossen wurden.

Während des Giessens wurde besonderes Augenmerk auf den Gießverlauf der elektromagnetisch behandelten Legierung gelegt, wobei sich zeigte, dass alle Teile voll ausgegossen wurden und es dabei keinerlei Probleme im Bezug auf gießtechnologische Eigenschaften wie Fließ- und Formfüllungsvermögen gab. Nach dem Gießen wurde ein Röntgentest für alle Teile durchgeführt, der ergab, dass die aus der elektromagnetisch

behandelten Legierung abgegossenen Teile sowohl lunker- als auch porenfrei waren. Die Teile wurden Blistertests bei einer Temperatur von 530 °C während einer Stunde unterzogen und zeigten keinerlei Gussdefekte.

Die Gießtemperatur für die konventionelle Legierung betrug 710 °C während des ganzen Versuchs. Die Teile aus der konventionellen Legierung wiesen Gussdefekte (z. B. Kaltlaufstelle) auf, obwohl sie bei höherer Temperatur als die Teile aus der behandelten Legierung abgegossen wurden.

Im Ergebnis dieser Versuche kann in Bezug auf die gießtechnologischen Eigenschaften festgestellt werden, dass die elektromagnetisch behandelte Legierung SF36 bessere Fließ- und Formfülleigenschaften aufwies als die konventionelle Legierung SF36, weshalb erstere bei einer wesentlich niedrigeren Temperatur von 585 °C, d. h. um 125 °C unter der beim Standartprozess für die konventionelle Legierung, abgegossen werden konnte.

### **3.1.2 Versuche zum Schwerkraftkokillengießverfahren**

Sowohl das Schwerkraftkokillengießverfahren (Kokillengießen) als auch das Druckgießverfahren (siehe 3.1.1) sind Urformverfahren, welche zu den Dauerformverfahren zählen. Bei diesen Gießverfahren wird das flüssige Metall von oben in eine Dauerform, die Kokille, gegossen und diese allein aufgrund der Schwerkraft ausgefüllt (Bild 26). Wichtig für die Qualität des Gussteils ist die Form der Kokillen. Es muss beachtet werden, dass sich das flüssige Metall ausreichend schnell überall in der Kokille verteilen kann, bevor die Erstarrung einsetzt. Dabei müssen auch alle Bereiche des Gussteiles möglichst gleichmäßig abgekühlt werden, so dass die Bildung von Lunkern verhindert wird. Um Hohlräume bzw. komplexe Konturen des Gussstückes abzubilden, sind sogenannte Kerne (Kernpakete) erforderlich, welche vor dem Eingießen des Metalls an der entsprechenden Stelle in der Kokille fixiert werden müssen. Nach dem Abkühlen muss das Gussteil entformt und die eventuell eingesetzten Kerne wieder aus dem Gussteil entfernt werden. Vor dem Giessen müssen die Kokillen geschlichtet werden, das heißt, in deren Inneren mit einer Schicht, üblicherweise aus Kaolin, Ruß oder ähnlichem, versehen werden.

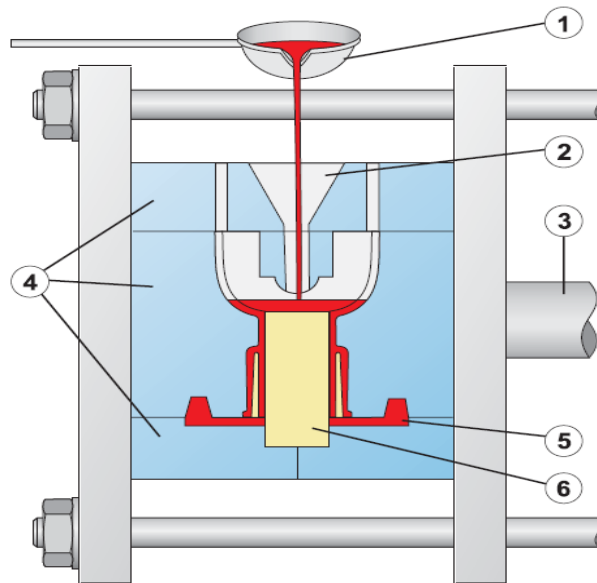


Bild 26: Darstellungsschema des Kokillengießverfahrens (1 – Gießpfanne; 2 – Einlauf; 3 – Hydraulikzylinder; 4 – Kokille, 5 – Anschnitt, 6 – Sandkern) [97]

Mit dem Kokillengießen werden heute weltweit viele Gussteile hergestellt. Besonders ist das Kokillengießen für die Produktion von Gussteilen der Automobilindustrie geeignet, wie z.B. Zylinderköpfe, Schwenklager, Kurbelgehäuse, Zylinderblöcke, Kolben usw.

Um Aussagen zum Verhalten einer elektromagnetisch behandelten Legierung beim Kokillengießverfahren machen zu können, wurden für die Untersuchungen einige Versuchsreihen bei einer Firma mit Kokillenanlagen abgewickelt, wobei die Teile sowohl aus konventioneller Legierung (Referenzteile) als auch aus elektromagnetisch behandelte Legierung abgegossen und geprüft wurden. Die durchgeführten Untersuchungen beim Kokillengießen gliederten sich in zwei Etappen:

1. In der ersten Etappe wurde mit Hilfe einer Kokillengussanlage ein Schwenklager aus der Legierung  $AlSi7Mg0,3$  (A356) abgegossen, welche sowohl im konventionellen als auch im behandelten Zustand vorlag. Die chemische Zusammensetzung dieser Legierung ist in der Tabelle 2 dargestellt. Diese Etappe der Untersuchungen verteilte sich auf drei Versuchsreihen:

- Gießversuche mit konventioneller Legierung A356 mit Veredelung durch Sr und mit Kornfeinung durch TiB. Die Bauteile aus konventioneller Legierung A356 wurden unter konstanten Betriebsbedingungen abgegossen. Darunter versteht man:

Schmelzen, Schmelzebehandlung und -prüfung, Gießtemperatur, Gießgeschwindigkeit, Kokillenkühlung, Kokillentemperatur, Zykluszeit.

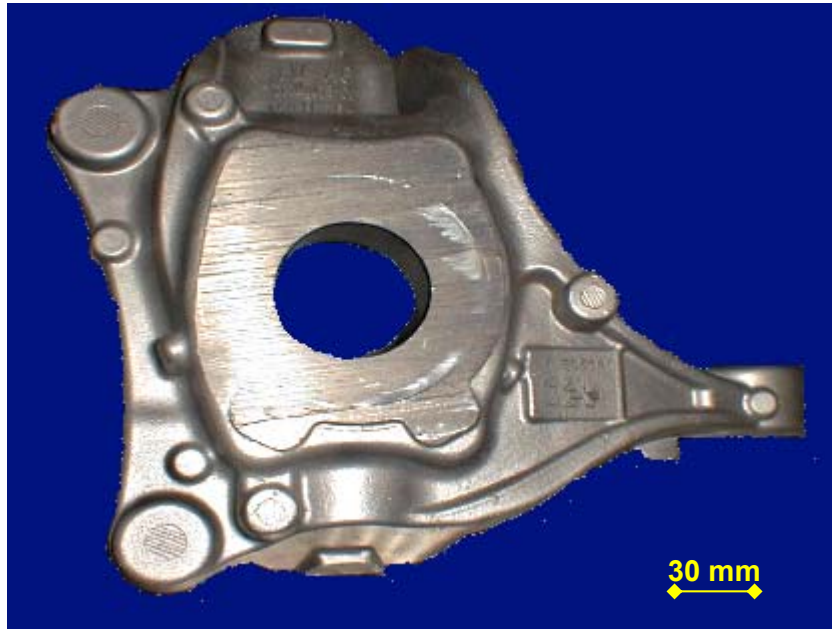


Bild 27: Typisches Beispiel des Schwenklagers

- Gießversuche mit elektromagnetisch behandelter Legierung A356 ohne Veredelung durch Sr-Zugabe und ohne Kornfeinung mit TiB.
- Gießversuche mit elektromagnetisch behandelter Legierung A356 mit Veredelung durch Sr-Zugabe, aber ohne Kornfeinung mit TiB.

Während der Versuche mit elektromagnetisch behandelter Legierung wurde die Temperatur kontinuierlich von 710 °C auf 645 °C gesenkt. Die minimale Temperatur betrug 645 °C. Die Standardtemperatur des Schmelzbades betrug bei der konventionellen Legierung A356 710 °C.

Folge dieser Versuche waren solche Vorteile wie z. B. das Einsparen von Energie und die Steigerung der Standzeit der Kokillen und Anlagen.

2. Die zweite Etappe der Untersuchungen beim Kokillengießen wurde bei einer Firma im Ausland durchgeführt. Als Versuchsteil diente ein Zylinderkopf (siehe Bild 28), eines der kompliziertesten Gussteile.

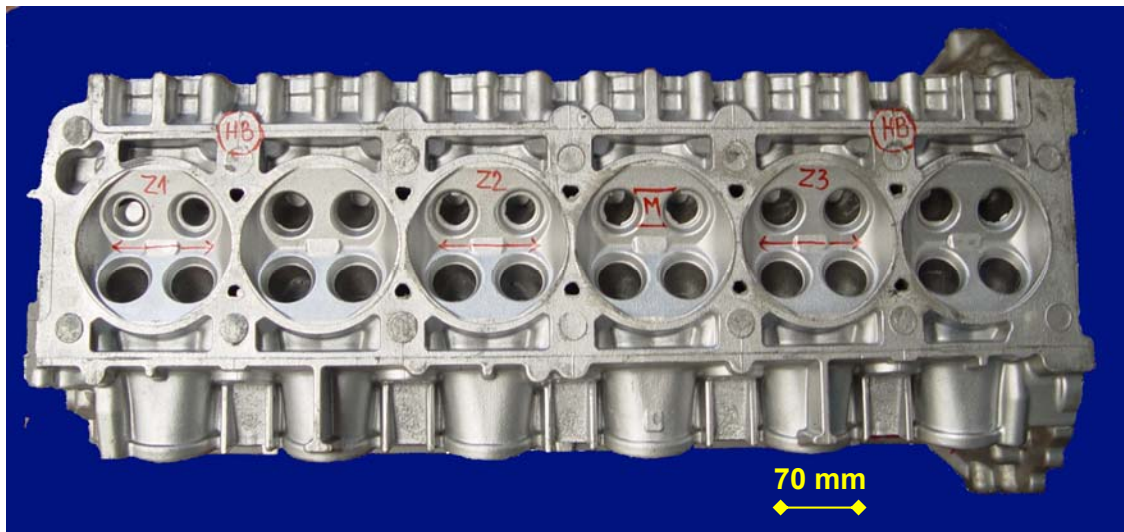


Bild 28: Typisches Beispiel für einen Zylinderkopf

Für diese Untersuchungsstufe wurde als Material sowohl die konventionelle Legierung AlSi10Mg als auch die elektromagnetisch behandelte Legierung AlSi10Mg eingesetzt. Es wurden insgesamt 124 Zylinderköpfe abgegossen, wobei 38 Teile aus konventioneller und 86 Teile aus elektromagnetisch behandelter Legierung gegossen wurden. Für diese Untersuchungsstufe wurden drei Ziele gesetzt:

- Reduzierung der Gießtemperatur,
- Verminderung der Zykluszeit (Abkühlzeit des Teiles),
- mechanische Werte müssen mindestens auf dem gleichem Niveau bleiben.

Standardbedingungen waren folgende: Gießtemperatur 730 °C und Zykluszeit 360 s. Bei der Nutzung von elektromagnetisch behandelter Legierung gelang es, diese beiden Parameter zu variieren: die Gießtemperatur wurde von 730 °C auf 626 °C gesenkt und die Abkühlzeit von 360 s bis auf 202 s reduziert. Die Stabilität dieses Prozesses wurde bis 640 °C nachgewiesen. Auch dieser Versuch hat gezeigt, dass das elektromagnetisch behandelte Material sich bei niedrigerer Temperatur ohne Verminderung der Qualität erfolgreich abgießen lässt.

## 3.2 Thermische Analyse

### 3.2.1 Durchführung

Es ist bekannt [98], dass die Eigenschaften von Aluminiumgussstücken besonders von der Zusammensetzung und dem Gefüge der Legierung abhängig sind. Unter verschie-

denen Methodiken der Bestimmung der Eigenschaften von Metallen und ihrer Legierungen ist die Methode der thermischen Analyse nach der Menge der erhaltenen Information am meisten perspektivisch. Ihre Durchführung erfordert nur kurze Zeit und benötigt kein hochqualifiziertes Bedienungspersonal. Auch als Vorteil dieser Methode muss erwähnt werden, dass die Kosten für die Ausrüstung niedriger im Vergleich zu anderen Methoden sind [99]. Mit Hilfe der thermischen Analyse (TA) ist es möglich [100], die Gefügeveränderungen zu beobachten, die sich während der Erstarrung abspielen und damit einen Hinweis auf das Gefüge zu erhalten, welches im realen Gussstück vorliegen wird.

Die TA benötigt man, um die kritischen Temperaturen einer Legierung, wie Solidustemperatur, eutektische Temperatur und Liquidustemperatur, ermitteln zu können.

Die Liquidustemperatur kennzeichnet die Temperatur einer Legierung, bei und oberhalb derer das Gemenge vollständig in kontinuierlicher homogener Phase vorliegt. Die Solidustemperatur kennzeichnet die Temperatur einer Legierung, bei und unterhalb derer das Gemenge vollständig in fester Phase vorliegt. Der eutektische Punkt bezeichnet den Punkt, in dem eine homogene Mischphase (z. B. eine eutektische Legierung) direkt vom festen in den flüssigen Zustand übergeht, also keine aus verschiedenen Phasen bestehende Schmelze entsteht. Am Eutektischen Punkt liegt die tiefste Erstarrungstemperatur des binären Systems vor. Er ist mit dem Schnittpunkt von Liquidus- und Soliduslinie identisch und kann somit aus dem Phasendiagramm der jeweiligen Legierung abgelesen werden.

In der TA wird die Temperaturverteilung in einer Struktur als Folge thermischer Belastungen berechnet. Dies kann sowohl zeitabhängig als auch konstant erfolgen. Es können Konvektionen, Konduktionen und Abstrahlungsvorgänge berechnet werden. Die Messergebnisse werden in Temperatur-Zeit-Diagramme eingetragen. Die miteinander verbundenen Punkte ergeben die Aufheiz- beziehungsweise Abkühlkurven. Eine Abkühlungskurve ist schematisch in Bild 29 dargestellt. Auf diesem Bild sind auch die kritische Temperaturen ( $T_{\text{Liq}}$ ,  $T_{\text{Sol}}$ ,  $T_{\text{Eut}}$ ) und auch der Erstarrungsbereich  $\Delta T$  schematisch dargestellt worden.



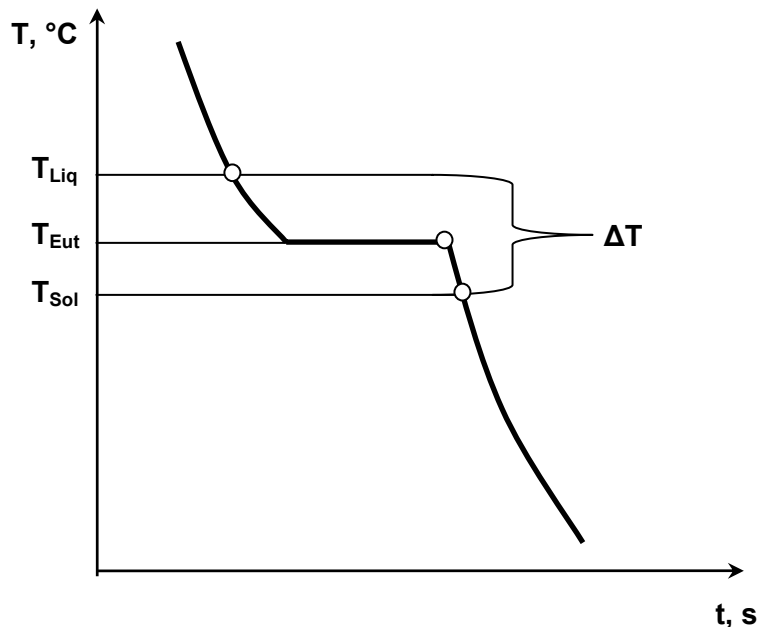


Bild 29: Schematische Darstellung einer Abkühlungskurve

Bei der TA von Metallschmelzen wird der Temperaturverlauf einer erstarrenden Probe aufgezeichnet. Die aufgenommene Abkühlkurve zeigt im Bereich der Erstarrung einen charakteristischen Verlauf, der zur Interpretation der Vorgänge während der Erstarrung der Schmelzprobe herangezogen wird. Die Abkühlungskurven zeigen Knickpunkte und Haltepunkte, die Veränderungen der Legierung während des Erstarrens entsprechen. Auf dem Bild 29 sind die Punkte  $T_{\text{Sol}}$  und  $T_{\text{Liq}}$  den Knickpunkten und der Punkt  $T_{\text{Eut}}$  ist dem Haltepunkt zuzuordnen.

Die Methode der TA ist der Oberbegriff für Prüfmethode, bei denen physikalische und chemische Eigenschaften (nach DIN 51005) [101] einer Substanz als Funktion der Temperatur oder der Zeit gemessen werden, wobei die Probe einem kontrollierten Temperatur/ Zeitprogramm unterworfen ist [102]. Zurzeit besteht TA aus einigen unterschiedlichen Messmethoden, und zwar aus Differenzialer Thermischer Analyse (DTA), Dynamischer Differenzkalorimetrie (DSC) und der Analyse von Abkühlungskurven (CCA) mit Hilfe des Computers [103], [104].

DTA ist eine sehr empfindliche Methode, weil sie eine Referenzprobe benötigt, welche von keinerlei Phasenumwandlung im untersuchten Temperaturintervall betroffen ist. Mit Hilfe dieser Methode wird der Temperaturunterschied zwischen der Test- und Referenzprobe gemessen.

renzprobe während des kontrollierten Abkühlungs- bzw. Erhitzungszyklus exakt gemessen [103].

Die Bestimmung der Schmelzpunkte und latenten Wärmen sind typische Beispiele der Verwendung der DSC-Methode, die für gewisse Stoffe genauer als CCA ist. Jedoch ist die DSC-Methode auf sehr kleine Proben (Milligramm-Niveau) und Abkühlungs- und Erhitzungsgrade begrenzt [104].

Diese beiden Methoden sind kostspielig und werden nicht bei der Produktion, sondern nur bei Laboruntersuchungen verwendet. Als Alternative steht die CCA-Methode [105] zur Verfügung, die vergleichsweise preiswert ist. Für Aluminiumlegierungen wurde diese Methode erst in den 50er Jahren des 20. Jahrhunderts eingesetzt [106], [107].

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführte Thermoanalyse mit Hilfe der CCA-Methode wurde mit Hilfe eines Versuchsaufbaus, der aus einem Stativ mit Thermoelement, einem Tiegel und einem Rechner mit speziellem PC-Messsystem OMB-DAQ-56 besteht, durchgeführt. Die Proben wurden im keramischen Tiegel gegossen. Der keramische Tiegel war mit Deckel abgedeckt wurde mit Flamme auf 100 °C vor dem ersten Versuch geheizt. Ein Thermoelement wurde durch die Bohrung im Deckel in den Tiegel herein gesteckt. Für die Temperaturermittlung der untersuchten Legierung wurde ein Thermoelement Typ K (Ni-Cr) benutzt. Weiterhin wurden die gemessenen Daten nach einer speziellen Methode mit Microsoft® Excel bearbeitet und die Ableitungskurven berechnet und gezeichnet.

Für die Untersuchung mittels thermischer Analyse wurde die Aluminiumlegierung Al-Si9Mg in konventionellem und elektromagnetisch behandeltem Zustand eingesetzt. Die chemische Zusammensetzung von Proben für die Thermoanalyse wird in der Tabelle 3 dargestellt. Diese Zusammensetzung wird später benötigt, um eine Berechnung von Liquidustemperaturen mit Hilfe der Methode des Siliciumäquivalents [114], [115] durchzuführen.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der Thermoanalysenproben

Konventionelle Legierung						
Si, %	Fe, %	Mn, %	Mg, %	Ti, %	Sr, %	V, %
10,82	0,052	0,572	0,265	0,0582	0,0154	0,0029
Behandelte Legierung						
Si, %	Fe, %	Mn, %	Mg, %	Ti, %	Sr, %	V, %
10,82	0,06	0,592	0,287	0,0587	0,0107	0,0032

Auf dem Bild 30 ist ein Beispiel der ermittelten Abkühlungskurven behandelter und konventioneller Aluminiumlegierung dargestellt. Diese Kurven wurden mit Hilfe von Microsoft® Excel erstellt. Die Kurven der ersten Ableitung ( $dT/dt$ ) wurden nach einiger Transponierung der gemessenen Daten der Abkühlungskurven nach einer Methode berechnet und dargestellt [108], [103]. Hauptsache dieser Methode ist die mathematische Berechnung von Punkten der ersten Ableitungskurve mit gleichzeitiger Ebnung dieser Kurve, weil die Anfangsdaten der Kurve zu großes Rauschen aufweisen.

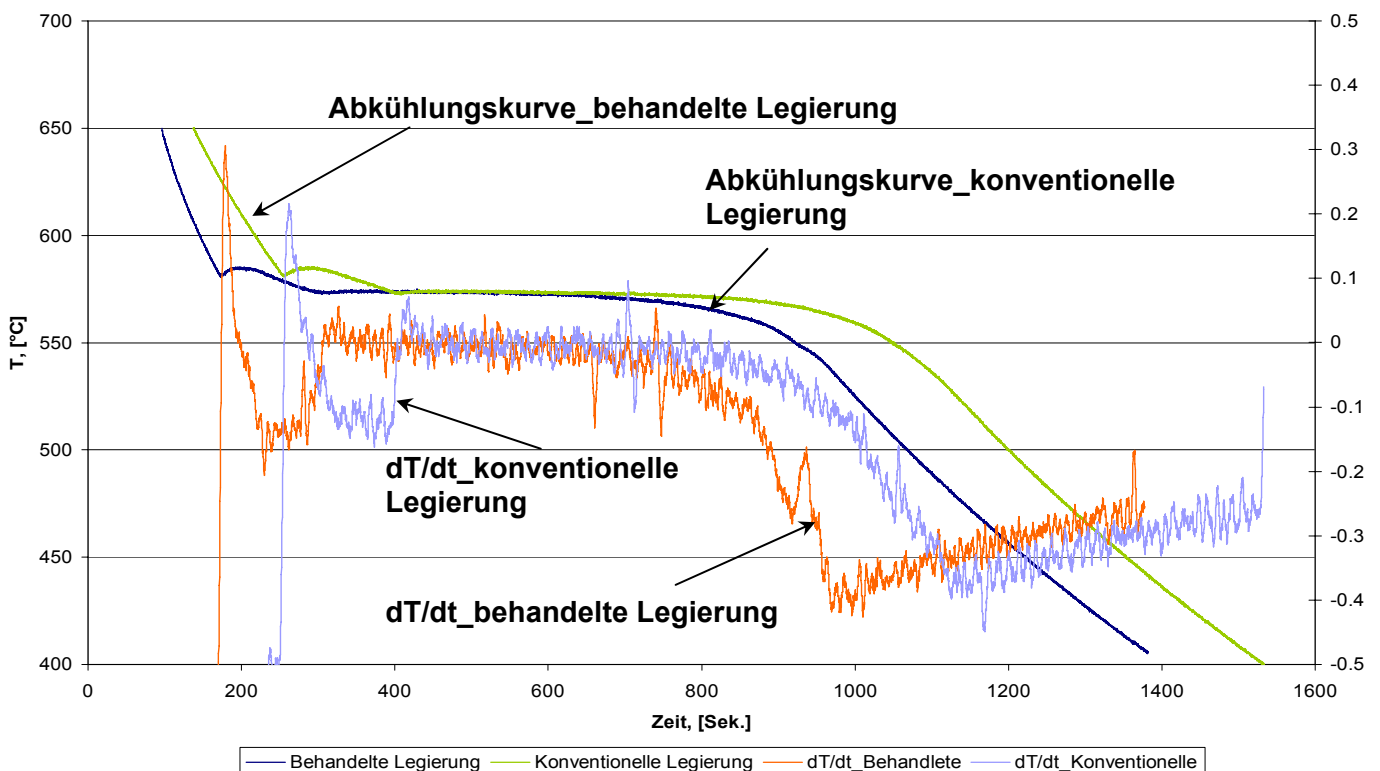


Bild 30: Abkühlungskurven von konventioneller und behandelter Aluminiumlegierung

Aus der Abkühlungskurve und der Kurve für die erste Ableitung von behandelter und konventioneller Aluminiumlegierung sind die kritischen Punkte für diese beiden Legierungen ermittelt worden [109], [103]. In Tabellen 4 und 5 sind die Ergebnisse der Thermoanalyse einer behandelten und konventionellen Aluminiumlegierung, die im keramischen Tiegel gegossen worden sind, dargestellt.

Tabelle 4: Ergebnisse der Thermoanalyse einer konventionellen Aluminiumlegierung

	Gewicht, g	T <sub>Liq</sub> , °C	T <sub>Eut</sub> , °C	T <sub>Sol</sub> , °C	Abkühlgeschwindigkeit, K/s
Konventionelle_1	154	581,5	573	519	0,07
Konventionelle_2	134	580,3	573,4	522	0,07
Konventionelle_3	182	581,1	573,3	521	0,07
Konventionelle_4	147	579,8	573,2	518	0,07

Tabelle 5: Ergebnisse der Thermoanalyse einer behandelten Aluminiumlegierung

	Gewicht, g	T <sub>Liq</sub> , °C	T <sub>Eut</sub> , °C	T <sub>Sol</sub> , °C	Abkühlgeschwindigkeit, K/s
Behandelte_1	155	580,8	573,5	533	0,06
Behandelte_2	158	580,8	573,3	534	0,06
Behandelte_3	163	580,3	572,8	535	0,05
Behandelte_4	156	581,2	573,3	531	0,06

Die Kurven von Bild 30 zeigen uns die Abkühlvorgänge am Beispiel der Legierungen aus dem ersten Versuch. Dieses Beispiel wurde angenommen, da die Versuchsbedingungen bei diesem Versuch für konventionelle und für die behandelte Legierung fast identisch waren (siehe Tabellen 4 und 5).

Auch wurden die Mittelwerte und Standardabweichungen der ermittelten Werte sowohl für die konventionelle Legierung als auch für die behandelte Legierung berechnet. Der Mittelwert ( $\bar{X}$ ) für jede ermittelte Temperatur ergibt sich aus Gleichung (8) [110]. Die Standardabweichungen ( $S_x$ ) und die Messabweichung vom Mittelwert ( $u_{zuf}$ ) sind entsprechend durch die Gleichung (9) und Gleichung (10) berechnet worden [111], [112].

$$\bar{X} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n X_i \quad (8)$$

$$S_x = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2} \quad (9)$$

$$u_{zuf} = \frac{S_x}{\sqrt{n}}, \quad (10)$$

wo  $\bar{X}$  – Mittelwert der erhaltenen Daten,  
 $n$  – Anzahl der Einzelkomponenten,  
 $X_i$  – Einzelkomponente ( $i = 1$  bis  $n$ ),  
 $S_x$  – Standardabweichung der erhaltenen Werte,  
 $u_{zuf}$  – Messabweichung vom Mittelwert.

In unserem Fall ähnelt die Häufigkeitsverteilung nur sehr entfernt einer Normalverteilung und die Abschätzung des wahren Wertes  $X_{Wah}$  durch den Mittelwert  $\bar{X}$  wird dementsprechend ungenau, da unsere gemessene Werte nur wenige Male aufgenommen wurden. Man gibt in solchen Fällen einen Vertrauensbereich an, in dem der wahre Wert mit einer vorgegebenen Wahrscheinlichkeit  $P$  (Vertrauensniveau, statistische Sicherheit) liegt. Nach der Theorie der Beobachtungsfehler (*t-Verteilung nach Student*) berechnet man die zufällige Messabweichung  $u_{zuf}$ , die den Vertrauensbereich abgrenzt, mit einem Faktor  $t_{P,n}$ , der abhängt ist von:

- der geforderten statistischen Sicherheit  $P$  und
- der Anzahl der Messungen  $n$  [110].

In der Industrie ist international ein Vertrauensniveau von 95% üblich. In Tabelle 6 ist die t-Verteilung nach Student für eine statistische Sicherheit von  $P = 95\%$  dargestellt.

Tabelle 6: t-Verteilung nach Student [111]

Anzahl $n$ der Einzelwerte	2	3	4	5	6	10	100
t-Faktor für $P = 95,00\%$	12,7	4,3	3,18	2,78	2,57	2,26	1,98

Wegen der Berücksichtigung der t-Verteilung nach Student ändert sich die Gleichung (10) und nimmt folgende Form an:

$$u_{zuf} = t_{P,n} \frac{S_x}{\sqrt{n}} \quad (11)$$

Die berechneten Ergebnisse der Temperatur behandelter und konventioneller Aluminiumlegierung unter Berücksichtigung der t-Verteilung nach Student werden in Tabelle 7 gemäß folgender Gleichung dargestellt:

$$X = \bar{X} \pm u_{zuf} \quad (12)$$

Tabelle 7: Ergebnisse der Experimente

	T <sub>Liq</sub> , °C	T <sub>Eut</sub> , °C	T <sub>Sol</sub> , °C
Konventionelle	580,7 ± 1,27	573,2 ± 0,32	520 ± 2,86
Behandelte	580,8 ± 0,64	573,2 ± 0,32	533,3 ± 2,86

In Ergebnis der zur Thermoanalyse durchgeführten Versuche kann festgestellt werden, dass die durch ein elektromagnetisches Feld behandelte Aluminiumlegierung Unterschiede im Solidusbereich aufwies. Der Unterschied beträgt etwa 13 °C im Vergleich zur konventionellen Legierung. Für die Versuche wurde die behandelte Legierung auf der Basis der Aluminiumlegierung AlSi9Mg verwendet. Um den Effekt bei der elektromagnetisch behandelten Legierung nachzuweisen, benötigt man weitere Thermoanalyse-Untersuchungen für andere Aluminiumlegierungen. Dazu sind weitere Untersuchungen elektromagnetisch behandelter Legierung im Vergleich zu konventioneller Legierung mit gleicher chemischer Zusammensetzung mittels thermischer Analyse, jedoch mit einer neuen Methode, durchgeführt worden (siehe Abschnitt 3.2.3).

### 3.2.2 Ermittlung von Liquidustemperaturen mit Hilfe der Methode des Siliciumäquivalentes

Arbeiten zur der Bestimmung von Liquidustemperaturen für Aluminium- und andere Legierungen sind von den Autoren [113], [114] und [115] durchgeführt worden.

Um die aus der thermischen Analyse erhaltenen Ergebnisse zu prüfen, wurde in dieser Arbeit die Berechnung der Liquidustemperaturen nach der Methode des Siliciumäquivalentes [114], [115] durchgeführt. Diese Methode wurde gewählt, da sie sehr gut mit praktisch gewonnenen Daten übereinstimmt [114].

Die o. g. Methode erlaubt, die Liquidustemperatur der jeweiligen Al-Si-Legierungen dadurch zu bestimmen, dass die wichtigsten chemischen Elemente wie z. B. Cu, Fe, Mg, Mn durch das sog. Siliciumäquivalent berechnet werden können. Danach wird dieses durch eine spezielle Abhängigkeit in die Liquidustemperatur und eutektische Temperatur umgerechnet. Durch diese Methode wird das Zustandsdiagramm der jeweiligen Aluminiumlegierungen von Mehrkomponenten-System mit kompliziertem Zustandsdiagramm auf ein Zweikomponenten-System auf Basis von Aluminium (Al) und Silicium (Si) reduziert. Um diese Methode zu nutzen, benötigt man nur die chemische Zusammensetzung. Dann werden die chemischen Elemente mit Hilfe von Gleichung (13) zum Siliciumäquivalent umgerechnet. Das Siliciumäquivalent für legierende Elemente wie auch für einige Beimischungselemente und Gase kann als die Summe der einzelnen Legierungskomponenten plus dem Effekt des Siliciums ermittelt werden.

$$Si_{EQ} = Si + \sum Si_{EQ}^{X_i}, \quad (13)$$

Zum Zwecke der Untersuchung mittels thermischer Analyse wurden untereutektische Legierungen eingesetzt. Die Gleichung für die Berechnung der Liquidustemperatur für untereutektische Aluminiumlegierungen wird in der Gleichung (14) dargestellt [114]:

$$T_{Liq}^{Untereut} = 660,452 - 6,11Si_{EQ} - 0,057Si_{EQ}^2, \quad (14)$$

Bei Nutzung der Methode des Siliciumäquivalentes können auch andere thermo-physikalische Eigenschaften, wie z. B. die latente Wärme und andere charakteristische Temperaturen bestimmt werden [115], [116].

In der Tabelle 8 werden die mit Hilfe des Siliciumäquivalentes berechnete Liquidustemperatur ( $T_{Liq\_SiEQ}$ ) und die eutektische Temperatur ( $T_{Eut\_SiEQ}$ ) der untersuchten unbehandelten und der elektromagnetisch behandelten Aluminiumlegierung AlSi9Mg dargestellt.

Tabelle 8: Berechnete kritische Temperaturen

	$T_{Liq}, ^\circ C$	$T_{Eut}, ^\circ C$	$T_{Liq\_SiEQ}, ^\circ C$	$T_{Eut\_SiEQ}, ^\circ C$
Konventionelle	580,7	573,2	583,99	573,53
Behandelte	580,8	573,2	583,83	573,35

Die berechneten Daten haben keinen relevanten Unterschied zu den von den Abkühlungskurven genommenen Daten gezeigt und der Unterschied der Liquidustemperatur

von 4 °C kann dabei vernachlässigt werden. Die Übereinstimmung der ermittelten und berechneten Werte bestätigt die Richtigkeit der gewonnenen kritischen Temperaturen für die konventionelle und elektromagnetisch behandelte Legierung.

### 3.2.3 Weitere Untersuchungen mit Hilfe einer speziellen Methode der thermischen Analyse

Um den Unterschied zwischen konventioneller Aluminiumlegierung und behandelter Aluminiumlegierung zu ermitteln, wurden weitere Untersuchungen einer elektromagnetisch behandelten Aluminiumlegierung mit Hilfe einer speziellen Methode der Thermanalyse [117], die im Physikalisch-Technologischen Institut für Metalle und Legierungen in Kiev entwickelt wurde, durchgeführt .

Der Unterschied zur konventionellen Methode der thermischen Analyse besteht darin, dass bei dieser Methode anstatt der ersten Ableitungskurve der Abkühlungskurve einer Legierung eine Kurve der Abkühlungsgeschwindigkeit (Abkühlungsrate) (siehe Bild 31) benötigt wird [99].

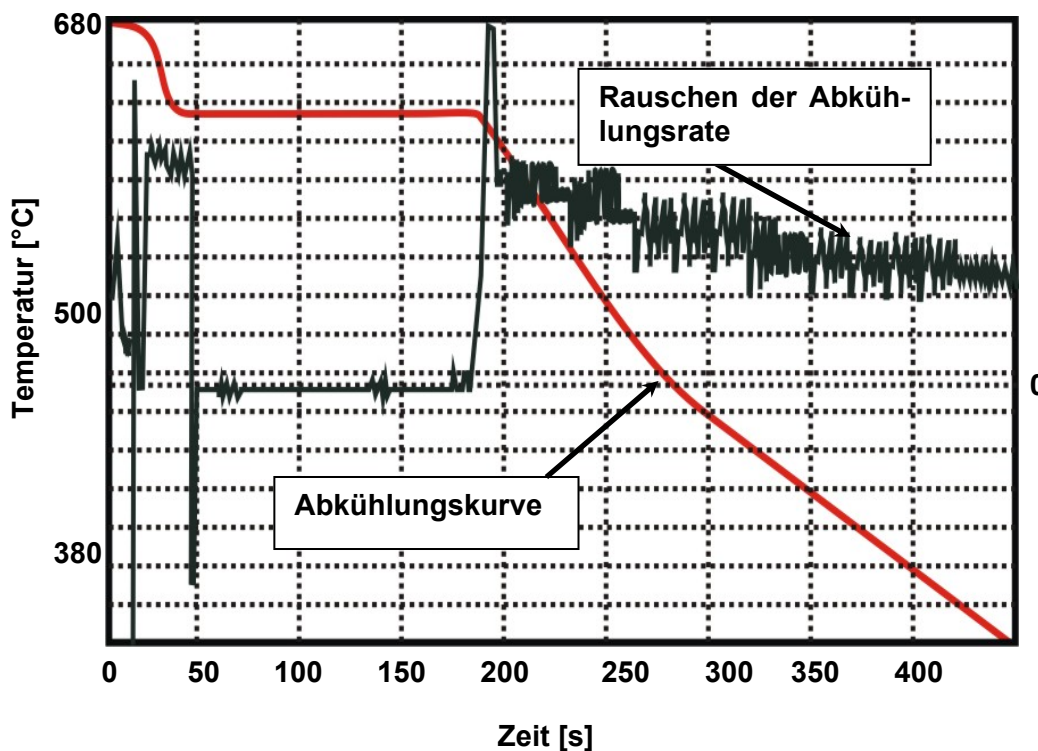


Bild 31: Beispiel einer Abkühlungskurve und der Kurve der Abkühlungsrate



Um die thermische Analyse nach dieser Methode durchführen zu können, wurde ein spezieller Versuchsaufbau eingesetzt. Dieser besteht aus folgenden Bestandteilen (siehe Bild 32):

- Probeentnahmegesetz für die flüssige Legierung,
- A-D-Umsetzer des Signal eines Thermoelementes,
- Rechner mit spezieller Software.

Das Hauptprinzip dieser Methode basiert auf der Auswahl von Hauptkriterien der Bewertung des Legierungszustandes mit Hilfe solcher neuer Charakteristiken wie z. B. der Abkühlungsrate (siehe Bild 30) einer Legierung und das Verhältnis von der latenten Kristallisationswärme zur Wärmekapazität dieser Legierung ( $L/C$ ). Die Kurve der Abkühlungsrate spiegelt geringste Veränderungen der Temperatur, die eine Folge der entsprechend komplizierten Kombination von chemischen und physikalischen Prozessen sind, wider. Diese machen sich im Kristallisationsintervall als das Rauschen auf der Kurve der Abkühlungsrate bemerkbar [99].  $L/C$  ist die Summe von Kristallisationswärmen und der Wärmekapazität jeder Phase der untersuchten Legierung und stellt einen Qualitätsparameter der Legierung sowie der physikalischen Eigenschaften dieser Legierung dar.

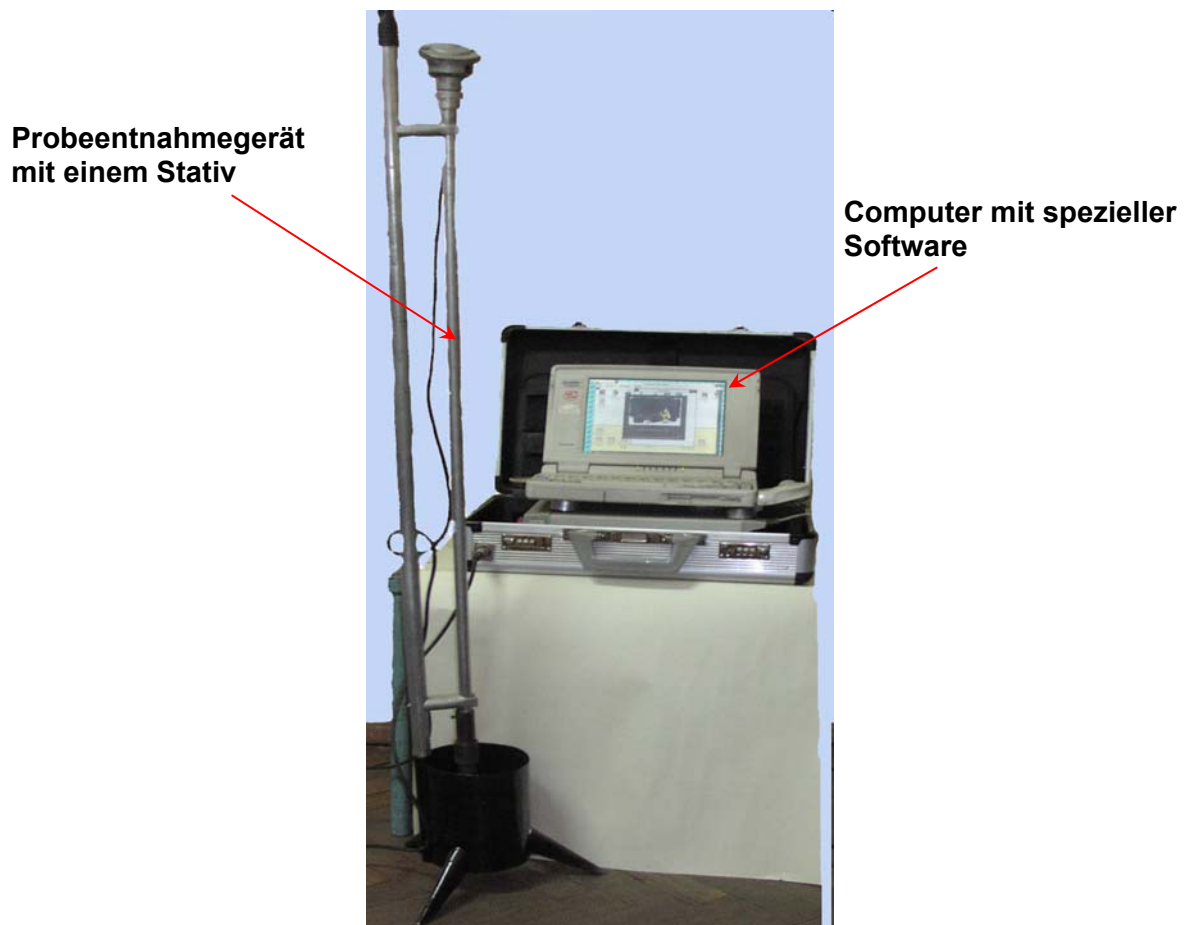


Bild 32: Anlage zur Durchführung der thermischen Analyse [117]

Die neue Methode der thermischen Analyse wurde auch in dieser Arbeit für Untersuchungszwecke eingesetzt. Dafür wurden die Aluminiumlegierungen  $AlSi7Mg$  und  $AlSi6Cu4$  verwendet. Für die Versuche wurden zehn Metallproben verwendet. Für jeden Versuch wurden mit Hilfe spezieller Analysensoftware zwei Kurven (Abkühlungskurve und Kurve der Abkühlungsrate) aufgenommen. Als Beispiel wurden in dieser Arbeit die erhaltenen Kurven einer konventionellen und einer behandelten Legierung  $AlSi6Cu4$  in Bild 33 und Bild 34 gegenübergestellt.

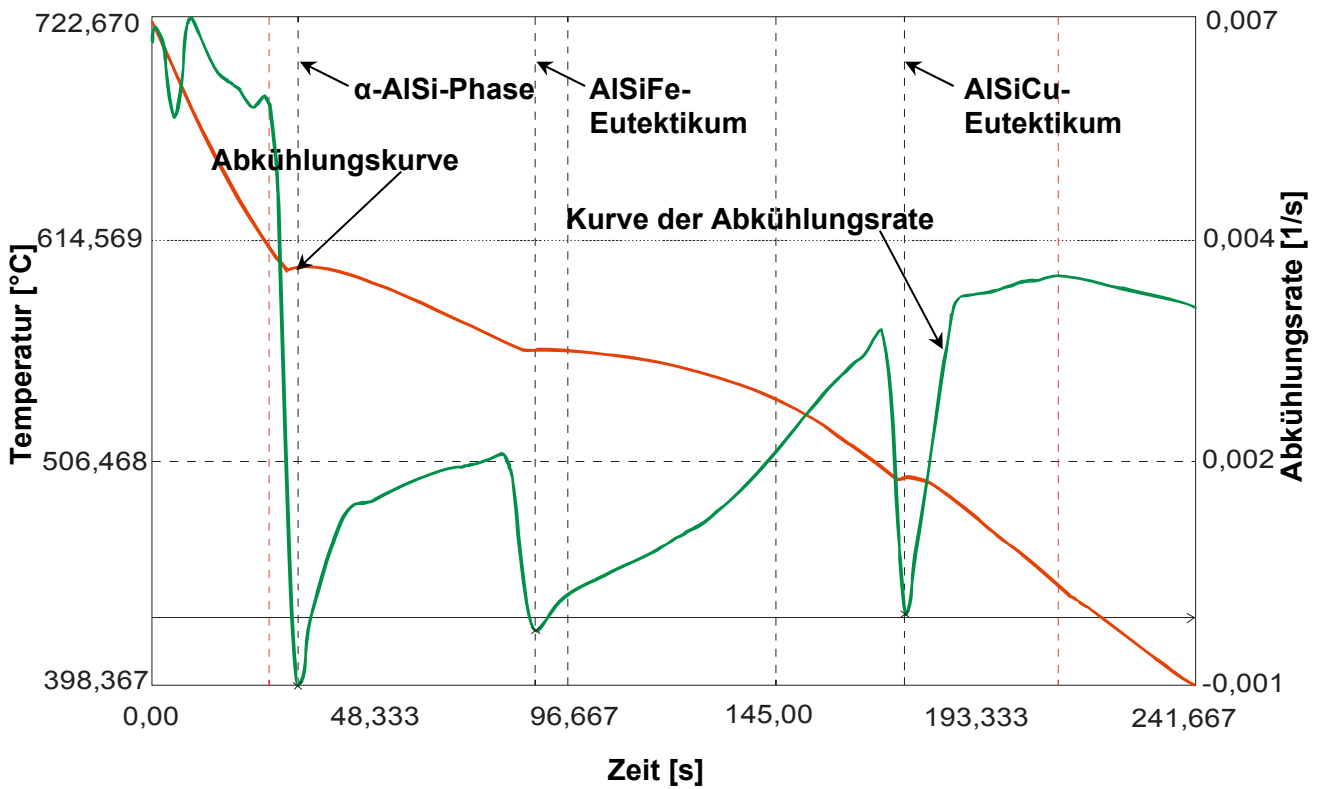


Bild 33: Kurven der konventionellen Legierung AlSi6Cu4

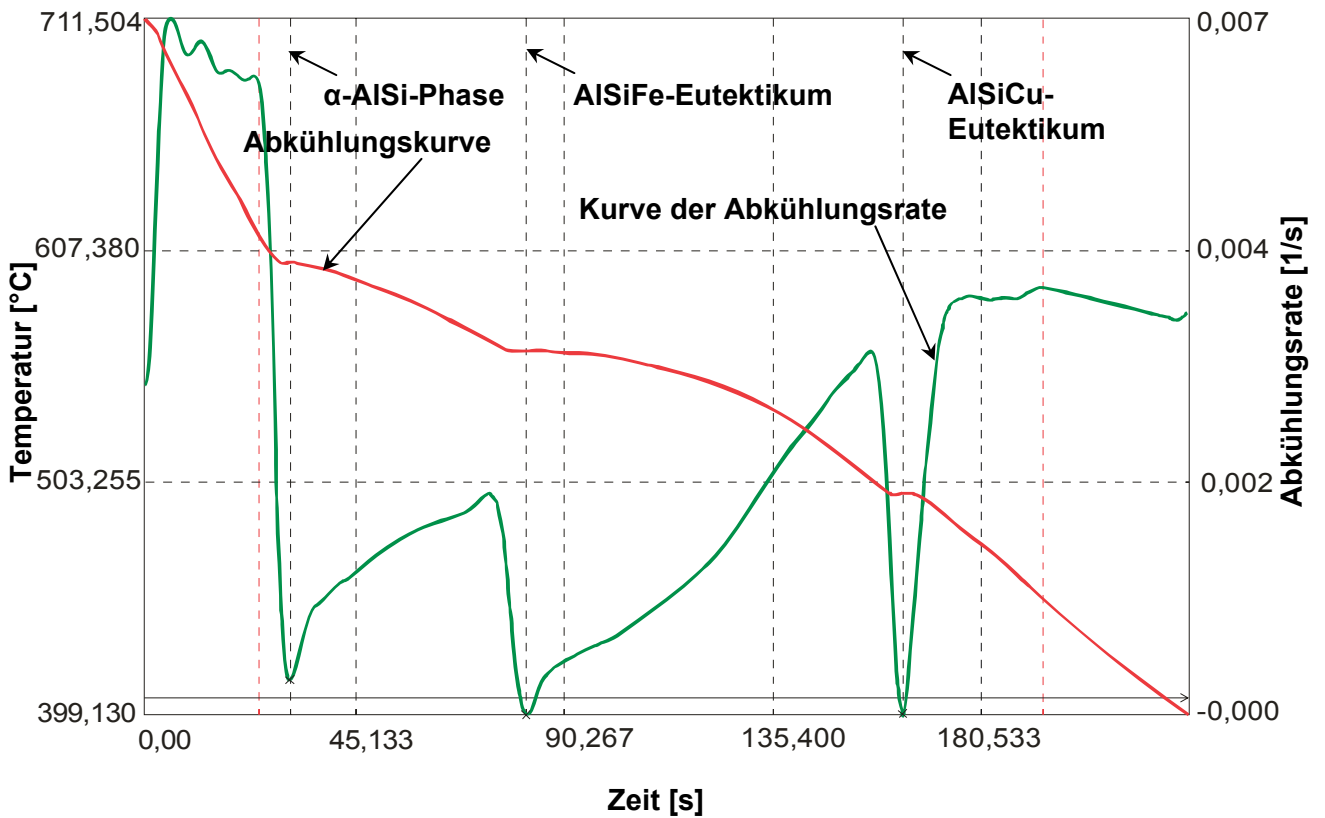


Bild 34: Kurven der behandelten Legierung AlSi6Cu4

Jede Spitze der Kurve der Abkühlungsrate bedeutet, dass die Existenz einer Phase in der erstarrenden Legierung vorliegt. Der Anfang, die Mitte und das Ende einer jeden Phase werden auf der Kurve des Abkühlungstempos eingesetzt.

Es ist möglich, auf Grund der erhaltenen Abkühlungs- und Abkühlungsrateskurven mit Hilfe einer speziellen Software folgende Parameter der jeweiligen Legierung zu bestimmen:

- nichtmetallische Einschlüsse,
- interdendritische Porosität,
- Schwindungslunker,
- Modifikationsgrad des Eutektikums,
- Gas- und Mikrolunker,
- Plastizität,
- Gesamtvolumen des Eutektikums,
- Erwärmungstemperatur,
- Kristallisationsdauer,
- voraussichtliche Zugfestigkeit (nach Wärmebehandlung T2) ,
- voraussichtliche Bruchdehnung (nach Wärmebehandlung T2),
- Härte (nach Wärmebehandlung T2),
- voraussichtliche chemische Zusammensetzung.

Die nachfolgende Tabelle 9 zeigt die ermittelten Parameter für die untersuchten Legierungen, in unserem Fall für die konventionelle und elektromagnetisch behandelte Legierung AlSi6Cu4.

Tabelle 9: Beispiel der gewonnenen Daten

<b>Ermittelte Parameter</b>	<b>Konventionelle Legierung</b>	<b>Behandelte Legierung</b>
<b>nichtmetallische Einschlüsse</b>	5,87E-003	6,00E-003
<b>interdendritische Porosität, %</b>	0,00	0,00
<b>Schwindungslunker, %</b>	< 0,02	< 0,02
<b>Modifikationsgrad des Eutektikums, %</b>	4,3	4,6
<b>Plastizität, %</b>	10,7	1,8

<b>Gesamtvolumen des Eutektikums, %</b>	61,3	61,9
<b>Erwärmungstemperatur, °C</b>	745	734
<b>Kristallisationsdauer, s</b>	183	169
<b>Zugfestigkeit, MPa</b>	236	188,9
<b>Bruchdehnung, %</b>	2,5	1
<b>Härte, HB</b>	79,9	74
<b>Chemische Zusammensetzung, %</b>	Si:7,02;Fe:0,42; Mg:0,18;Mn:<0,2; Cu:5,06;Ti:0,1; Zn:0,25	Si:7,09;Fe:0,42; Mg:0,18;Mn:<0,2; Cu:5,07; Ti:0,1; Zn:0,25

Während der durchgeführten Untersuchungen wurden auch die Kristallisationsparameter und Phasenvolumina von jeder Phase sowohl für die konventionelle als auch die elektromagnetisch behandelte Legierung ermittelt. Dies wird in den Tabellen 10 und 11 dargestellt.

Diese wurden lediglich als Beispiel für eine behandelte und eine konventionelle AlSi6Cu4-Legierung dargestellt. Es wurden jedoch mehrere Versuche mit Legierung AlSi6Cu4 und AlSi7Mg durchgeführt, deren Ergebnisse in dieser Arbeit nicht dargestellt sind.

Tabelle 10: Temperaturen und Volumina der konventionellen Legierung AlSi6Cu4

№	Type of phases	Temperature, °C			Volume, %	
		T <sub>L</sub>	T <sub>ext</sub>	T <sub>s</sub>	V <sub>Σ</sub>	V <sub>s</sub>
1	Alfa AlSi	611,2	600,8	565,9	38,7	4,2
2	Eut. AlSiFe	565,9	561,5	504,8	53,5	6,0
3	Eut. AlSiCu	504,8	499,5	447,3	7,8	2,4

Tabelle 11: Temperaturen und Volumina der behandelten Legierung AlSi6Cu4

№	Type of phases	Temperature, °C			Volume, %	
		T <sub>L</sub>	T <sub>ext</sub>	T <sub>s</sub>	V <sub>Σ</sub>	V <sub>s</sub>
1	Alfa AlSi	613,8	602,1	567,2	38,1	3,9
2	Eut. AlSiFe	567,2	562,7	505,1	54	6,3
3	Eut. AlSiCu	505,1	498,5	451	7,9	3,1

Aus den erhaltenen Ergebnissen geht hervor, dass es einen Unterschied zwischen der konventionellen Legierung und der elektromagnetisch behandelten Legierung gibt. Besonders betrifft dies solche Parameter wie die nichtmetallische Einschlüsse, die Plastizität, die Kristallisationsdauer und die kritischen Temperaturen. Es wurden keine gleichen Ergebnisse für jede Probe bekommen. Eine mögliche Ursache liegt darin, dass die untersuchten Proben aus der Mitte des Massels der untersuchten Legierungen entnommen worden sind, wobei möglicherweise ein unterschiedlicher Seigerungsgrad vorhanden war. Dazu muss noch erwähnt werden, dass die entwickelte neue Methode der thermischen Analyse für die geschmolzenen Legierungen gut geeignet ist, jedoch wurden für die Vergleichsuntersuchungen in dieser Arbeit feste Proben aus den Masseln eingesetzt, die im weiteren im Ofen auf-geschmolzen wurden. Das alles kann zu den nicht ganz exakten Ergebnissen führen. Um das zu vermeiden, müssen die zu untersuchenden Legierungen aus den Masseln erschmolzen werden und dann unter den gleichen Abkühlungsbedingungen erstarren. Danach können diese erstarrten Legierungen wieder aufgeschmolzen werden und für die neue Methode der thermischen Analyse eingesetzt werden.

### 3.3 Durchführung von Viskositätsmessungen

Die Viskosität, auch als Zähigkeit oder innere Reibung bezeichnet, wird durch die Tangentialkraft  $K$  definiert, welche zwei Flüssigkeitsschichten der Fläche  $S$  in einem Abstand  $z$  aufeinander ausüben, wenn zwischen ihnen das Geschwindigkeitsgefälle  $dv/dz$  herrscht:

$$K = \eta S \cdot \frac{dv}{dz} \quad (15)$$

Die Einheit des Viskositätskoeffizienten  $\eta$  ist Pa·s und heißt dynamische Viskosität. Größe

$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \quad (16)$$

wird als kinematische Viskosität bezeichnet.

Neuerdings spielt die Viskosität einer Schmelze in der Materialforschung eine wichtige Rolle und hat sowohl theoretische als auch praktische Bedeutung [118]. Die theoreti-

schen Kenntnisse der Viskosität erlauben, Eigenschaften und Struktur einer Schmelze besser zu verstehen.

Die dynamische Viskosität ist ein wichtiger Parameter der jeweiligen Legierung im geschmolzenen Zustand. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Viskositätsmessungen wurde mit Hilfe von Kollegen der Physikalischen Fakultät der TU Chemnitz an einem speziell entwickelten Versuchsaufbau durchgeführt. Bei dem neuen Messgerät handelt es sich um ein so genanntes Schwingtiegelviskosimeter (Bild 35 a und b). Die Schwingtiegel-Methode ist für metallische Systeme sehr gut geeignet.

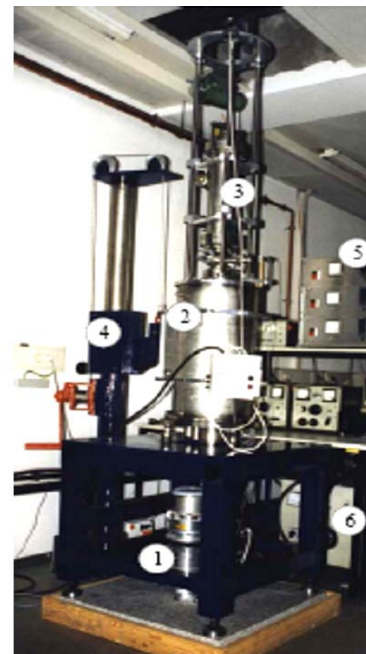
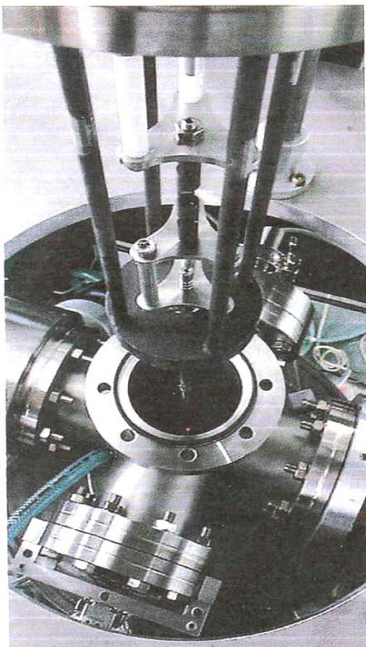


Bild 35: Experimentelle Anlage für die Viskositätsmessung (1 – Turbomolekularpumpe, 2 – Rezipient, 3 – Pendelaufsatz, 4 – Anhebesystem, 5 – Temperaturregelseinheit, 6 – Trafos)

Diese Methode ist eine Absolutmethode, d. h., dass die dynamische Viskosität ohne Kalibrierung mit den Viskositätswerten bekannter Flüssigkeiten bestimmt werden kann. Das Prinzip der Schwingtiegelmethode ist in Bild 36 schematisch dargestellt.

Die Ampulle mit einer zu untersuchenden Flüssigkeit wird an einen Torsionsdraht gehängt. Mit einem Motor wird das Torsionspendel in Drehschwingungen versetzt. Wegen der inneren Reibung der flüssigen Probe wird diese Drehschwingung abhängig von der Größe der Viskosität schneller oder langsamer gedämpft. Logarithmisches Dekrement und die Schwingungsperiode können mittels eines an dem Pendel angebrachten Spie-

gels und eines Lasers in einem Photodiodenschaltkreis erfasst werden. Datenerfassung und Auswertung werden mit Hilfe eines Rechners und spezieller Software „VISK 2006“ realisiert.

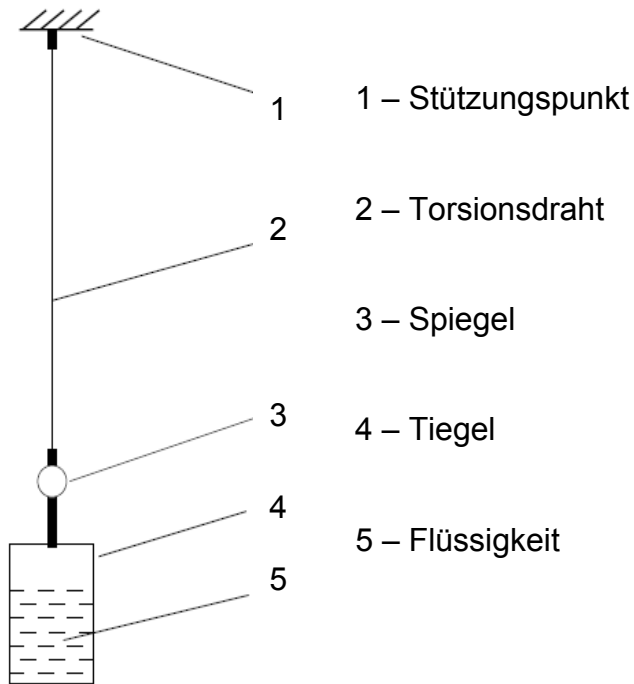


Bild 36: Das Prinzip der Schwingtiegelmethode

Die Anlage ist weiterhin mit einem Ofen ausgerüstet, worin die zu untersuchenden Proben bis auf 2300 °C erhitzt werden können. Als Tiegelmateriale benutzt man für die Bestimmung der dynamischen Viskosität an schmelzflüssigen Aluminiumlegierungen Bor-nitrid. Dieser Tiegel ist mit Graphit ummantelt. Für die bessere Erfassung der Viskositätsdaten muss die aufgeschmolzene Aluminiumlegierung evakuiert werden, um die Oxydhaut auf der Oberfläche zu beseitigen. Dafür wird eine Vakuumpumpe benutzt, die einen Unterdruck bis zu  $10^{-6}$  mbar gewährleisten kann.

Für die Viskositätsbestimmung benötigt man die Masse der Probe sowie die Abmaße der Kontaktfläche zwischen der Flüssigkeit und dem Tiegel. Die Zurüstung registriert die Frequenz der Oszillationen, die in der Schmelze initiiert wurden. Mit Hilfe der Software „VISK 2006“ kann aus den Oszillationen direkt die dynamische Viskosität ermittelt werden. Normalerweise werden 15 bis 20 Oszillationsmessungen durchgeführt. Auch kann man mit dieser Software sofort nach der Messung die Abhängigkeit der



Viskosität von der Temperatur graphisch darstellen. Die erhaltenen Daten stimmen gut mit der Arrhenius-Gleichung [119]

$$\eta = \eta_0 \cdot \exp\left(-\frac{B}{RT}\right) \quad (17)$$

Überein, wobei  $B$  – eine Konstante, speziell für jeden Stoff,

$R$  – Gaskonstante  $R = 8,314 \text{ J}/(\text{K}\cdot\text{mol})$ ,

$T$  – Temperatur.

Das Fließvermögen  $FV$  einer Flüssigkeit ist umgekehrt proportional zur dynamischen Viskosität:

$$FV \sim \frac{1}{\eta}. \quad (18)$$

Für die Bestimmung der Viskosität von Metallen ist es erforderlich den Temperaturbereich zwischen  $T_{\text{sol}}$  und  $T_{\text{liq}}$  genau zu kennen.

Es wurden Proben aus behandelter und konventioneller Legierung AlSi9Mg untersucht. Für beide Proben wurde ein einheitliches Temperaturprofil verwendet. Beim Aufheizen zeigte sich, dass erste Messwerte bei einer Temperatur von  $620 \text{ }^\circ\text{C}$ , entsprechend einer zum Schmelzen der Probe notwendigen Überhitzung, erhalten wurden. Messdaten wurden anschließend für 90 Minuten bei  $620 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  sowie  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  sowie während des kontinuierlichen Abkühlens mit einer Kühlrate von  $1\text{K}/\text{min}$  gewonnen. Das Temperaturprogramm ist im Bild 37 dargestellt.

Die gemessene Viskosität der konventionell hergestellten Probe liegt über den gesamten Temperaturbereich etwa  $0,3 \text{ mPa}\cdot\text{s}$  niedriger als die der behandelten Probe. Direkt nach dem Aufschmelzen wird ein Gleichgewichtswert der dynamischen Viskosität im Fall der konventionell präparierten Probe nahezu sofort erreicht, im Fall der behandelten Probe nimmt die Viskosität kontinuierlich ab. Bei  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  bleibt die Viskosität beider Proben stabil.

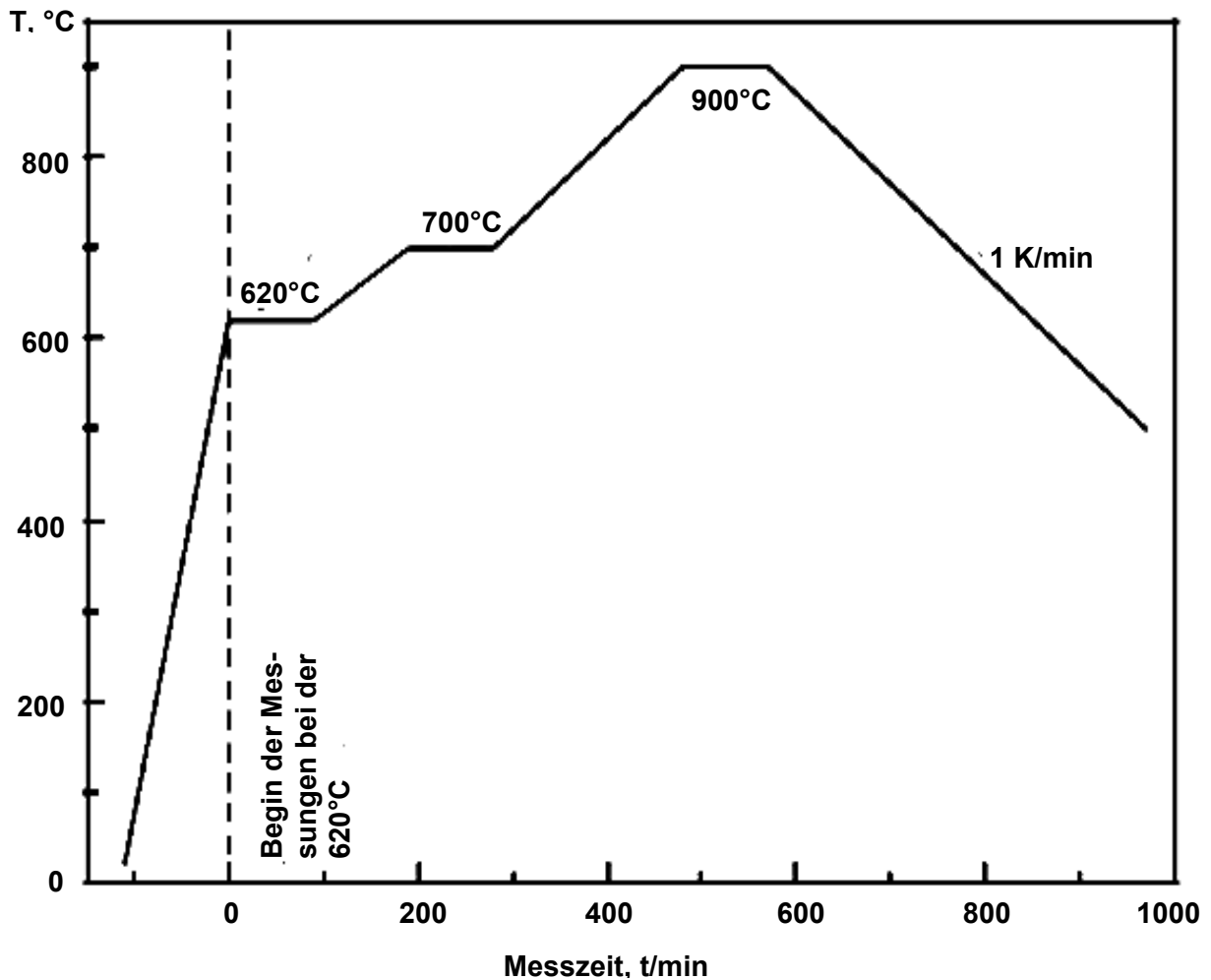


Bild 37: Temperaturprofile der Viskositätsmessung

Bild 38 zeigt die gewonnenen Messdaten, aufgetragen über der Messzeit nach Erreichen von  $620$   $^{\circ}\text{C}$ .

Im gesamten Kurvenverlauf zeigt die behandelte Probe eine deutlich größere Streuung der Messwerte. In der Tabelle 12 sind die Ergebnisse für Messungen bei  $700$  und  $900$   $^{\circ}\text{C}$  und die Standardabweichungen (Fehlerabschätzung) für die gemessenen Werte dargestellt. Nach einer von Cakici [120] durchgeführten Fehlerabschätzung ist der relative Fehler der gemessenen Viskosität nicht größer als  $5\%$ .

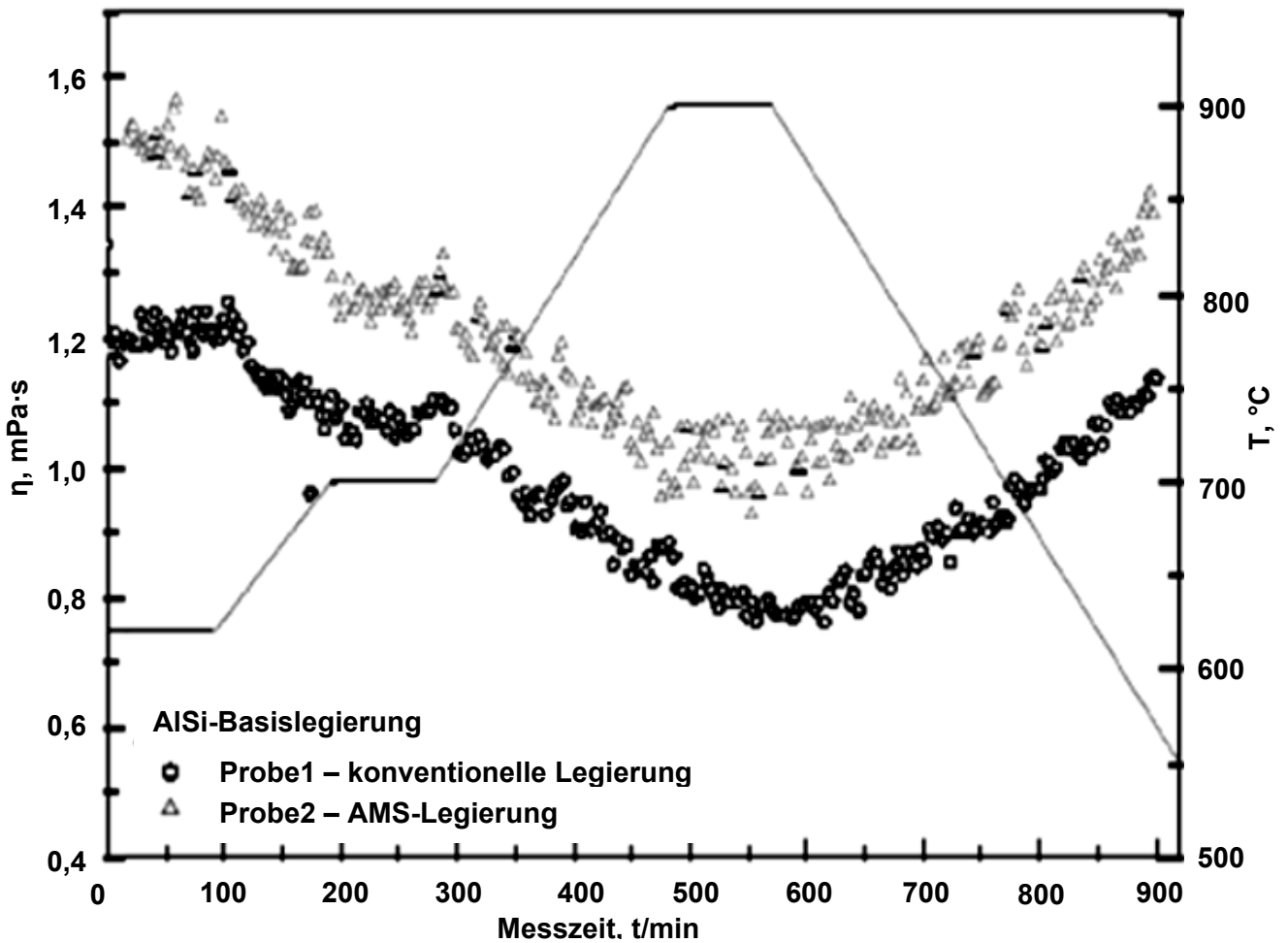


Bild 38: Viskositätsdaten im Zeitverlauf

Tabelle 12: Viskositätswerte

Legierung	700 °C		900 °C	
	$\eta$ , mPa·s	$\sigma_\eta$ , mPa·s	$\eta$ , mPa·s	$\sigma_\eta$ , mPa·s
<b>Konventionelle Legierung</b>	1,071	0,004	0,805	0,005
<b>AMS-Legierung</b>	1,256	0,004	1,025	0,009

Die in der Tabelle 12 dargestellten Ergebnisse haben gezeigt, dass die ausgeführten Viskositätsmessungen einen statistisch gesicherten Unterschied zwischen den beiden Legierungen aufweisen. Die "behandelte" Probe weist im gesamten untersuchten Temperaturbereich zwischen 570 °C und 900 °C eine um ca. 0.3 mPa·s erhöhte dynamische Viskosität auf.

Als weitere Schritte der Untersuchung auf dem Gebiet der Viskosität werden zusätzliche Viskositätsmessungen von Legierungen mit veränderter Zusammensetzung empfohlen, mit dem Ziel, das auftretende Rauschen der Messdaten zu verringern und den untersuchten Temperaturbereich zu erweitern.

### 3.4 Ermittlung von thermophysikalischen Eigenschaften konventioneller und behandelter Aluminiumlegierungen

Die Wärmeleitfähigkeit, auch Wärmeleitzahl ( $\lambda$ ) eines Festkörpers, einer Flüssigkeit oder eines Gases kann durch die Geschwindigkeit, mit der sich die Erwärmung durch den Stoff ausbreitet, bestimmt werden [121]. Die Wärmeleitfähigkeit ist also das Vermögen eines Stoffes, thermische Energie mittels Wärmeleitung in Form von Wärme zu transportieren. Die Wärmeleitfähigkeit in  $W/(K \cdot m)$  ist eine temperaturabhängige Materialkonstante und wird nach folgender Gleichung berechnet:

$$\lambda(T) = \rho \cdot c_p(T) \cdot a(T), \quad (19)$$

wobei  $\rho$  – Dichte,

$c_p$  – spezifische Wärmekapazität,

$a$  – Temperaturleitfähigkeit,

$T$  – Temperatur.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden die thermophysikalischen Eigenschaften, wie Temperaturleitfähigkeit, spezifische Wärme und die Wärmeleitfähigkeit für die konventionelle und behandelte Aluminiumlegierung für zwei unterschiedliche Legierungen ermittelt. Es wurden zwei Versuchsreihen für zwei verschiedene Legierungstypen durchgeführt. Eine davon – Legierung AlSi9Mg – ist für das Druckgussverfahren und die zweite – Legierung AlSi10Mg – ist für das Schwerkraftkokillengießen vorgesehen. Darüber hinaus wurden die behandelten Legierungen mit zwei verschiedenen Einstellungen behandelt, um unterschiedliche Ziele zu erreichen. Für die Druckgusslegierung wurde vorgesehen, eine größere Zähigkeit nach der Behandlung zu erzeugen, da diese günstig für den Druckgießprozess ist. Für die Kokillengusslegierung benötigt man im Unterschied zur Druckgusslegierung eine bessere Fließfähigkeit, welche während der Füllung der Gießform eine bedeutende Rolle spielt.

Alle durchgeführten Untersuchungen für die Kokillengusslegierung AlSi10Cu wurden bei der Fa. Netzsch durchgeführt [122]. Die Temperaturleitfähigkeit und die spezifische Wärme wurden mit einer Laser-Flash-Apparatur NETZSCH-LFA 457 gemessen. Das für diese Messungen benutzte Gerät ist mit einem luftgekühlten Hochtemperaturofen für Messungen im Temperaturbereich von 25 bis 1100 °C ausgestattet. Proben- und Ofenraum sind durch ein Schutzrohr voneinander getrennt, so dass Messungen unter Vakuum sowie oxidierender, reduzierender oder inerter Atmosphäre möglich sind. Das Gerät besitzt einen Probenwechsler, der es ermöglicht, bis zu 3 Proben bei nur einer Aufheizung zu messen. Der Temperaturanstieg auf der Rückseite der Probe wird mit einem Infrarotdetektor gemessen. Für die manuelle oder vollautomatische Steuerung des Versuchsablaufs sowie Datenerfassung und -auswertung steht ein umfangreiches MS<sup>®</sup>-Windows<sup>™</sup>-Softwarepaket für PC zur Verfügung. Eingebaute mathematische Modellfunktionen ermöglichen Korrekturrechnungen bei "finite pulse"- und "heat loss"-Effekten. Ebenso können die Temperaturleitfähigkeit von 2- oder 3-schichtigen Proben und der Kontaktwiderstand bei 2-schichtigen Proben berechnet werden.

Die Ermittlung der thermophysikalischen Eigenschaften lief folgenderweise ab: Die Flash-Messungen wurden in einem Standardprobenhalter (12,7 mm Durchmesser) zwischen Raumtemperatur (20 °C) und 400 °C vorgenommen. Vor den Messungen wurde die Probe mit Graphit beschichtet, um ein optimales Absorptions- bzw. Emissionsvermögen zu gewährleisten. Es wurden bei jeder Temperaturstufe 5 Einzelmessungen durchgeführt. Die Ergebnistabellen enthalten den daraus bestimmten Mittelwert. Die Ermittlung der spezifischen Wärme erfolgte über die Vergleichsmethode. Dafür wurde das LFA-System mit einem  $c_p$ -Standard (Aluminium) kalibriert. Die Dichte bei RT wurde mittels hydrostatischer Waage bestimmt.

Ergebnisse dieser Untersuchungen für die Legierung AlSi10Mg im konventionellen und im behandelten Zustand sind in den Tabellen 13 und 14 dargestellt.

Tabelle 13: Thermophysikalische Eigenschaften der konventionellen Kokillengusslegierung AlSi10Mg

Dicke: 2,520 mm / Dichte: 2,638 g/cm <sup>3</sup>			
Temperatur, °C	Temperaturleitfähigkeit, mm <sup>2</sup> /s	Spezifische Wärmekapazität, J/(g K)	Wärmeleitfähigkeit, W/(m K)
26	70,375	0,831	154,275
100	69,561	0,885	162,399
200	69,233	0,912	166,565
300	68,398	0,960	173,217
400	64,387	1,010	171,551

Tabelle 14: Thermophysikalische Eigenschaften der behandelten Kokillengusslegierung AlSi10Mg

Dicke: 2,520 mm / Dichte: 2,654 g/cm <sup>3</sup>			
Temperatur, °C	Temperaturleitfähigkeit, mm <sup>2</sup> /s	Spezifische Wärmekapazität, J/(g K)	Wärmeleitfähigkeit, W/(m K)
25	70,644	0,848	158,991
101	69,741	0,898	166,213
200	69,216	0,918	168,636
301	68,381	0,969	175,857
401	64,567	1,027	175,988

Die graphischen Darstellungen der gewonnenen Daten der Kokillengusslegierung AlSi10Mg sind im Anhang dieser Arbeit zu finden (siehe Bilder 50 bis 53).

Im Fall der Druckgusslegierung AlSi9Mg wurden die Versuche mit Fa. Netzsch durchgeführt. Es wurden die Temperaturleitfähigkeit, die spezifische Wärme und die Wärmeleitfähigkeit sowohl für die konventionelle Legierung AlSi9Mg als auch für die nach AMS-Technologie behandelte Legierung AlSi9Mg bestimmt. Die Wärmeleitfähigkeit dieser Legierungen wurde, wie auch für die Kokillengusslegierungen, nach der Gleichung (19) berechnet.

Für die Untersuchungen wurden die Geräte DIL 402C, DSC 404C Pegasus und LFA 427 der Fa. Netzsch genutzt. Die Proben wurden in den geforderten Abmessungen und Qualitäten übergeben. Für die TMA-Untersuchungen (Thermomechanische Analyse)

wurden zylindrische Proben mit 5 mm Durchmesser und einer Länge von 25 mm genutzt.

Die DSC-Messungen (Differential Scanning Calorimetry) erfordern scheibenförmige Proben mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Dicke von 0,5 mm, wobei insbesondere die Auflagefläche zum Messkopf einen guten thermischen Kontakt gewährleisten muss. Zur Anpassung der Gesamtwärmekapazität der Probe waren teilweise Nacharbeiten notwendig.

Für die LFA-Messungen (Laser-Flash-Apparatur) kam wegen der höheren Genauigkeit die Probenkörperhalterung für Proben mit einem Durchmesser von ca. 12,5 mm zum Einsatz. Die Scheiben wurden beidseitig mit Graphit beschichtet.

Ergebnisse dieser Untersuchungen für die Legierung AlSi9Mg im konventionellen und im behandelten Zustand sind in den Tabellen 15 und 16 dargestellt. Eine graphische Darstellung dieser Werte befindet sich im Anhang dieser Arbeit.

Tabelle 15: Thermophysikalische Eigenschaften der konventionellen Druckgusslegierung AlSi9Mg

Dichte: 2,632 g/cm <sup>3</sup>			
Temperatur, °C	Temperaturleitfähigkeit, mm <sup>2</sup> /s	Spezifische Wärmekapazität, J/(g K)	Wärmeleitfähigkeit, W/(m K)
25	55,144	0,893	129,589
100	56,4	0,926	129,589
200	61,36	0,947	151,185
300	62,26	1,01	162,421
400	63,336	1,057	171,623
500	59,934	1,202	183,437

Tabelle 16: Thermophysikalische Eigenschaften der behandelten Druckgusslegierung AlSi9Mg

Dichte: 2,675 g/cm <sup>3</sup>			
Temperatur, °C	Temperaturleitfähigkeit, mm <sup>2</sup> /s	Spezifische Wärmekapazität, J/(g K)	Wärmeleitfähigkeit, W/(m K)
25	67,709	0,915	165,601
100	66,208	0,94	165,620
200	65,426	0,959	165,938
300	64,327	0,984	167,134
400	61,403	1,06	169,604
500	56,593	1,192	174,610

Auf den Bildern 39 und 40 sind als Beispiel die Wärmeleitfähigkeiten von Legierungen AlSi10Mg und AlSi9Mg dargestellt.

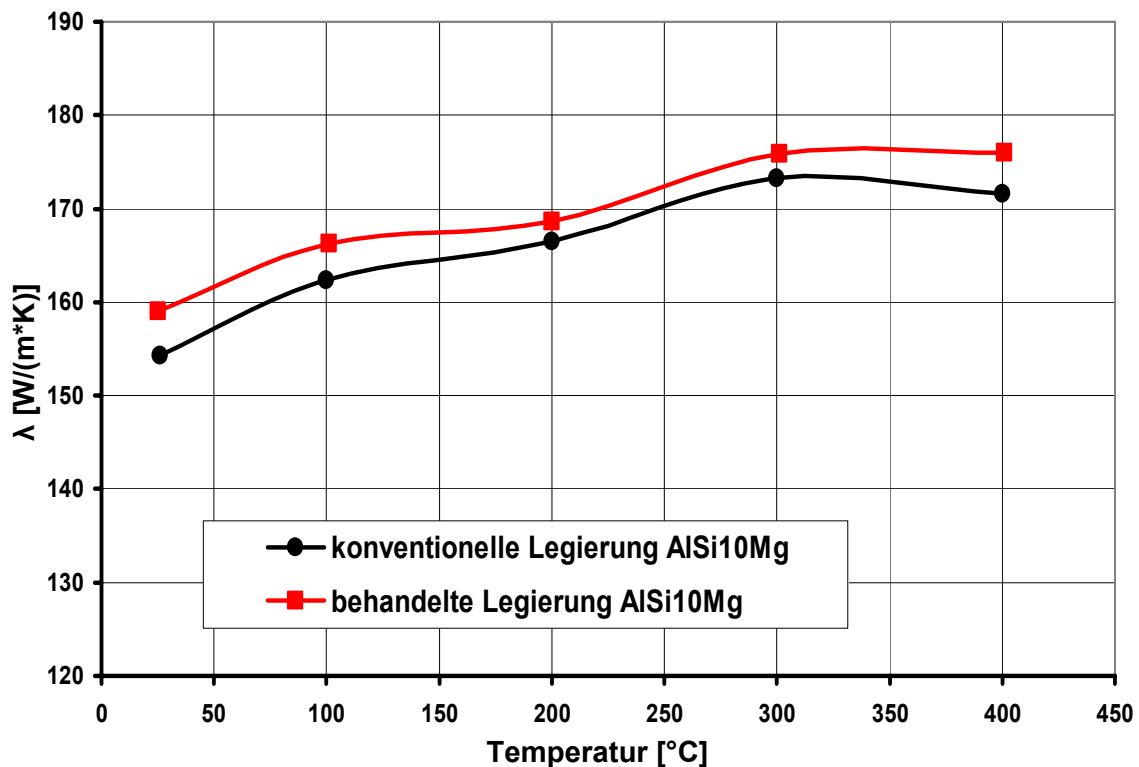


Bild 39: Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur (Legierung AlSi10Mg)



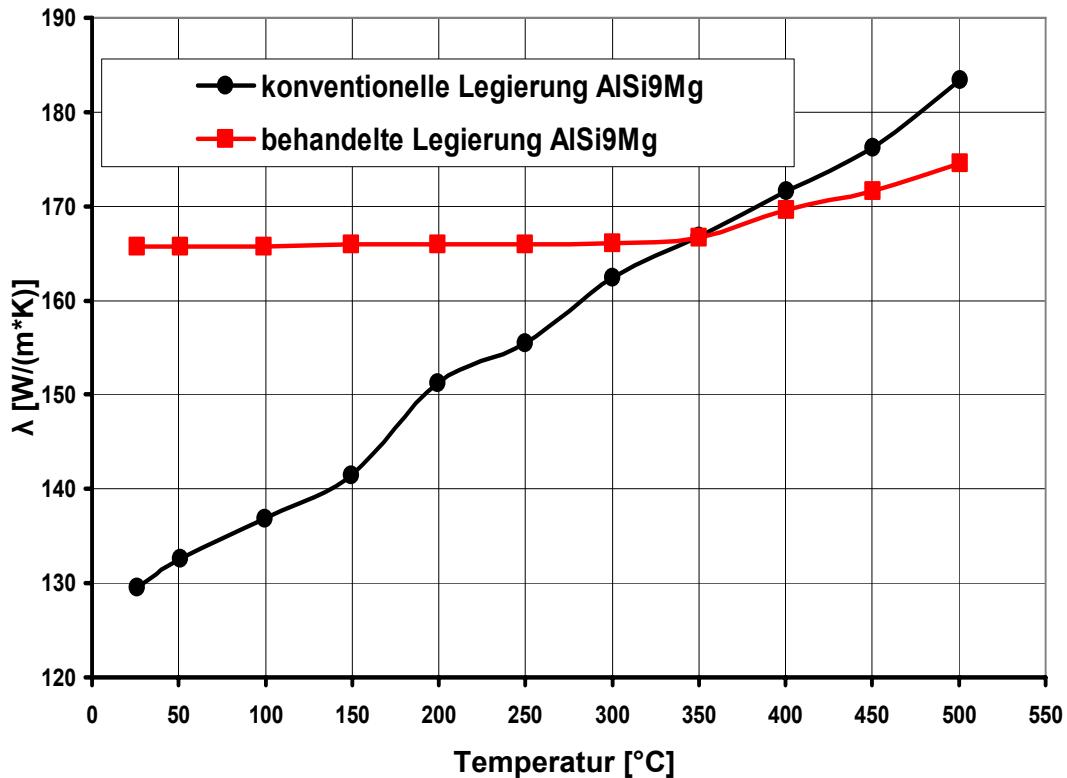


Bild 40: Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur (Legierung AlSi9Mg)

Als Ergebnis der Untersuchungen der thermophysikalischen Eigenschaften zeigt sich, dass es einen Unterschied zwischen der konventionellen und der behandelten Aluminiumlegierungen gibt. Die Werte der behandelten Legierungen für beide Fälle (Druckguss- und Kokillengusslegierung) liegen im höheren Bereich. D. h., dass die behandelte Legierung bessere Wärmezufuhr als die konventionelle Legierung bietet, was sehr wichtig bei der Herstellung von Gussstücken für die Automobilindustrie (z.B. Zylinderkopf) ist. Wie man aus den Bildern 39, 40 und 50 bis 53 sieht (siehe Anhang), ist das Verhalten der behandelten Legierungen ein anderes als das der konventionellen Legierungen. Darüber hinaus unterscheidet sich auch das Verhalten behandelter Al-Si9Mg-Legierung und behandelter AlSi10Mg-Legierung voneinander (siehe Bilder). Dies kann daran liegen, dass, wie bereits früher erwähnt, die Behandlung von beiden Legierungen (AlSi9Mg und AlSi10Mg) mit verschiedenen Einstellungen durchgeführt worden war. Möglicherweise wird das Verhalten von Legierungen auch durch die unterschiedliche chemische Zusammensetzung beeinflusst. Somit kann gesagt werden, dass eine Änderung der thermophysikalischen Eigenschaften (ca. um 5 %) für die Fälle behandelte Aluminiumlegierungen AlSi9Mg und AlSi10Cu zu beobachten war. Das erlaubt uns,

die thermophysikalische Eigenschaften so zu beeinflussen, dass die für verschiedene Gussstücke nötigen Eigenschaften (z.B. entweder bessere Fließ- oder thermophysikalischen Eigenschaften) erzielt werden können.

### 3.5 Untersuchung der mechanischen Eigenschaften und Ermittlung der DAS-Werte der elektromagnetisch behandelten und konventionellen Aluminiumlegierung (AlSi10Mg)

Die mechanischen Eigenschaften einer Legierung beschreiben deren Verhalten unter einer anliegenden Spannung [123]. Es ist erforderlich, dass die verwendete Legierung einer Spannung oder schlagartigen Beanspruchung ohne übermäßige Verformung bzw. Bruch standhält.

Für die mechanischen Untersuchungen diente ein Zylinderkopf, der auf dem Bild 28 dargestellt ist. Die Proben wurden aus den Zylinderköpfen an den Stellen Z1, Z2 und Z3 (siehe Bild 41) spanend gewonnen und dann weiter bearbeitet. Die Proben für die Ermittlung der Härte nach Brinell und die Proben für die metallographischen Untersuchungen wurden ebenfalls aus den untersuchten Zylinderköpfen entnommen. Diese Untersuchungen werden später näher betrachtet.

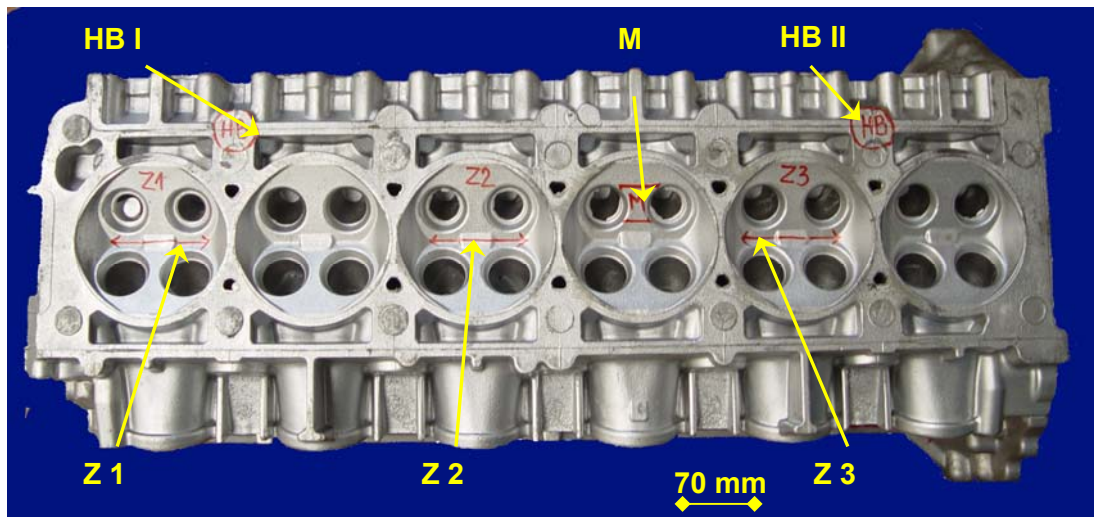


Bild 41: Versuchsteil Zylinderkopf

Insgesamt sind 24 Zylinderköpfe untersucht worden, wobei 12 davon aus konventioneller Aluminiumlegierung und 12 aus elektromagnetisch behandelter Aluminiumlegierung hergestellt wurden. Zusätzlich wurden 6 Zylinderköpfe jeder Legierung noch wärmebehandelt. Somit wurden die mechanischen Eigenschaften sowohl im Gusszustand als

auch im Wärmebehandlungszustand ermittelt. Einen Überblick der untersuchten Teile geben Tabelle 17 und 18

Tabelle 17: Überblick auf die Teile aus behandelter Legierung AlSi10Mg

<b>Teile, Nr.</b>	24	25	26	28	31	35	79	80	83	84	85	117
<b>Zustand</b>	WB	WB	F	F	F	WB	F	F	WB	WB	F	WB

Tabelle 18: Überblick auf die Teile aus konventioneller Legierung AlSi10Mg

<b>Teile, Nr.</b>	9	17	18	20	23	24	28	32	36	38	72	78
<b>Zustand</b>	F	WB	WB	WB	F	F	WB	F	WB	WB	F	F

F – Gusszustand,

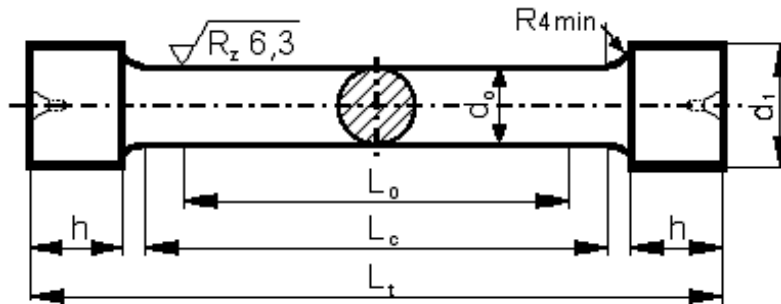
WB – wärmebehandelte Teile.

### 3.5.1 Bestimmung von Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung

Um die mechanischen Eigenschaften ermitteln zu können, wurden in dieser Arbeit komplexe Untersuchungen mittels eines Zugversuches nach DIN EN 10002-01 [124] sowohl an konventioneller als auch an elektromagnetisch behandelter Aluminiumlegierung durchgeführt. Alle Zugversuche wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Als Zugprüfmaschine wurde die Zugmaschine „Inspekt 250“ von Fa. Hegewald & Peschke [125] eingesetzt. Diese Zugmaschine ermöglicht eine maximale Zugkraft von 250 kN. Sie erlaubt auch, die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften bei höheren Temperaturen durchzuführen.

Der Zugversuch ist ein klassisches Prüfverfahren, um die mechanischen Werte von Metallen und Nichtmetallen zu bestimmen und gehört zu den statischen Festigkeitsprüfungen, bei denen der Werkstoff einer ruhenden oder langsam und stoßfrei schwellenden Belastung ausgesetzt wird, so dass keine Beschleunigungskräfte auftreten. Dabei liegt eine einachsige, momentenfreie Beanspruchung vor [126].

Zu den wichtigsten Eigenschaften, die mit Hilfe eines Zugversuches ermittelt werden können, zählt man Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung (siehe Bild 10). Um diese Eigenschaften zu ermitteln, wurden in dieser Arbeit Zugproben der Form B nach DIN 50125 [127] genutzt (Bild 42).



- |                                |  |
|--------------------------------|--|
| $d_0$ : Probendurchmesser      | $L_0$ : Anfangsmesslänge ( $L_0 = 5d_0$ )      |
| $d_1$ : metrisches ISO-Gewinde | $L_c$ : Versuchslänge ( $L_c \geq L_0 + d_0$ ) |
| $h$ : Kopfhöhe                 | $L_t$ : Gesamtlänge                            |

Bezeichnung einer Zugprobe (Form B) mit Probendurchmesser  $d_0 = 14 \text{ mm}$  und Anfangsmesslänge  $L_0 = 70 \text{ mm}$ :

Zugprobe DIN 50125 - B14 × 70

Bild 42: Schematische Darstellung der Zugprobe Form B [127]

Nach der Durchführung des Zugversuches wurden Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Dehngrenze für die elektromagnetisch behandelte und die konventionelle Aluminiumlegierung ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchung wurden weiter in der Arbeit graphisch und tabellarisch dargestellt. Es muss noch erwähnt werden, dass die Untersuchungen an mechanischen Eigenschaften sowohl im Gusszustand als auch im Wärmebehandlungszustand durchgeführt worden sind. Alle Untersuchungen wurden unter gleichen Bedingungen ausgeführt. In den Tabellen 19 und 20 werden die Ergebnisse der Zugversuche für den Fall behandelte Legierung mit und ohne Wärmebehandlung dargestellt.

Tabelle 19: Mechanische Eigenschaften der behandelten Legierung AlSi10Mg (im Gusszustand)

Probennr.	Rp0,2, MPa	Rm, MPa	A, %
Z1_26	99	165,6	10,7
Z1_28	98,3	166,9	11,9
Z1_31	97,5	165,5	8,2
Z1_79	97,4	161,6	8,8
Z1_80	92,7	163,4	11,8
Z1_85	96,5	164,3	9,1
Z2_26	97,8	163	9,9
Z2_28	97,9	163,9	8,7
Z2_31	97,2	159,9	8,6
Z2_79	96,2	159,8	13,7
Z2_80	96	161,7	12
Z2_85	94,5	163,2	13
Z3_26	97,6	161,4	7,3
Z3_28	117,1	164	8,7
Z3_31	96,2	161,7	8,2
Z3_79	96,4	160,2	9
Z3_80	98,8	160,1	11,2
Z3_85	96,5	162	11,3

Tabelle 20: Mechanische Eigenschaften der behandelten Legierung AlSi10Mg (wärmebehandelt)

Probennr.	Rp0,2, MPa	Rm, MPa	A, %
Z1_117	271,7	305,7	2,7
Z1_25	280,8	313,1	2
Z3_35	279,4	313,6	3
Z3_24	285,7	319,8	4,2
Z2_35	285,4	320,4	3,6
Z1_35	283,4	319,6	3,2
Z2_84	278,3	319,9	4,5
Z2_83	282	317,8	3,6
Z1_83	288,6	325,2	5,3
Z3_84	282,1	321,1	4
Z3_117	273,9	306,3	1,7
Z1_24	271,4	306	3
Z3_25	277,9	307,5	2
Z2_24	277,4	311,2	4,1
Z3_83	285,2	321,6	4,3
Z1_84	276,4	311,7	3,7

Die graphische Darstellung der mechanischen Eigenschaften für die elektromagnetisch behandelte Aluminiumlegierung AlSi10Mg im Guss- und Wärmebehandlungszustand für die Prüfstellen Z1, Z2 und Z3 enthält Abschnitt 7 (Bilder 54 bis 65, siehe Anhang).

Wie bereits erwähnt, wurden auch die mechanischen Eigenschaften von aus der Serienfertigung entnommenen, aus konventioneller Legierung gegossenen Zylinderköpfen zwecks Ermittlung des Unterschiedes zwischen konventioneller und elektromagnetisch behandelter Legierung untersucht. Die Proben wurden an den gleichen Stellen wie bei den Zylinderköpfen aus elektromagnetisch behandelter Legierung entnommen (siehe Bild 41). Die folgenden Tabellen geben eine Übersicht über die erhaltenen Werte.

Tabelle 21: Mechanische Eigenschaften der konventionellen Legierung AlSi10Mg (im Gusszustand)

Probennr.	Rp0,2, MPa	Rm, MPa	A, %
Z1_24	86,6	166,5	11,8
Z3_24	86,2	162,1	9,2
Z2_23	84,6	160,3	8,3
Z2_32	88,1	161,5	9
Z3_23	87,7	162,4	10,5
Z3_72	85,8	156,2	5,7
Z2_24	86,7	159,3	9,1
Z3_9	90	160,5	7,1
Z3_78	88,2	164,1	8,4
Z3_32	86,5	149,4	4,5
Z1_72	85,5	149,3	4,4
Z1_78	86,2	164,1	8,7
Z2_9	85,4	162,4	8,5

Tabelle 22: Mechanische Eigenschaften der konventionellen Legierung AlSi10Mg (Wärmebehandelt)

Probennr.	Rp0,2, MPa	Rm, MPa	A, %
Z3_36	261,2	302,8	4
Z2_38	250,4	290,9	4,3
Z3_20	264,6	305,4	5,4
Z2_20	262,5	302,9	4,2
Z1_18	252,3	294,3	5,3
Z1_20	265,4	308	6,3
Z3_18	253,5	293,1	4,9

Z3_17	261,6	300,1	4,8
Z2_18	253,9	292,5	4,1
Z1_38	248,4	293,2	7,3
Z2_36	255,8	298,3	4,7
Z2_28	258,7	296,1	5,2
Z3_38	251	290,9	4,5
Z1_17	257,9	301,7	4,6
Z3_28	255,7	295,1	3,9

Die graphische Darstellung der mechanischen Eigenschaften für die konventionelle Aluminiumlegierung AlSi10Mg im Guss- und Wärmebehandlungszustand für die Prüfstellen Z1, Z2 und Z3 zeigen die Bilder im Abschnitt 7 (Bilder 54 bis 65, siehe Anhang).

Wie aus den erhaltenen Tabellen und Bildern folgt, weist die elektromagnetisch behandelte Legierung einige Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften im Vergleich zur konventionellen Legierung auf. Die Werte von Zugfestigkeit und Dehngrenze der behandelten Legierung sind um ca. 10% höher als bei der konventionellen Legierung sowohl im Guss- als auch im Wärmebehandlungszustand für alle Prüfstellen. Die Werte der Bruchdehnung der behandelten Legierung sind im Gusszustand höher als die Bruchdehnungswerte der konventionellen Legierung. Nach der Wärmebehandlung sind diese im Fall der behandelten Legierung marginal reduziert (möglicherweise durch eine Optimierung des Wärmebehandlungsregimes vermeidbar).

In der vorliegenden Arbeit werden auch die Mittelwerte und Standardabweichung der ermittelten Daten (Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung) sowohl für konventionelle Legierung als auch für die behandelte Legierung berechnet. Der Mittelwert ( $\bar{X}$ ) für jeden ermittelten Wert wurde durch die Gleichung (8) berechnet. Die Standardabweichungen ( $S_x$ ) und die Messabweichung vom Mittelwert ( $u_{zuf}$ ) werden entsprechend durch die Gleichung (9) und Gleichung (11) unter Berücksichtigung der t-Verteilung nach Student (siehe Tabelle 6) berechnet.

Die nachfolgenden Tabellen enthalten die Ergebnisse der Berechnungen von Mittelwerten und Standardabweichungen für die Teile aus elektromagnetisch behandelter und aus konventioneller Legierung sowohl im Gusszustand (F) als auch nach der Wärmebehandlung (WB). Die Berechnungen wurden für die Prüfstellen Z1, Z2 und Z3 (siehe Bild 41) durchgeführt.

Tabelle 23: Mittelwerte und Standardabweichungen der behandelten Legierung AlSi10Mg

Parameter		Zustand	$\bar{R}_m$ ,	$S_{Rm}$ ,	$u_{Zuf Rm}$ ,	$\bar{R}_{p0,2}$ ,	$S_{Rp0,2}$ ,	$u_{Zuf Rp0,2}$ ,	$\bar{A}$ ,	$S_A$ ,	$u_{Zuf A}$ ,
Legierung			MPa	MPa	MPa	MPa	MPa	MPa	%	%	%
Behandelte Legierung	Z1	OW	164,55	± 1,88	± 1,98	96,9	± 2,23	± 2,34	10,08	± 1,6	± 1,67
		WB	313,55	± 7,68	± 8,04	278,72	± 6,81	± 7,14	3,32	± 1,12	± 1,18
	Z2	OW	161,92	± 1,75	± 1,85	96,6	± 1,3	± 1,36	10,98	± 2,22	± 2,31
		WB	317,33	± 4,24	± 6,74	280,8	± 3,67	± 5,85	3,95	± 0,44	± 0,70
	Z3	OW	161,57	± 1,43	± 1,49	100,43	± 8,22	± 8,63	9,28	± 1,62	± 1,72
		WB	314,98	± 6,9	± 7,22	280,7	± 4,54	± 4,75	3,2	± 1,15	± 1,21

Tabelle 24: Mittelwerte und Standardabweichungen der konventionellen Legierung AlSi10Mg

Parameter		Zustand	$\bar{R}_m$ ,	$S_{Rm}$ ,	$u_{Zuf Rm}$ ,	$\bar{R}_{p0,2}$ ,	$S_{Rp0,2}$ ,	$u_{Zuf Rp0,2}$ ,	$\bar{A}$ ,	$S_A$ ,	$u_{Zuf A}$ ,
Legierung			MPa	MPa	MPa	MPa	MPa	MPa	%	%	%
Konventionelle Legierung	Z1	OW	159,97	± 9,32	± 23,1	86,1	± 0,56	± 1,38	8,3	± 3,72	± 9,23
		WB	299,3	± 6,92	± 11	256	± 7,38	± 15,87	5,88	± 3,58	± 7,7
	Z2	OW	160,88	± 1,36	± 2,16	86,2	± 1,53	± 2,45	8,73	± 0,39	± 0,61
		WB	296,14	± 4,77	± 5,92	256,26	± 4,61	± 5,73	4,5	± 0,45	± 0,56
	Z3	OW	159,12	± 5,46	± 5,73	87,4	± 1,57	± 1,64	7,57	± 2,24	± 2,35
		WB	297,9	± 5,74	± 6,03	257,93	± 5,32	± 5,58	4,58	± 0,57	± 0,59



### 3.5.2 Ermittlung der DAS-Werte an konventioneller und elektromagnetisch behandelter Aluminiumlegierung

Um die Eigenschaften einer Legierung verstehen und bewerten zu können, ist es wichtig, deren Gefügebau zu kennen. Ein wichtiger Gefügeparameter ist der sekundäre Dendritenarmabstand (DAS). In der Literatur werden außer dem DAS auch Primärdendritenarmabstand und Tertiärdendritenarmabstand unterscheiden [128].

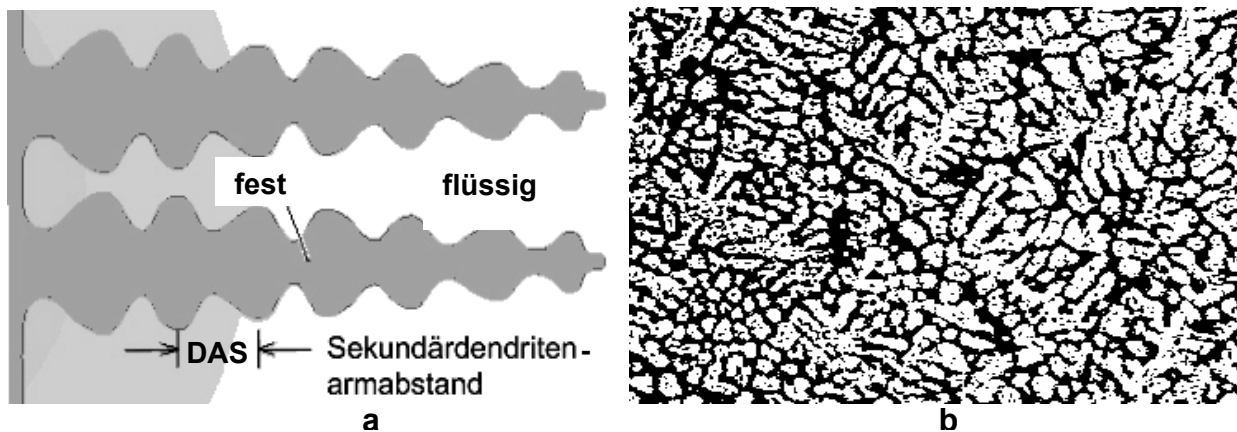


Bild 43: a - Sekundärdendritenarmabstand (DAS), b – Dendriten in einer Aluminiumlegierung (x 50) [129]

Der DAS ist vor allem deshalb ein wichtiger Parameter, weil er von großem Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der jeweiligen Legierung ist. Je größer der DAS ist, desto niedrigere mechanische Eigenschaften hat die Legierung. Der DAS ist daher ein wichtiger Qualitätsparameter auch für alle Aluminiumlegierungen mit Dendritengefüge (Bild 43).

Der DAS wurde an allen geprüften Zylinderköpfen sowohl im Gusszustand als auch nach der Wärmebehandlung gemessen. Dafür wurden metallographische Proben angefertigt und untersucht. Diese Proben wurden aus jedem Zylinderkopf spanend gewonnen (siehe Bild 28). Die Messung des DAS erfolgte in 3 mm Tiefe an der in Bild 41, Stelle M, bezeichneten Stelle.

Für die Messung des DAS wurde in dieser Arbeit ein Lichtmikroskop sowie spezielle Software von „NIKON“ genutzt.

Eine Übersicht der gemessenen DAS-Werte von Proben aus der elektromagnetisch behandelten Legierung AlSi10Mg im Gusszustand enthält die Tabelle 25. Eine graphische Darstellung der DAS-Werte zeigt Bild 44.

Tabelle 25: DAS von Proben aus der elektromagnetisch behandelten Legierung AlSi10Mg

Proben	24	25	26	28	31	35	79	80	83	84	85	117
DAS, $\mu\text{m}$	22	22,2	23,1	21	21,3	19,6	19,4	19,1	19,9	19,4	21,6	19,3

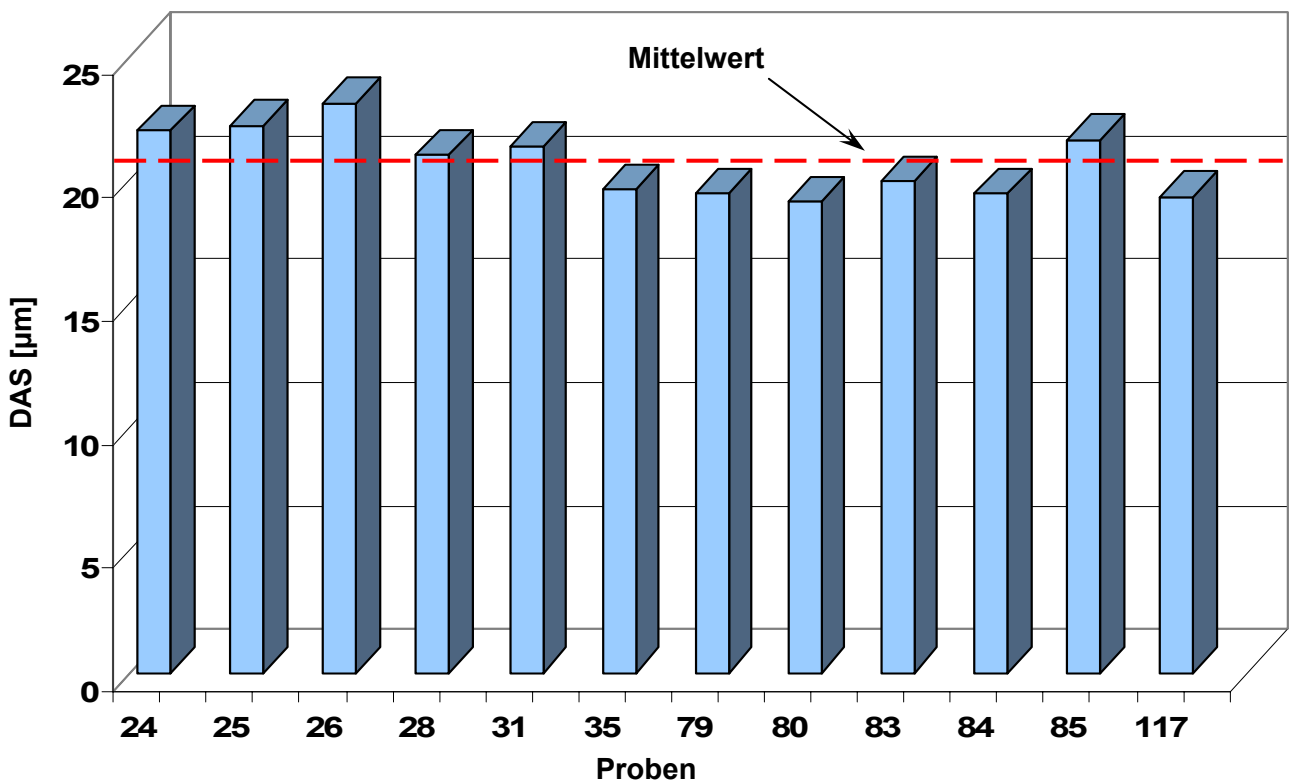


Bild 44: DAS-Werte der elektromagnetisch behandelten Legierung AlSi10Mg im Gusszustand

Zum Vergleich wurde der DAS auch für die Teile aus der konventionellen Legierung AlSi10Mg gemessen. Die Messung wurde unter gleichen Bedingungen wie für die elektromagnetisch behandelte Legierung durchgeführt, jedoch für zwei Zustände, für den Gusszustand und den Zustand nach der Wärmebehandlung. Tabelle 26 und Bild 45 geben eine entsprechende Übersicht über die enthaltenen Ergebnisse.

Tabelle 26: DAS von Proben aus der konventionellen Legierung AlSi10Mg

Proben	9	23	73	24	32	72	38	20	28	36	18	17
DAS, $\mu\text{m}$	26	22,1	25,2	22,4	26,1	24,8	24	24,9	26,2	25,3	23,4	25

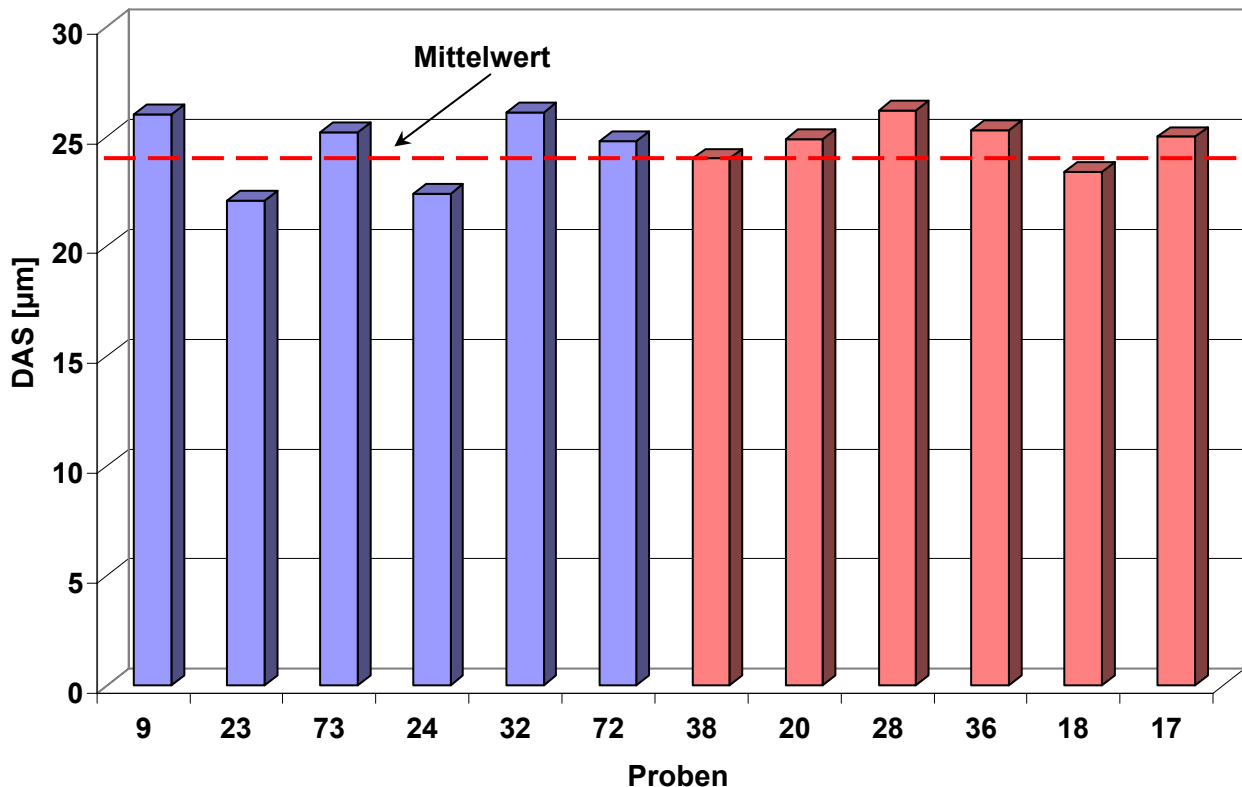


Bild 45: DAS-Werte der konventionellen Legierung AlSi10Mg (blau - im Gusszustand, rot – nach Wärmebehandlung)

Wie aus den Bildern 44, 45 und den Tabellen 30, 31 hervorgeht, liegen die Werte des DAS für die elektromagnetisch behandelte Legierung im Durchschnitt niedriger (unter 24  $\mu\text{m}$ ) als für die konventionelle Legierung. Daraus kann geschlossen werden, dass die behandelte Legierung bessere mechanische Eigenschaften aufweist als die unbehandelte.

Es gibt keine Angabe über das geforderte Maß des DAS, aber viele Betriebe und Firmen der Automobilindustrie geben als Maß für den DAS einen Wert unter 25  $\mu\text{m}$  an, um gute und qualitätsgerechte Gussstücke zu erzeugen.

Es wurden auch die Mittelwerte und Standardabweichungen von den ermittelten DAS-Werten sowohl für konventionelle Legierung als auch für elektromagnetisch behandelte Legierung berechnet. Der Mittelwert ( $\bar{X}$ ) wurde nach Gleichung (8) berechnet. Die Standardabweichungen ( $S_x$ ) und die Messabweichung vom Mittelwert ( $u_{zuf}$ ) wurden entsprechend nach den Gleichungen (9) und (11) berechnet. Die Ergebnisse der Berechnungen sind in der Tabelle 27 dargestellt.

Tabelle 27: Mittelwerte und Standardabweichungen des DAS

Legierung \ Parameter	$\bar{X}$ , $\mu\text{m}$	$S_x$ , $\mu\text{m}$	$u_{zuf}$ , $\mu\text{m}$	Messwert
<b>Konventionelle</b>	24,62	$\pm 1,32$	$\pm 0,84$	$24,62 \pm 0,84$
<b>Behandelte</b>	20,66	$\pm 1,37$	$\pm 0,79$	$20,66 \pm 0,79$

Die in der Tabelle 27 erhaltenen Mittelwerte zeigen, dass der DAS der elektromagnetisch behandelten Aluminiumlegierung um etwa 4  $\mu\text{m}$  kleiner ist als bei der unbehandelten, was auf etwas bessere Eigenschaften bei der elektromagnetisch behandelten Legierung schließen lässt.

### 3.5.3 Berechnung der mechanischen Eigenschaften aus dem DAS

Um die Richtigkeit der gemessenen Ergebnisse der mechanischen Eigenschaften konventioneller und elektromagnetisch behandelter Legierung überprüfen zu können, wird eine analytische Methode eingesetzt, die in [130] beschrieben ist und gute Übereinstimmung für mehrere Aluminiumlegierungen ergab. Nach dieser Methode wird hier die Zugfestigkeit ( $R_m$ ), die Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ) und die Bruchdehnung ( $A$ ) berechnet, und zusätzlich wird der Qualitätsindex für die konventionelle und die behandelte Aluminiumlegierung AlSi10Mg abgeschätzt. Alle erhaltenen Ergebnisse betreffen die mechanischen Eigenschaften im Wärmebehandlungszustand.

Um die Zugfestigkeit und Dehngrenze bestimmen zu können, werden die DAS-Werte der betreffenden Legierungen sowie die Konstanten K1...K4 in den Hall-Petch-Gleichungen [131]

$$R_{p0,2} = K_1 + \frac{K_2}{\sqrt{DAS}}, \quad (20)$$

$$R_m = K_3 + \frac{K_4}{\sqrt{DAS}}, \quad (21)$$

benötigt, wobei,  $R_{p0,2}$  – Dehngrenze,

$R_m$  – Zugfestigkeit.

Für die Legierung AlSi10Mg:  $K_1 = 36 \text{ MPa}$ ,  $K_2 = 1091 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ ,  $K_3 = 99 \text{ MPa}$ ,  $K_4 = 927 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ .

Die Tabellen 28 und 29 geben einen Überblick über die berechneten Dehngrenze- und Zugfestigkeitswerte nach Wärmebehandlung T6 für die konventionelle und die elektromagnetisch behandelte Aluminiumlegierung AlSi10Mg.

Tabelle 28: Berechnete und gemessene Dehngrenze und Zugfestigkeit elektromagnetisch behandelter Legierung AlSi10Mg

Proben	DAS, $\mu\text{m}$	$R_{p0,2}$ berechnet, MPa	$R_{p0,2}$ gemessen, MPa	$R_m$ berechnet, MPa	$R_m$ gemessen, MPa
24	22	268,6	276	297	311
25	22,2	267,6	277	296	310
35	19,6	282,4	276	308	316
83	19,9	281	284	307	320
84	19,4	284	278	309	316
117	19,3	284	274	310	306

Tabelle 29: Berechnete und gemessene Dehngrenze und Zugfestigkeit der konventionellen Legierung AlSi10Mg

Proben	DAS, $\mu\text{m}$	$R_{p0,2}$ berechnet, MPa	$R_{p0,2}$ gemessen, MPa	$R_m$ berechnet, MPa	$R_m$ gemessen, MPa
38	24	259	250	288	291
20	24,9	255	263	286	302
28	26,2	249	256	280	295
36	25,3	253	258	285	300
18	23,4	262	254	291	293
17	25	254	259	285	300

Die berechneten Zugfestigkeits- und Dehngrenzewerte stimmen gut mit den gemessenen überein (siehe Ermittlung der mechanischen Eigenschaften, Tabellen 20 und 22). Die Abweichung der berechneten Daten betrug weniger als 5 %.

Auch die Bruchdehnung  $A$  der konventionellen und elektromagnetisch behandelten Legierung AlSi10Mg wurde aus dem DAS berechnet, ebenso der so genannte Qualitätsindex. Die Berechnung der Bruchdehnungen erfolgte nach der Gleichung [130]

$$A = \frac{R_{p0,2}}{E} \cdot \left( \frac{R_m}{R_{p0,2}} \right)^{1/n}, \quad (22)$$

wo  $R_{p0,2}$  – berechnete Dehngrenze, MPa;

$R_m$  – berechnete Zugfestigkeit, MPa;

$E$  – Elastizitätsmodul, GPa. Für die Legierung AlSi10Mg  $E = 74$  GPa,

$n$  – Verfestigungsexponent.

Der Verfestigungsexponent  $n$  wurde aus den Zugversuchswerten nach

$$n = \frac{\ln(R_m/R_{p0,2}) + A}{\ln(E \cdot A/R_{p0,2})}, \quad (23)$$

berechnet. In den Tabellen 30 und 31 sind die Ergebnisse der Berechnung dargestellt.

Tabelle 30: Berechnete und gemessene Bruchdehnung der elektromagnetisch behandelten Legierung AlSi10Mg

Proben	DAS, $\mu\text{m}$	$A_{\text{berechnet, \%}}$	$A_{\text{gemessen, \%}}$
24	22	2,7	3,5
25	22,2	1,8	3
35	19,6	4,5	3,3
83	19,9	5,1	4,2
84	19,4	8,3	4,5
117	19,3	3,0	2,2

Tabelle 31: Berechnete und gemessene Bruchdehnung konventionellen Legierung AlSi10Mg

Proben	DAS, $\mu\text{m}$	$A_{\text{berechnet, \%}}$	$A_{\text{gemessen, \%}}$
38	24	7,8	5,5
20	24,9	4,9	5,6
28	26,2	3,4	4,6
36	25,3	6,5	4,5
18	23,4	4,3	4,4
17	25	5,3	5,0

Der Qualitätsindex Q für die konventionelle und die elektromagnetisch behandelte Legierung AlSi10Mg wurde nach der Gleichung [130]

$$Q = R_m + a \cdot \log(100 \cdot A), \quad (24)$$

berechnet mit 
$$a = R_m \cdot \ln 10 \cdot [A - n \cdot (1 + \ln A)], \quad (25)$$

wobei A in (24) und (25) jeweils den natürlichen Wert der Bruchdehnung (nicht den Prozentwert) bedeutet.

Es ergaben sich folgende Werte:

- für konventionelle Legierung AlSi10Mg:  $Q = 578 \text{ MPa}$ ,
- für elektromagnetisch behandelte Legierung AlSi10Mg:  $Q = 581 \text{ MPa}$ .

Wie aus den Berechnungen hervorgeht, stimmen die gemessenen und berechneten Werte gut überein; es gibt in Qualitätsindex zwischen konventioneller und elektromagnetisch behandelter Legierung AlSi10Mg kaum einen Unterschied.

### 3.5.4 Bestimmung der Härte einer elektromagnetisch behandelten und einer konventionellen Aluminiumlegierung

Die Härte eines festen Körpers kennzeichnet den mechanischen Widerstand, den dieser Körper dem Eindringen eines anderen Körpers entgegensetzt.

Wie oben angemerkt, wurden die Härtekenwerte an allen Zylinderköpfen geprüft. Die Messung der Härte wurde nach Brinell laut DIN 6506-1 [132] mit einem speziellem

Härteprüfgerät durchgeführt. Die Härte wurde an zwei Stellen, in den Bildern 46 und 47 als HB I und HB II gekennzeichnet, für jeden Zylinderkopf ermittelt. Es lagen folgende Prüfbedingungen vor:

$F = 613 \text{ N}$ ,

$d = 2,5 \text{ mm}$ ,

wobei  $F$  – Eindringkraft,

$d$  – Durchmesser der Stahlkugel.

Die Härte wurde an Zylinderköpfen sowohl aus konventioneller als auch aus elektromagnetisch behandelter Aluminiumlegierung gemessen. Dabei waren alle Teile aus der behandelten Legierung nur im Gusszustand, die Teile aus der konventionellen Legierung sowohl im Gusszustand als auch nach der Wärmebehandlung T6 vorhanden. Die Ergebnisse dieser Prüfung sind in den Bildern 46 und 47 dargestellt.

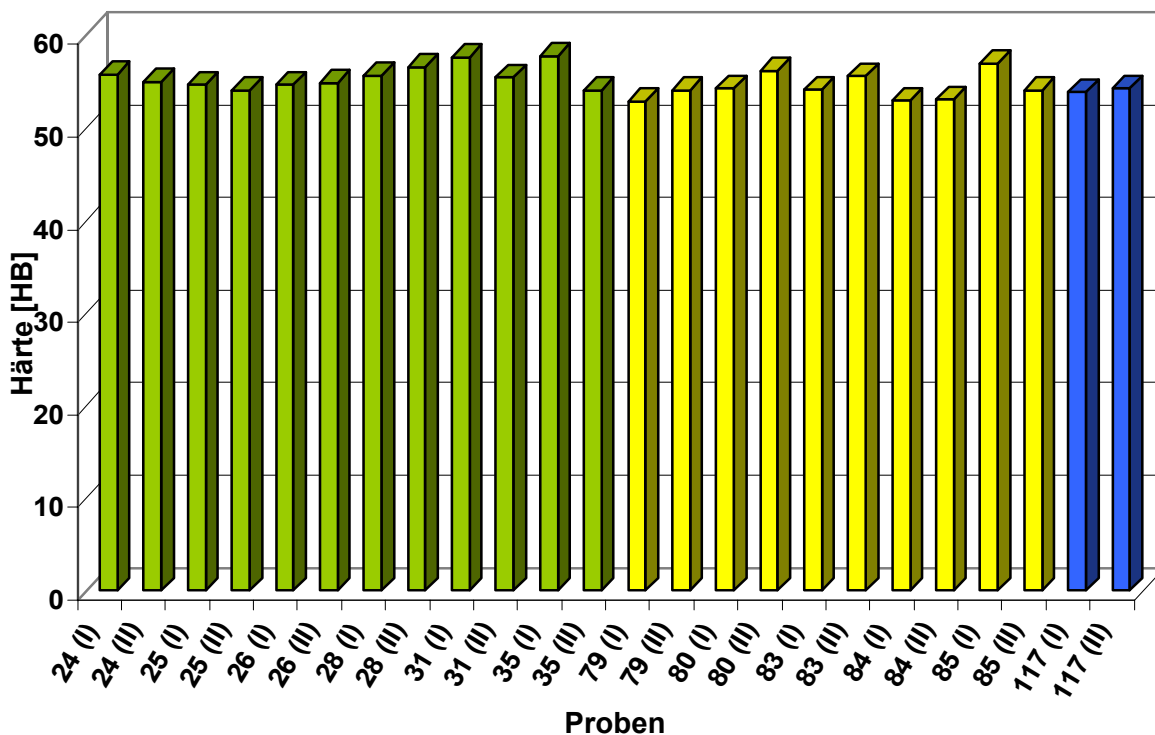


Bild 46: Härtewerte von Proben aus der elektromagnetisch behandelten Legierung AlSi10Mg im Gusszustand (grün – Gießtemperatur 686 °C, gelb – 675 °C, blau – 640°C)



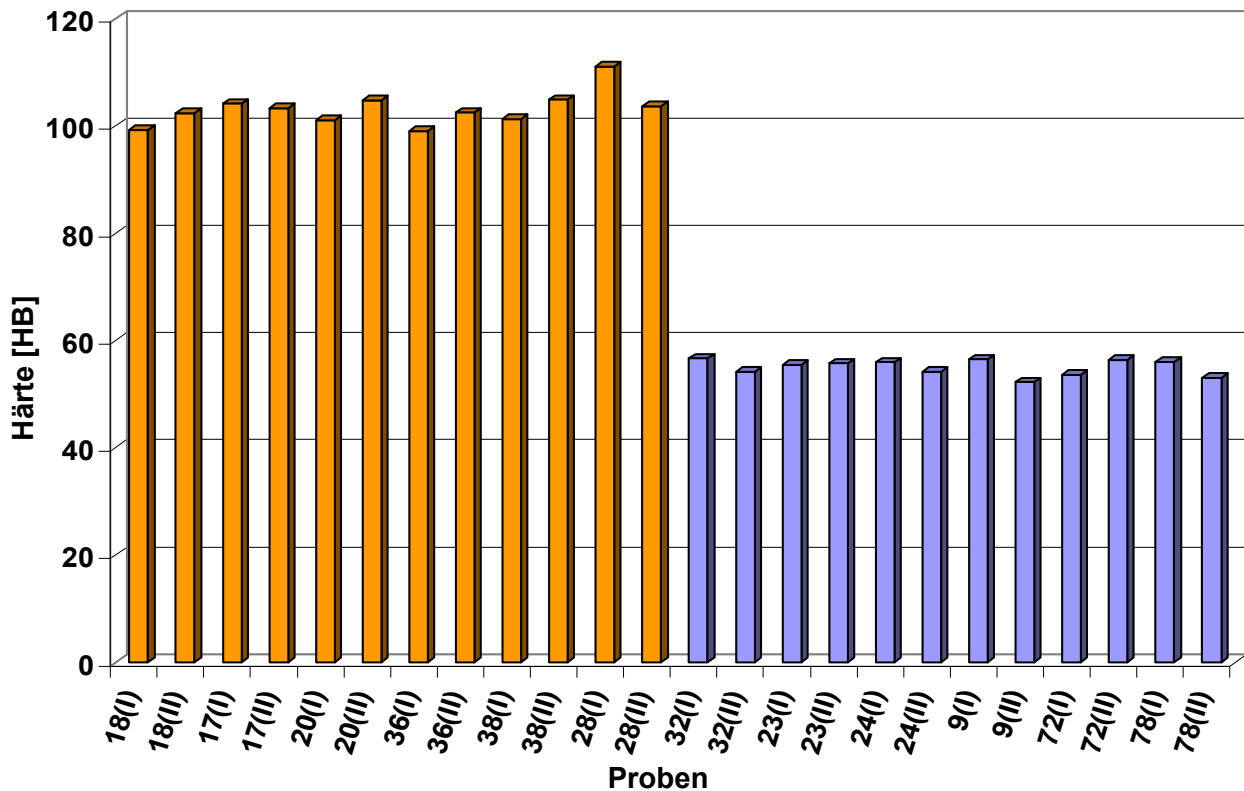


Bild 47: Härtewerte von Proben aus der konventionellen Legierung AlSi10Mg (Gießtemperatur 730 °C; orange – nach der Wärmebehandlung T6, blau – im Gusszustand)

Wie aus den Bild 46 und 47 hervorgeht, liegen die Härtewerte im Gusszustand sowohl für die elektromagnetisch behandelte als auch für die konventionelle Aluminiumlegierung im gleichen Bereich zwischen 50 und 60 HB. Daraus wird geschlossen, dass konventionelle und elektromagnetisch behandelte Aluminiumlegierungen gleiches Verhalten auch nach der Wärmebehandlung haben.

Mittelwerte und Standardabweichung der gemessenen Härtewerte wurden sowohl für konventionelle Legierung im Guss- und im Wärmebehandlungszustand als auch für die behandelte Legierung nur im Gusszustand berechnet. Die Mittelwerte ( $\bar{X}$ ) für die Stellen HB I und HB II (siehe Bild 41) wurden nach Gleichung (8), die Standardabweichungen ( $S_x$ ) und die Messabweichung vom Mittelwert ( $u_{zuf}$ ) entsprechend nach Gleichungen (9) und (11) berechnet. Die berechneten Werte werden in der Tabelle 32 dargestellt.

Tabelle 32: Mittelwerte und Standardabweichungen der Härtewerte

Legierung		Parameter	$\bar{X}$ , HB	$S_x$ , HB	$u_{zuf}$ , HB	Beschreibung
Konventionelle	HB I	F	55,7	± 1,1	± 1,16	55,7 ± 1,16
		WB	102,69	± 4,52	± 4,72	102,69 ± 4,72
	HB II	F	54,3	± 1,56	± 1,64	54,3 ± 1,64
		WB	103,64	± 1,1	± 1,13	103,64 ± 1,13
Behandelte	HB I	F	55,04	± 1,6	± 1,01	55,04 ± 1,01
	HB II	F	54,7	± 1,02	± 0,64	54,7 ± 0,64

F – ohne Wärmebehandlung (Gusszustand),

WB – wärmebehandelte Teile.

Aus der Tabelle ist zu erkennen, dass die gemessene Härte beider Legierungen (konventionelle und behandelte) im Gusszustand (F) sehr gut übereinstimmt. Die Härte von der konventionellen Legierung nach Wärmebehandlung (WB) stimmt an beiden Prüfstellen überein.

### 3.6 Durchführung von mikroskopischen Untersuchungen an elektromagnetisch behandelten und konventioneller Aluminiumlegierung (AlSi6Cu4)

Die mikroskopischen Untersuchungen wurden an einem Forschungszentrum durchgeführt und haben den Vergleich einer konventionellen mit einer elektromagnetisch behandelten Aluminiumlegierung zum Ziel. Die Untersuchungen wurden an einem Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt [133]. Die mit dem REM erzeugten Bilder sind Abbildungen der Objektoberflächen und weisen eine hohe Vergrößerung auf. Der maximale theoretische Vergrößerungsfaktor liegt bei etwa 1.000.000:1 [134]. Ein weiterer Vorteil des REM ist seine hohe Tiefenschärfe. Aus diesem Grund ist es für die Untersu-

chung räumlicher Formen wie Bruchoberflächen, Pulverteilchen und Erstarrungsfronten gut geeignet [135].

In dieser Arbeit wurden für die Untersuchung mit dem REM zwei Aluminiumlegierungen genutzt. Eine davon war die konventionelle Aluminiumlegierung AlSi6Cu4; die andere war die gleiche, jedoch durch ein elektromagnetisches Feld behandelte Legierung. Das Ziel dieser Versuche war der Vergleich des Gefüges und der Verteilung der chemischen Elemente von behandelter und konventioneller Legierung AlSi6Cu4. Die chemische Zusammensetzung für beide Legierungen ist in der Tabelle 33 dargestellt.

Tabelle 33: Chemische Zusammensetzung von Proben der Legierung AlSi6Cu4

Konventionelle Legierung							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr	Zn
7,03	0,379	3,814	0,452	0,2526	0,1554	0,0011	0,738
Behandelte Legierung							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr	Zn
7,18	0,379	3,892	0,454	0,2536	0,1337	0,0009	0,712

Als Ergebnisse dieser Untersuchung wurden Bilder vom Gefüge und von der Verteilung der chemischen Elementen (sog. Mapping) erhalten.

Auf Bild 48 ist die Verteilung der chemischen Elemente für die konventionelle Legierung AlSi6Cu4 dargestellt worden; Bild 49 zeigt die Verteilung von chemischen Elementen für die elektromagnetisch behandelte Legierung.

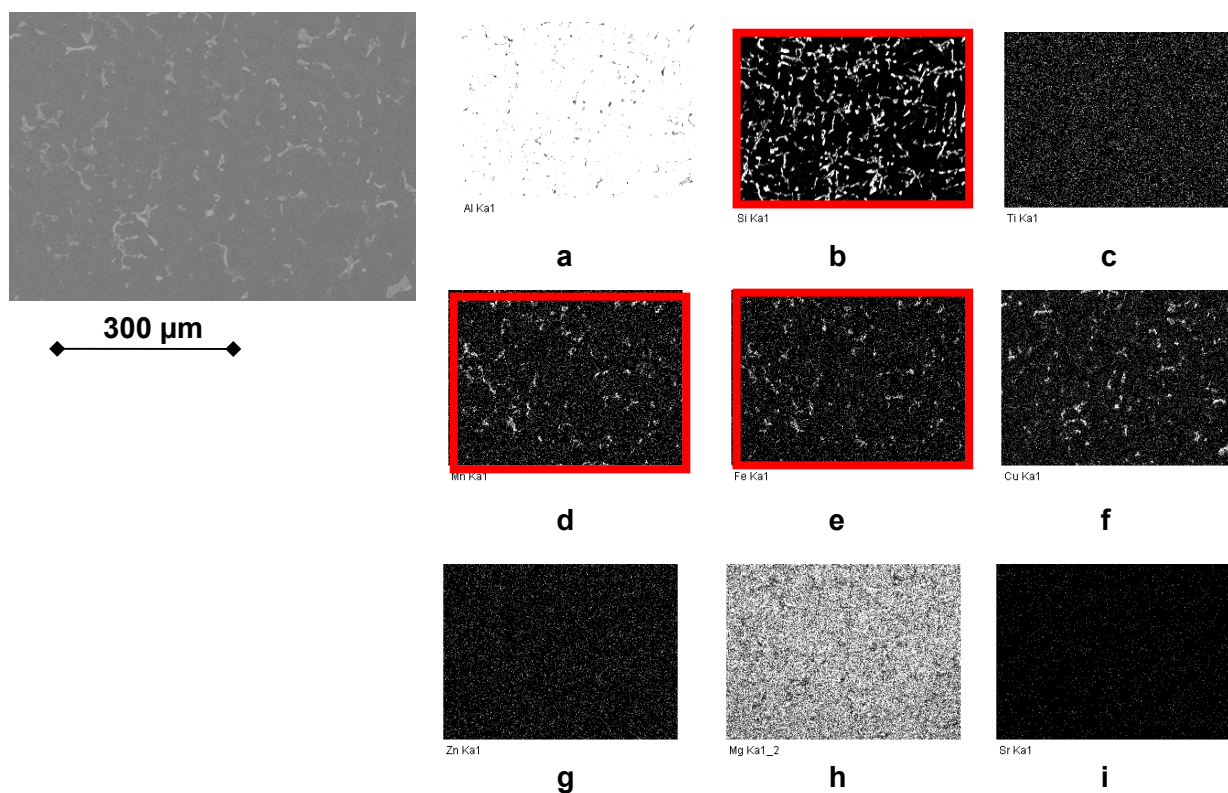


Bild 48: Verteilung von chemischen Elementen für die konventionelle Legierung AlSi6Cu4 (a – Al, b – Si, c – Ti, d – Mn, e – Fe, f – Cu, g – Zn, h – Mg, i – Sr)

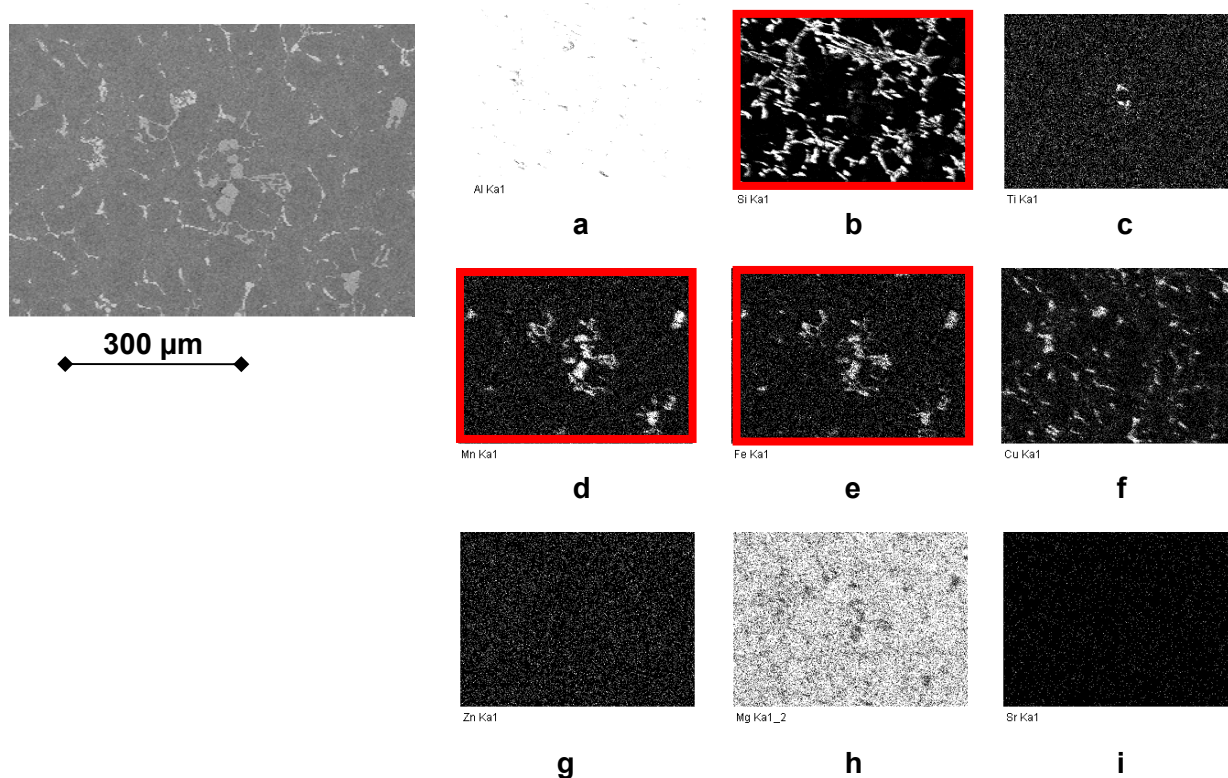


Bild 49: Verteilung von chemischen Elementen für die elektromagnetisch behandelte Legierung AlSi6Cu4 (a – Al, b – Si, c – Ti, d – Mn, e – Fe, f – Cu, g – Zn, h – Mg, i – Sr)

Wie aus den Bild 48 und 49 zu erkennen, gibt es gewisse Unterschiede zwischen konventioneller und behandelter Aluminiumlegierung. Besonders gut sichtbar ist das an solchen Elementen wie Si, Mn und Fe. Diese Elemente sind mit b, d und e entsprechend bezeichnet. Die Verteilung von Siliciumpartikeln ist bei der konventionellen Legierung im ganzen Gefüge feiner und gleichmässiger. Die Siliciumverteilung bei elektromagnetisch behandelter Legierung ist im Gegensatz dazu grober und bildet eine Agglomeration im Gefüge, was schlechtere mechanische Eigenschaften verursachen kann. Aus der Verteilung von Mn und Fe (siehe Bilder 48 (d, e) und 49 (d, e)) bei der konventionellen Legierung sieht man, dass diese Elemente auch im Gefüge gut verteilt sind und optisch kleinere Maße aufweisen. Jedoch erkennt man bei der elektromagnetisch behandelten Legierung, dass diese Elementen (Mn und Fe) Agglomeration bilden, eine neue Phase, die bei der konventionellen Legierung nicht beobachtet wurde.

Es kann somit festgestellt werden, dass es hinsichtlich der Verteilung von chemischen Elementen Unterschiede zwischen behandelter und konventioneller Legierung gibt. Um diese Frage endgültig entscheiden zu können, wären weitere Untersuchungen an Legierungen mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung erforderlich.

## 4 Einschätzung der Möglichkeiten zur Qualitätssteigerung durch AMS-Technologie

Für den Begriff Qualität gibt es in der Literatur verschiedene Definitionen [136]. Weit verbreitet ist es, Qualität als Grad der Übereinstimmung zwischen Ansprüchen bzw. Erwartungen (Soll) an ein Produkt und dessen Eigenschaften (Ist) anzusehen. Literatur und die Norm DIN ISO 8402 geben dem Begriff „Qualität“ folgende Definition: Beschaffenheit einer Einheit bezüglich ihrer Eignung, die Qualitätsanforderungen zu erfüllen [137], [138]. Die neue Qualitätsnorm DIN EN ISO 9000 geht einen Schritt weiter und beschreibt Qualität als: „Vermögen einer Gesamtheit inhärenter (lat. innewohnend) Merkmale eines Produkts, eines Systems oder eines Prozesses zur Erfüllung von Forderungen von Kunden und anderen interessierten Parteien“ [139], [136].

In dieser Arbeit geht es um die Qualität von Gussstücken und deren Verbesserung durch eine Schmelzebehandlung nach AMS-Technologie. Steigende Anforderungen an Qualität von Gussstücken zwingen Gießereien zur Suche neuen Verfahren und Methoden, die diese Anforderungen erfüllen lassen können.

In unserem Fall wird unter Steigerung der Qualität von Gussstücken die Steigerung der mechanischen Eigenschaften der Legierung verstanden. Dies wird am Beispiel der elektromagnetischen Behandlung einer Aluminiumlegierung (sog. AMS-Technologie) dargestellt (siehe Abschnitt 3.5).

Mit den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen wurde insgesamt ein Beitrag zur weiteren wissenschaftlichen Fundierung des Einflusses eines elektromagnetischen Feldes auf die Gussqualität einer Al-Legierung geleistet. Während bisher nur bekannt war, dass durch ein elektromagnetisches Feld

1. eine gerichtete Erstarrung,
2. eine Verbesserung des Gefüges der Legierung,
3. eine Eliminierung der Beimischungen,
4. eine Reduzierung der Seigerungen sowie
5. eine Reduzierung der Strömungsturbulenz

erreicht werden kann, konnte mit den durchgeführten Untersuchungen erstmals nachgewiesen werden, dass durch die Behandlung nach der AMS-Technologie

1. eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften des Gussteils (Dehngrenze, Zugfestigkeit),
2. eine Verringerung des DAS,
3. eine Verkürzung des Erstarrungsintervalls sowie
4. eine Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit

erzielt werden kann.

Diese Qualitätsverbesserungen der AMS-Legierungen im Vergleich zu konventionellen Aluminiumlegierungen erlaubt es elektromagnetisch behandelten Aluminiumlegierungen für die Herstellung von komplizierten Gussstücken (z. B. von Zylinderköpfen, Kurbelgehäusen u.a.) mit höheren Anforderungen an deren mechanische und thermophysikalische Eigenschaften zu empfehlen.

## 5 Zusammenfassung und Ausblick

Die Tendenz zur Anwendung von Aluminiumlegierungen in der Automobil- und Luftfahrtbranche steigt von Jahr zu Jahr [1], [140], [141]. Deshalb ist es notwendig, die Eigenschaften der verwendeten Aluminiumlegierungen zu verbessern. Dazu gibt es verschiedene Wege; einer davon ist die Behandlung von Aluminiumlegierungen im geschmolzenen Zustand.

Zurzeit gibt es mehrere Arten der Behandlung von Aluminiumlegierungen im geschmolzenen Zustand, wie z.B. Behandlung mit Plasma- bzw. Laserstrahl oder die bekannten Arten wie Kornfeinung und Veredelung (siehe Abschnitt 2.3). Es wurde bereits erwähnt, dass bei der chemischen bzw. physikalischen Beeinflussung negative Wirkungen auftreten können, die die Qualität des Gussstückes beeinflussen können. Aus diesem Grunde ist es sinnvoll, bei Aluminiumlegierungen ein solches Behandlungsverfahren einzusetzen, bei dem keine negativen Wirkungen auftreten. Die Behandlung durch ein elektromagnetisches Feld entspricht diesen Bedingungen im höchsten Maße, weil während dieser Art von Behandlung ein Kontakt zwischen der geschmolzenen Aluminiumlegierung und den felderzeugenden Einrichtungen vermieden wird.

Zielstellung dieser Arbeit war eine allgemeine Untersuchung der bei der Fa. Berger-Consult entwickelten und als AMS-Technologie bezeichneten elektromagnetischen Behandlung von Aluminiumgusslegierungen und deren Überführung in die Produktion. Die Spezifik dieser Technologie ist der sog. Gedächtniseffekt, der die Eigenschaften beim mehrmaligen Aufschmelzen und Erstarren von durch ein elektromagnetisches Feld behandelten Legierungen unverändert lassen kann.

Folgende Aluminiumlegierungen wurden in die Untersuchungen einbezogen: AlSi6Cu4, AlSi7Mg, AlSi9Mg und AlSi10Mg. Bei diesen Legierungen handelte es sich sowohl um untereutektische als auch um eutektische Legierungen.

Im Rahmen der in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen konnte nachgewiesen werden, dass in manchen Fällen ein großer Unterschied zwischen konventioneller und nach der AMS-Technologie behandelter Aluminiumlegierung existiert. In anderen Fällen hat die Behandlung einen geringeren Einfluss auf die Änderung der Eigenschaften. Jedoch blieben diese Eigenschaften trotz wiederholtem Aufschmelzen und Erstarren auf genügend hohem Niveau.



Die technologischen Untersuchungen mit behandelter und konventioneller Legierung fanden bei diversen Produktionsfirmen unter Serienbedingungen statt. Dabei wurden Versuche sowohl zum Schwerkraftkokillen- als auch zum Druckgiessverfahren durchgeführt. Die Untersuchungen haben gezeigt, dass für den Fall einer behandelten Legierung die Abgießtemperatur wesentlich gesenkt und die Standzeit der Gießanlagen und Formen vergrößert werden konnte. Während der Versuche zum Schwerkraftkokillengießen wurde auch die Zykluszeit gleichzeitig mit der Abgießtemperatur für die behandelte Legierung verringert. Möglich wurde dies mit der Senkung der Abkühlzeit des Gussstückes von 360 s auf 240 s. Die Qualität der fertigen Gussstücke blieb dabei unverändert, was durch radiologische und visuelle Prüfungen bestätigt wurde.

Für die stichprobenartig entnommenen Teile wurden sowohl mechanische als auch thermophysikalische Untersuchungen durchgeführt und ausgewertet. Daneben wurden Zugfestigkeit, Dehngrenze, Bruchdehnung, Härte, DAS, Wärmeleitfähigkeit und Viskosität für die konventionellen und die nach der AMS-Technologie behandelten Aluminiumlegierungen ermittelt.

Die nachgewiesene Verkleinerung des sekundären Dendritenarmabstandes (DAS) um 10 % bei der AMS-behandelten Legierung verursacht eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften und somit der Qualität des fertigen Gussstückes. Wie man aus den Tabellen 20 und 21 erkennt, zeigen Zugfestigkeit und Dehngrenze bei der AMS-behandelten Legierung höhere Werte als bei der konventionellen Legierung. So liegt z.B. die Dehngrenze einer AMS-Legierung im Gusszustand ca. 20 % höher als die einer konventionellen Legierung im Gusszustand (siehe Tabellen 19 und 21). Die gleiche Tendenz erkennt man auch bei der Zugfestigkeit. Nach durchgeführter Wärmebehandlung (Wärmebehandlungsregime T6) sind jedoch die Werte der Bruchdehnung bei der konventionellen Legierung höher als bei der AMS-Legierung. Hieraus folgt, dass durch ein richtig gewähltes und eingestelltes Wärmebehandlungsregime die Minderung der Werte der Bruchdehnung für die AMS-Legierung entweder gänzlich vermieden oder zumindest ausgeglichen werden kann. D. h. im Umkehrschluss, dass das dafür ausgewählte Wärmebehandlungsregime für den Fall der behandelten AMS-Legierung nicht geeignet ist. Diese Abhängigkeit sollte noch optimiert und weiter untersucht werden, was weitere Untersuchungen auf dem Gebiet der Behandlung von Aluminiumlegierungen nach AMS-Technologie im geschmolzenen Zustand erforderlich macht.

Es wurden Wärmeleitfähigkeits- und Viskositätsmessungen durchgeführt. Die Versuche wurden auf speziellen Anlagen mit speziellen Versuchsanordnungen gefahren (siehe Abschnitte 3.3 und 3.4). Die Ergebnisse dieser Untersuchungen haben gewisse Unterschiede zwischen konventionellen und nach AMS-Technologie behandelten Legierungen gezeigt. Die gemessene Viskosität der behandelten Legierung lag über den gesamten Temperaturbereich etwa 0,3 mPa·s höher als die der konventionellen Legierung, was auf Bild 38 gut zu sehen ist. Die Wärmeleitfähigkeit wie auch andere thermophysikalische Eigenschaften (spezifische Wärme, Temperaturleitfähigkeit) waren für die behandelten Aluminiumlegierungen ebenfalls etwas höher als für die konventionellen Legierungen, was graphisch auf den Bildern 50 bis 53 zu erkennen ist. Die Änderung der Eigenschaften betrug ca. 5 % im Fall der behandelten Legierung AlSi10Mg. D. h., dass die behandelten Legierungen eine bessere Wärmezufuhr als die konventionellen Legierungen gewährleisten konnten, was, wie schon oben erwähnt, bei der Herstellung von Gussstücken für die Automobilindustrie sehr wichtig ist. Der Unterschied zwischen dem Verhalten der behandelten Kokillen- und Druckgusslegierung (siehe Bilder 50 bis 53) lag möglicherweise daran, dass die Legierungen mit verschiedenen Einstellungen behandelt wurden. Der Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die thermophysikalischen Eigenschaften ist auch bis heute nicht ganz geklärt, und sollte daher weiter untersucht werden.

Es wurde nachgewiesen, dass die nach der AMS-Technologie behandelten Aluminiumlegierungen Veränderungen der kritischen Temperaturen (Liquidus-Solidus-Bereich) (siehe Bild 29) aufweisen (siehe Abschnitt 3.2), und zwar liegt der Soliduspunkt bei den behandelten Legierungen um etwa 10 °C höher als bei den konventionellen Legierungen mit gleicher chemischer Zusammensetzung. D. h., dass die behandelten Aluminiumlegierungen ein engeres Erstarrungsintervall ( $T_{\text{Liq}} - T_{\text{Sol}}$ ) besitzen, welches sich seinerseits günstig auf die technologischen Eigenschaften von Legierungen auswirkt.

Somit kann festgestellt werden, dass sich die Behandlung der Aluminiumlegierungen nach der AMS-Technologie insgesamt gesehen günstig auf die Legierungseigenschaften auswirken und den Gießvorgang effizienter gestaltet.

Als weitere Schritte zum Thema der Verbesserung und Anwendung der AMS-Technologie werden vorgeschlagen:

- Durchführung von Untersuchungen an AMS-behandelten übereutektischen Aluminiumlegierungen,
- Optimierung des Behandlungsprozesses von Aluminiumlegierungen, welche für spezielle Anwendungen vorgesehen sind,
- Auswahl und Optimierung des geeignetsten Wärmebehandlungsregimes für AMS-behandelte Legierungen,
- weitere Untersuchungen hinsichtlich der Verbesserung der verschiedenen gießtechnologischen Eigenschaften,
- Untersuchungen hinsichtlich der Möglichkeit zur Reduzierung des Speiservolumens,
- Einsatz von Sekundär- ausstelle von Primär-Aluminium.

## 6 Literaturverzeichnis

- [1] Broszeit, E.: Aluminium + Automobil, Material-Wissenschaft und Werkstofftechnik. 19,1988, S. 138-142
- [2] <http://www.gdm-metallguss.de>
- [3] [http://www.ikb.de/content/de/branchen\\_und\\_maerkte/downloadcenter/Themenauswahl/Analysen/Branchen/Giessereiindustrie\\_Juni\\_2007.pdf](http://www.ikb.de/content/de/branchen_und_maerkte/downloadcenter/Themenauswahl/Analysen/Branchen/Giessereiindustrie_Juni_2007.pdf)
- [4] N. N.: Gießereiindustrie mit Globalisierungstendenzen, Guss im Wandel der Zeit, 3/2007, S.13-15
- [5] [http://www.dlr.de/wf/desktopdefault.aspx/tabid-1697/3090\\_read-4855/](http://www.dlr.de/wf/desktopdefault.aspx/tabid-1697/3090_read-4855/)
- [6] Livanov, V.; Shipilov, V.; Gabidullin, R.: Light Metal Age, Metalloved. i term. obrab. metal. 6, 1974, S. 8-12
- [7] Szajnar, J.; Wrobel, T.: Influence of magnetic field and inoculation on columnar structure transformation, Journal of achievements in materials and manufacturing engineering, Volume 17, Issue 1-2, 2006
- [8] Szajnar, J.; Stawarz, M.; Wrobel, T.: Inoculation of pure aluminium structure with Ti+B addition in impulse magnetic field, Journal of achievements in materials and manufacturing engineering, Volume 14, Issue 1-2, 2006
- [9] Hernandez, R.; Sokolowski, J.H.: Comparison among chemical and electromagnetic stirring and vibration melt treatments for Al-Si hypereutectic alloys, Journal of alloys and compounds 426, 2006, S. 205-212
- [10] Jung, B.I.; Jung, C.H.; Han, T.K.; Kim, Y.H.: Electromagnetic stirring and Sr modification in A356 alloy, Journal of material processing technology 111 (2001), S. 69-73
- [11] Todte, M.: Prognose der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gussteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2002
- [12] <http://www.metaltorg.ru/analytics/publication/index.php?id=1365>
- [13] Schwalin, E. : Aluminium im Automobilbau, Automeredian, 2005 (in Russisch)
- [14] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, „Springer-Verlag“, 2007
- [15] Bechmann, O., Carl, S.: Partikelemission und -messung aus Sicht des Anwenders: heute und morgen, Volkswagen AG, Wolfsburg
- [16] Miller, W. S.; Zhuang, L.; Bottema, J.: Recent development in aluminium alloys for the automotive industry, Materials science and engineering A280, 2000
- [17] N. N.: Aluminiumanteil in Neufahrzeugen steigt, Aluminium, 3, 2007, S.7-8
- [18] <http://www.kfz-tech.de/Zylinderkopf.htm>
- [19] Röhrig, K.; Deike, R.: Aluminium – der Werkstoff von morgen im Motorenbau?, ATZ, 1997, S.12

- [20] Altenpohl, D.: Aluminium von Innen, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1994
- [21] Drossel, G; Friedrich, S.; Huppertz, W.: Aluminium-Taschenbuch, 15. Auflage, Aluminium-Zentrale e.V., Düsseldorf, 1996
- [22] Domaschk, K.: Beitrag zur Gefügebeeinflussung erstarrender Metallschmelze durch Vibration, Dissertation, TU Bergakademie Freiberg, 2003
- [23] Engler, S.; Schleiting, G.: Erstarrungsmorphologie von Aluminiumlegierungen bei Kokillenguss, Gießereiforschung 30, Nr. 1, 1978, S. 15-24
- [24] [www.reynaers.com/Reynaers\\_Aluminium](http://www.reynaers.com/Reynaers_Aluminium)
- [25] [www.aluminium.matter.org.uk](http://www.aluminium.matter.org.uk)
- [26] Norm DIN EN 1706-08: Aluminium und Aluminiumlegierungen – Gussstücke – Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften. Deutsches Institut für Normung e.V.
- [27] Efimov, V. A.; Eldarhanov A. S.: Physikalische Methoden des Einflusses auf Erstarrungsprozesse von Legierungen, Moskau, Metallurgie, 1995, 272 S. (in Russisch)
- [28] Efimov, V. A.: Einwirkungsmethoden auf erstarrenden Stahl und Legierungen, Stahl, Nr. 2, 1991, S. 14-21 (in Russisch)
- [29] Pasz, A.: Alloy, Patent US 1 387 900, 1921
- [30] VAW-IMCO: Aluminium-Gusslegierungen, Katalog, 2. Auflage, 2001
- [31] Levi, L. I.; Kantonik, S. K.: Gusslegierungen, Moskau, 1967
- [32] Reif, W.; Subramanyam, P.: Untersuchungen zur Feinungswirkung und zum Feinungsmechanismus von Antimon am Beispiel der Legierung G- $\text{AlSi7Mg}$ , Gießereiforschung 45, Nr.1, 1993, S. 9-18
- [33] Careil, P.; Simon, R.: Automatisierte Schmelzebehandlung mit chemischen Produkten, Giesserei 94, 9/2007, S. 70-75
- [34] Rheinfelden: Hüttenaluminium Gusslegierungen, Ausgabe 6, 3. Auflage, 2003
- [35] Jaunich, H.: Entgasen und Reinigen von Aluminiumschmelzen in Gießereien, Steel & Metals Magazine, 5, 1998
- [36] Schindelbacher, G.: Veredelung von Aluminiumdruckgusslegierungen – Einfluss auf Gefüge und mechanische Eigenschaften, Gießerei-Praxis, 17, 1995, S. 7-8
- [37] Paray, F.; Gruzleski, J.E.: Effect of modification on aluminum matrix of  $\text{AlSiMg}$  alloys“, Material Science and Technology, 10, 1994,
- [38] Chai, G.; Bäckerud, L.: Einige Einflussgrößen auf die Veredelung von Aluminium-Gusslegierungen bei Zusatz von strontiumhaltigen Vorlegierungen, Gießerei-Praxis, Nr.11/12, 1993, S. 7-8

- [39] Heusler, L.; Schneider, W.; Stolz, M.: Neue Untersuchungen zum Einfluss von Phosphor auf die Veredelung von AlSi-Gußlegierungen mit Natrium oder Strontium, Gießerei-Praxis, 3/4, 1997
- [40] Quellet, P.; Samuel, A. M.; Samuel, F. H.: Zusammenhang zwischen Gefügebau und Korngrößen der thermischen Analyse bei der Legierung G-AlSi6Cu4 mit Magnesium und Strontium, Gießerei-Praxis, 12. 2003, S. 7-8
- [41] Romankiewicz, F.; Romankiewicz, R.: Kornfeinung und Veredelung von AlSi11-Legierungen, TU Zielona Góra
- [42] Müller, K.: Möglichkeiten der Gefügebbeeinflussung eutektischer und naheutektischer Aluminium-Silicium-Gußlegierungen unter Berücksichtigung der mechanischen Eigenschaften, Dissertation, TU Berlin
- [43] Müller, K.; Reif, W.: Kornfeinung von AlSi-Gusslegierungen am Beispiel von AlSi9, Giesserei 82, 20, 1995, S. 7-8
- [44] Kori, S. A.; Murty, B. S.; Chakraborty, M.: Development of an efficient grain refiner for Al7Si alloy and its modification with Strontium, Material science and engineering, A283, 2000
- [45] Hoevs, P.; Reif, W.; Schneider, W.: Kornfeinung von Aluminium-Gußlegierungen, Gießerei 81, 12, 1994, S. 7-8
- [46] N. N.: Verbesserung des Gefüges beim Aluminiumguss durch Kornfeinung oder Veredelung, Gießerei-Erfahrungsaustausch, 11/1989
- [47] Iqbal, N.: Real-time investigation of grain nucleation and growth during liquid to solid phase transformation of aluminum Alloys, Dissertation, TU Delft, 2005
- [48] VDS: Aluminium Gusslegierungen, Bundesverband Deutscher Aluminium-Schmelzhütten, 173 S.
- [49] Pereloma, V. A.; Lihoshva, V. P.; Kochegura, N. M.: Laserbehandlung von Aluminiumlegierung im halbflüssigen Zustand, Verwendung von Lasertechnologien im Maschinenbau und Werkzeugbau, Thesis von Beitrag vom 24-26. April, 1991
- [50] Pereloma, V. A.; Lihoshva, V. P.: Lasereinwirkung auf flüssigen und halbflüssigen Zustände der Aluminiumlegierungen, Litejnoe proiyvodstvo, 9, 1992, S. 7-8
- [51] Najdek, V. L.; Mihn L. F.; Narivskii, A. V.: Examination of the effect plasma-reagent treatment of the melt on the strength characteristics of aluminum alloys, Advances in special elektrometalurgy, 4, 1997
- [52] Najdek, V. L.; Narivskii, A. V.: Einwirkung der Behandlung von Legierung auf Gefüge und Eigenschaften von Aluminiumlegierungen, Litejnoe Proizvodstvo, 9, 2003, S. 7-8
- [53] Eigenfeld, K.: Einfluss des rotierenden Magnetfeldes auf das Gefüge und die Dendriten der Gusslegierung EN AC – AlSi7Mg“, Giesserei 91 (2004), 12

- [54] Djudkin, D.; Schkljar, V.: Improving casting alloys properties using electromagnetic treatment, Giessereiprozesse 3, 1996
- [55] Vorobjev, S.: Elektromagnetische Behandlung von Gussstücken aus Stahl und Gusseisen, Dissertation, Kiev, 1974 (in Russisch)
- [56] Bouschkoff N., Kourbatov W: Verfahren zum Erzielen dichter Gussstücke mittels Einwirkung eines Elektromagneten während des Erstarrens, Patent 311295, 1913
- [57] Dumont-Fillon, J.: Metal casting apparatus with electromagnetic nozzle, Patent US 3.463.365, 1969
- [58] Hoke, W.: Treatment of metal by electromagnetic forces, Patent US 2.013.653, 1935
- [59] Garnier, M.; Moreau, R.: Electromagnetic apparatus for construction of liquid metals, Patent US 4.082.207, 1978
- [60] Povh, I. L.; Kapusta, A. B.; Tchekin, B. V.: Magnetische Hydrodynamik in der Metallurgie, Moskau, „Metallurgie“, 1974, 240 S (in Russisch)
- [61] Spasskii, V. V.; Kuprjaschin, V. S.; Pavlov, D. L.: Untersuchungen der magnetischen Behandlung des Kristallisationsprozesses auf Graphitierung von Aluminiumgusseisen.- „Progressive technologische Schmelz- und Behandlungsprozesse“, Pensa, 1974, S. 68-76 (in Russisch)
- [62] Sterling, E.: Process and device for treating an alloy melt before a casting operation, Patent EP20030003899, 2003
- [63] Just, J.; Motz, J. M.; Schneiders, W.: Primärgefügebeeinflussung dickwandiger Stahlgussstücke durch Bewegung der Rest-Schmelze mit elektromagnetischen Wanderfeldern während der Erstarrung, Gießereiforschung, 26, N4, 1974, S. 7-8
- [64] Samojlovitsch, Y. A.: Kristallisation von Masseln, Moskau, 1986 (in Russisch)
- [65] Rabinowitsch, B. V.; Volkov, V. M.: Untersuchungen des Einflusses vom magnetischen Feld auf das Fließ- und Formfüllungsvermögen der Legierungen, Eigenschaften von geschmolzenen Metallen, Moskau, „Wissenschaft“, 1974, S. 7-8
- [66] Levschin, G. E., Revyakin, E. N., Matjuschkov, I. L.: Einwirkung des permanenten Magnetfeldes auf die Gießbarkeit der Aluminiumlegierung AK7, Konferenzmaterialien (in Russisch)
- [67] <http://lityka.boom.ru/docs/sbornik2.html> (Materialien zur Konferenz: Entwicklungsprobleme und -perspektive von Gießereiproduktion, Teil 2)
- [68] <http://lityka.boom.ru/docs/sbornik3.html> (Materialien zur Konferenz: Entwicklungsprobleme und -perspektive von Gießereiproduktion, Teil 3)
- [69] <http://lityka.boom.ru/docs/sbornik4.html> (Materialien zur Konferenz: Entwicklungsprobleme und -perspektive von Gießereiproduktion, Teil 4)

- [70] Verte, L. A.: Magnetische Hydrodynamik in der Metallurgie, Moskau, „Metallurgie“, 1975, 288 S. (in Russisch)
- [71] Berk, G. Y.: Nachschlagewerk über magnetischen Erscheinungen, M., Energoatomizdat, 1991, 338 S. (in Russisch)
- [72] Nishimura, A.; Kawano, Y.; Fujita, K.: Aluminium 60, 1984, S. 512
- [73] Nishimura, A.; Kawano, Y.: J. Jpn. Inst. Light Metal 25, 1973, S. 193
- [74] Reddy, G. S.; Sekhar, J. A.: Journal of Material Science, 20, 1985, S. 3535
- [75] N. N.: Light Metal age, February, 2007, S.52-55
- [76] [http://www.dlr.de/mp/desktopdefault.aspx/tabid-3624/5679\\_read-8368/](http://www.dlr.de/mp/desktopdefault.aspx/tabid-3624/5679_read-8368/)
- [77] Garnier, M.: Electromagnetic apparatus for construction of liquid metals, Patent US 4 082 207
- [78] Kutschaev, A. A.: Verfahren für elektromagnetische Behandlung vom flüssigen Metall, Patent RU 95103009/02
- [79] Getslev, Z. N.: Casting in an Electromagnetic Field, J. Metals, 23 (10), 1971, S. 38-39
- [80] Yarwood, J. C.: Design of bottom blocks for electromagnetic casting, Patent US000004570696A
- [81] Cook, D. P.; Evans, J. W.; Grandfield, J.: Application of a Mathematical Model to Thin Strip Electromagnetic Casting, in Ref. 6, S. 145-150
- [82] Nakada, M.; Mori, K.; Osaka, T.: Control of Initial Solidification in Continuous Casting Mold, in Ref. 6, S. 203-207
- [83] Shtanko, D. A.: Solidification of Steel in a Magnetic Field, Journal of technical physic 3 (6), 1933
- [84] A. Bruchanov: Solidification of Steel in a Rotating Magnetic Field, Stahl Eisen, 54, 1934
- [85] <http://www.tms.org/pubs/journals/JOM/9802/Li/Li-9802.html>
- [86] Li, B. Q.: Production of Thin Strips by Twin Roll Casting, JOM, 47 (5), 1995, S. 29-33
- [87] Moffat, H.K.: Electromagnetic Stirring, J. Phys. Fluids, 3 (5), 1991, S. 1336-1343
- [88] Li, B. Q.; Evans, J. W.; Cook, D. P.: An Improved Mathematical Model for Electromagnetic Casters and Testing by a Physical Model, Mat. and Met. Trans. B, 22B (1991), S. 121-134
- [89] Li, B. Q.: Magnetic Damping of Convection during Unidirectional Solidification, report submitted to NASA, Lewis, 1997
- [90] Li, B. Q.: Solidification processing of materials in magnetic fields, JOM, vol. 50, 1998



- [91] Moeinipour, K.; Eigenfeld, K.: Einfluss des rotierenden Magnetfeldes auf das Gefüge der hochfesten Legierung AlCu4TiMg, Giesserei-Praxis 1/ 2004, S. 31- 33
- [92] <http://www.bergerconsult.de>
- [93] Sterling, E.: Druckgießverfahren und Vorrichtung zu seiner Durchführung, Patent EP 1120471 A1
- [94] <http://www.ritter-aluminium.de/vexocast.htm>
- [95] Fa. BergerConsult: Die AMS-Technologie, Präsentation
- [96] <http://www.cct-bw.de/frames/druckgiessen.htm>
- [97] KolbenSchmidt: Überholung von Aluminium-Motorblöcken, Service, Tipps und Infos, KS Broschüre
- [98] Jürgen, G.; Charbonnier, J.: Betriebsmäßige Anwendung der thermischen Analyse zur Gefügebeurteilung von Aluminiumlegierungen, Giesserei 63 (1976), Nr. 24, S. 685-688
- [99] Smulski, A. A.; Semenchenko, A. I.; Elov, C. M.: Thermische Analyse von Aluminiumlegierungen, Giessereiprozesse 1, 2002, S. 7-8 (in Russisch)
- [100] Wu, R. I.; Perepezko, J. H.: Liquidus Temperature Determination in Multi-component Alloys by Thermal Analysis, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 31A, 2000, S. 497-505
- [101] Norm DIN EN 51005-05: Thermische Analyse (TA) – Begriffe. Deutsches Institut für Normung e.V.
- [102] <http://www.lkr.at/709b4e0badb7646127ee6718747ca5d0.html>
- [103] Djurdjevic, M. B.; Sokolowski, J. H.; Stockwell, T. J.: Control of the aluminum-silicon alloy solidification processes using thermal analysis, Not published
- [104] Emadi, D.; Whiting, L. V.: Applications of thermal analysis in quality control of solidification processes, Journal of thermal analysis and calorimetry, Vol 81, 2005, S. 235-242
- [105] Upadhyya, K. G.; Stefanescu, D. M.; Lieu, K.; Yeager, D. P.: Computer-aided cooling curve analysis: principles and applications in metal casting, AFS Transactions, vol. 47, 1989, S. 61-66
- [106] Cibula, A: The mechanism of grain refinement of sand castings in aluminum alloys, J. Ins. Metals vol 76, 1950, S. 312
- [107] Crossley, P. B.; Mondolfo, L. F.: The modification of aluminum silicon alloys, Modern casting vol. 49, 1966, S. 53-64
- [108] Bäckerud, L.: Solidifications characteristics of aluminum alloys, Vol.1 to 3, AFS/SKANALUMINIUM, Oslo, 1986

- [109] Bähr, R.; Djurdjevic, M. B.; Pavlovic, J.: Control and prediction of casting characteristics using thermal analysis technique, 8. Magdeburger Maschinenbau-Tage & 7. MAHREG Innovationsforum, S. 210-219
- [110] Sachs, L.: Angewandte Statistik: Anwendung statistischer Methoden, Springer-Verlag, 2004
- [111] [www.iqo.uni-hannover.de/ap/versuche/regeln/2\\_Fehlerrechnung.pdf](http://www.iqo.uni-hannover.de/ap/versuche/regeln/2_Fehlerrechnung.pdf)
- [112] [www.physik.tu-muenchen.de/studium/betrieb/praktika/anfaenger/anleitungen/ABW.pdf](http://www.physik.tu-muenchen.de/studium/betrieb/praktika/anfaenger/anleitungen/ABW.pdf)
- [113] Kavulicova, J.; Ivanova, D.: Calculation of liquidus temperature for steel by Le Chatelier-Shreder and van Laar-Bowen equations, Kvoove Materialy, VOL 44, 2006, S. 181-184
- [114] Robles-Hernandes, F.; Djurdjevic, M. B.; Sokolowski, J. H.: Calculation of Liquidus Temperatur for Hypo and Hyper Eutectic Aluminium Silicon Alloys, Materials Science and Engineering A396, 2005, S. 271-276
- [115] Djurdjevic, M. B.; Kierkus, W.; Byczynski, G.; Sokolowski, J. H.: Calculation of liquidus temperature for the aluminium 3XX series of alloys, AFS Trans. 47, 1998, S. 143-147
- [116] Djurdjevic, M. B.; Chen, J.; Sokolowski, J.: A novel algorithm for the calculation of latent heat of solidification for multi-component aluminum alloys, AFS Transactions, 2003, p.1-11
- [117] [http://foundry.org.ua/index.php?option=com\\_content&task=view&id=13&Itemid=36](http://foundry.org.ua/index.php?option=com_content&task=view&id=13&Itemid=36)
- [118] Dong, C.: Viskosität metallischer Schmelze und deren präzise Messung, Dissertation, TU Chemnitz
- [119] [http://www.pci.tu-bs.de/aggericke/PC5/Kap\\_III/Arrhenius-Gleichung.htm](http://www.pci.tu-bs.de/aggericke/PC5/Kap_III/Arrhenius-Gleichung.htm)
- [120] Cakici, T: Die Messung der Viskosität von flüssigem Blei, Eisen, Kupfer, Lanthan und Zinn nach einem Absolutverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Temperaturführung, Dissertation TU Berlin, 1976
- [121] Stroppe, H.: Physik für Studenten der Natur- und Ingenieurwissenschaften, Hanser Verlag, 2003
- [122] <http://www.netzsch.com>
- [123] <http://aluminium.matter.org.uk/content/html/GER/default.asp?catid=60&pageid=2144416148>
- [124] Norm DIN 10002-01: Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Deutsches Institut für Normung e.V.
- [125] <http://www.hegewald-peschke.de>
- [126] Ruge, J.; Wohlfahrt, H.: Technologie der Werkstoffe, Vieweg, 2007, 342 S.

- 
- [127] Norm DIN EN 50125-04: Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben. Deutsches Institut für Normung e.V.
- [128] Grugel, R. N.: Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al
- [129] ASM Handbook, Vol. 9, Metallography and Microstructure, 1985
- [130] Stroppe, H.; Todte, M.; Ambos, E.; Bähr, R.: Einfluss von Erstarrung und Gefüge auf den Qualitätsindex von Aluminiumguss, Giessereiforschung 55, Heft 4, 2003, S. 151-155
- [131] <http://students.washington.edu/dk25/mse333/HallPetch08.pdf>
- [132] Norm DIN EN 6506-1: Härteprüfung nach Brinell. Deutsches Institut für Normung e.V.
- [133] [http://bama.ua.edu/~hsmithso/class/bsc\\_656/websites/sem.html](http://bama.ua.edu/~hsmithso/class/bsc_656/websites/sem.html)
- [134] <http://www.mse.iastate.edu/microscopy/whatsem.html>
- [135] Hornbogen, E.: Metallkunde: Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen, Springer, 2001
- [136] [http://quality.kenline.de/seiten\\_d/qualitaet\\_definition.htm](http://quality.kenline.de/seiten_d/qualitaet_definition.htm)
- [137] Molitor, M.; Ambos, E.; Herold, H.; Lierath, F.; Quaas, W.: Einführung in die Fertigungslehre, Schaker Verlag, 2000, 381 S.
- [138] Norm DIN 8402: Qualitätsmanagement – Begriffe, Deutsches Institut für Normung e.V.
- [139] Norm DIN EN 9000: Qualitätsmanagementsysteme – Grundlagen und Begriffe. Deutsches Institut für Normung e.V.
- [140] Aluminium im Automobilbau: EUROFORUM-Fachtagung, Kongressdokument, 2003, Stuttgart
- [141] Ostermann, F.: Aluminium – Werkstofftechnik für den Automobilbau, Expert Verlag, 1992, 192 S.

## 7 Anhang

### 7.1 Patente (Auswahl)

Tabelle 34: Patente (Auswahl)

Patent	Name des Patentes	Jahr
311295	Verfahren zum Erzielen dichter Gussstücke mittels Einwirkung eines Elektromagneten während des Erstarrens	1913
121 606	Verfahren zur Herstellung von metallischem Bandmaterial durch Giessen	1975
DT 20 54 267 C3	Elektromagnetische Stranggiesskokille	1976
27 31 238	Verfahren und Vorrichtung zum kontinuierlichen Vergießen insbesondere von Stahl unter Einwirkung eines magnetischen Wanderfeldes	1978
DE 29 08 795 A1	Verfahren zum Stranggiessen von Metall im elektromagnetischen Feld und Anlage zur Durchführung des Verfahrens	1979
JP P54-116030	Verfahren und Vorrichtung zum Brammen-Stranggiessen mit elektromagnetischer Rührung	1979
30 04 182	Verfahren und Vorrichtung zum elektromagnetischen Giessen	1980
US 139 617	Verfahren und Vorrichtung zum elektromagnetischen Giessen	1980
2 306 131	Magnetische Rührgeräte für geschmolzenes Metall	1981
DE 25 38 931 C2	Verfahren zum Rühren der Metallschmelze in einer Stranggiesskokille	1982
DE 33 15 973 C2	Verfahren und Vorrichtung zum Stranggiessen von Metallen	1987

EP 0 679 115 B1	Magnetisches Rühren mittels Wechselstrom für das kontinuierliche Giessen von Metallen	1997
EP 0 448 13 B2	Verfahren und Vorrichtung zum Stranggiessen von Stahlschmelzen	1998
EP 0 807 478 B1	Verfahren und Vorrichtung zum Stranggiessen mit pulsierendem elektromagnetischem Feld	2000
EP 0 543 290 B1	Verfahren zum Giessen von Ingots mit durch Verwendung eines magnetischen Feldes verringerter Makroseigerung	2001
DE 100 64 106 C2	Verfahren zum Stranggiessen von geschmolzenen Metall	2002
EP 1 039 979 B1	Einrichtung zum elektromagnetischen Abbremsen einer Metallschmelze in einer Stranggiessanlage	2002
EP 1 001 862 B1	Elektromagnetisches Rührverfahren für Stranggiesskokillen und entsprechende Kokille	2002
DE 698 09 398 T2	Verfahren und Vorrichtung zum elektromagnetischen Eindämmen schmelzflüssiger Metalle	2003
DE 600 03 945 T2	Verfahren zum vertikalen Stranggiessen von Metallen unter Verwendung elektromagnetischer Felder	2004
DE 699 10 739 T2	Verfahren zum Stranggiessen und Vorrichtung zur Durchführung des Verfahrens	2004
DE 600 04 232 T2	Verfahren und Vorrichtung zur Messung und Regulierung der Fließgeschwindigkeit eines flüssigen Metalls in einer Stranggiesskokille	2004
DE 10 2004 046 729 A1	Magnetische Bremse für Stranggiesskokille	2005
DE 601 11 943 T2	Vorrichtung zum magnetischen Rühren einer thixotropen Metallschmelze	2006

---

DE 10 2004 044 635 B4	Elektrisch-magnetische Rühranlage für elektrisch leitende flüssige Medien	2006
DE 60 2004 004 270 T2	Stranggussanlage zur elektromagnetischen Drehung von sich in der Düse bewegender Metallschmelze	2007

## 7.2 Einsparpotenziale mit der AMS-Technologie

Tabelle 35: Einsparpotenziale mit der AMS-Technologie

Eigenschaften der AMS-Technologie von Aluminiumlegierungen	Auswirkungen auf den Gießprozess	Einsparpotential in % des Teilepreises
Absenkung der Gießtemperatur um bis zu 100 °C (ist je nach Legierung und Gießprozess bis auf 580°C möglich)	Längere Standzeiten der Werkzeuge, Energieeinsparung möglich	2,5%
Verkürzung der Abkühlzeiten um 50%, gleichmäßige und schnelle Erstarrung	Verringerung von Lunkern, Gießfehlern, Steigermaterial, im Kokillen- und Sandguss große Einsparungen bei Sandkernen möglich	5%
Bessere Gießbarkeit, Fließfähigkeit und Formfüllungsvermögen, sehr breiter Gießbereich (bis zu 80°C)	Deutlich weniger Ausschussteile, bis ca. 10% leichtere und dünnwandigere Teile sind möglich	bis ca. 10%
Der Effekt der Verbesserung der Gießbarkeit bleibt bei jedem Wieder-aufschmelzen durch Memory Effekt erhalten.	Kreislaufmaterial kann vollständig dem Einsatzmaterial wieder zugeführt werden	2,5%
Höhere Homogenität der Schmelze (beste chemische Verteilung) und feineres Gefüges der Gusstücke, geringerer Dendritenarmabstand, höchste Feinkörnigkeit	Geringere Streubreite und hohe mechanische Werte, insbesondere der Dehnung, Einsparung bei chemischen Kornfeinungs- und Veredelungsmitteln möglich, Schmelzvorbereitungszeit kann verringert werden, weniger Impellerzeit nötig	3%
Porenarme bis porenfreie Gussteile möglich	Deutliche Einsparung bei der Wärmebehandlung bis zu 50%	
Geringere Oxidationsneigung auf der Schmelzoberfläche	Verringerung des Abbrands und der Krätze	1%
Summe geschätztes Einsparungspotential		<b>mindestens 15%</b>

### 7.3 Thermophysikalische Eigenschaften der Kokillengusslegierung (Al-Si10Mg)

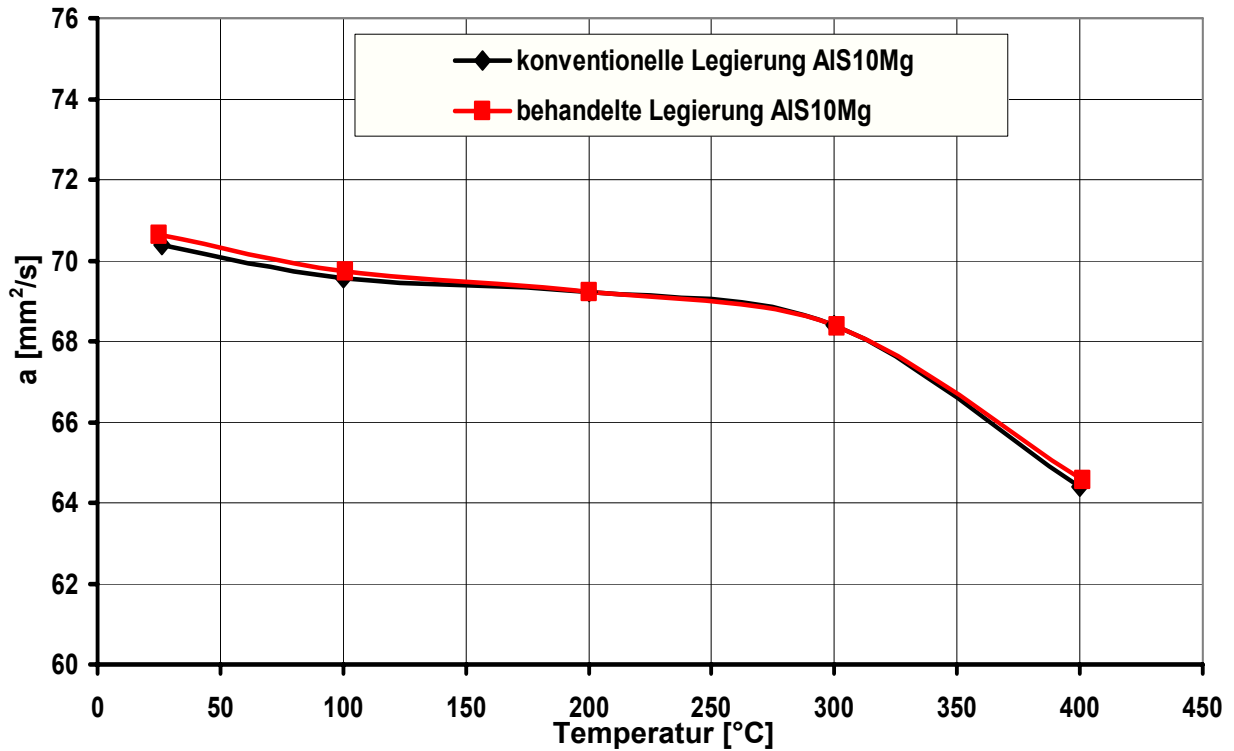


Bild 50: Temperaturleitfähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur (Legierung Al-Si10Mg)

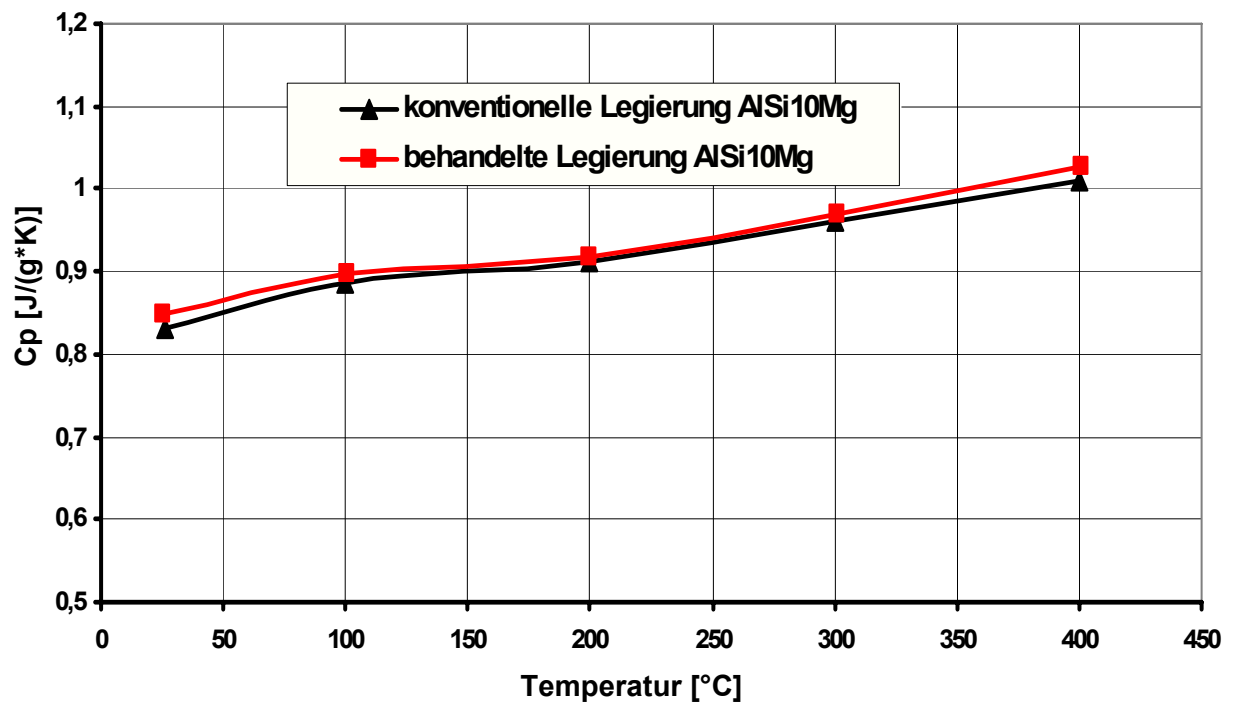




Bild 51: Spezifische Wärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur (Legierung AlSi10Mg)

#### 7.4 Thermophysikalische Eigenschaften der Druckgusslegierung (AlSi9Mg)

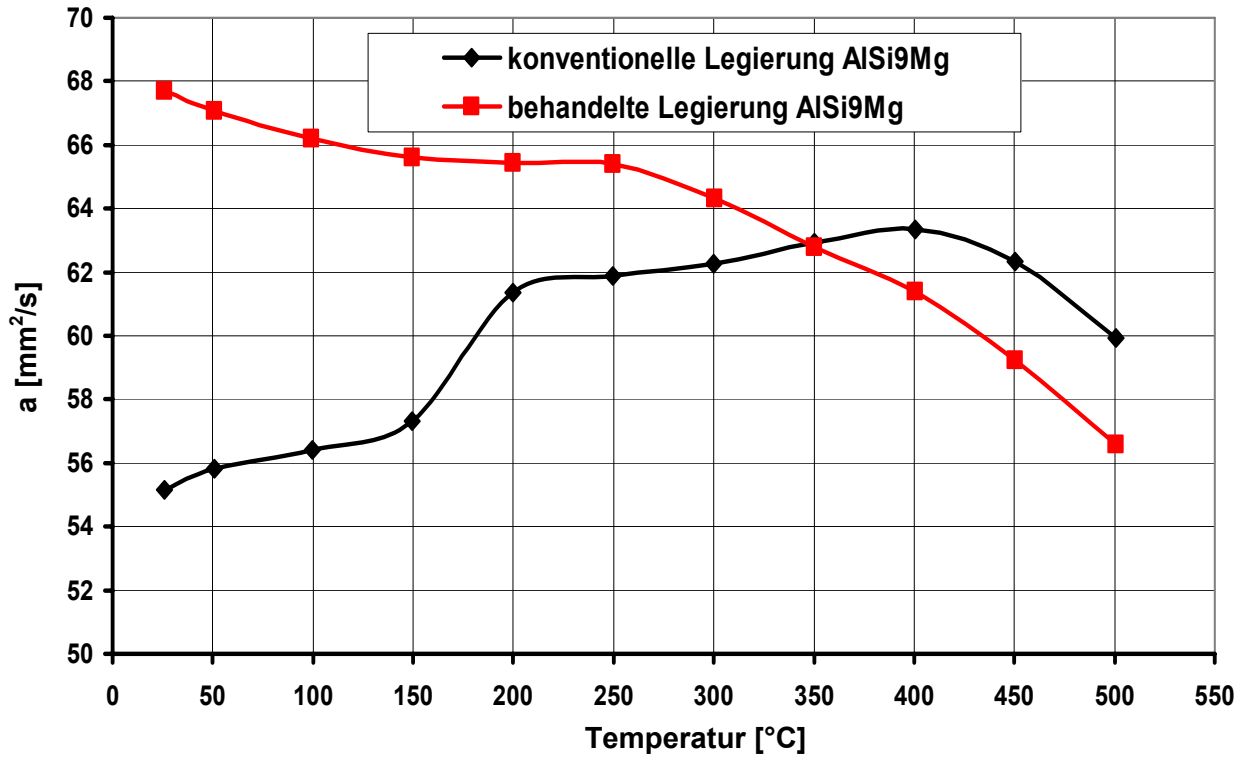


Bild 52: Temperaturleitfähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur (Legierung Al-Si9Mg)

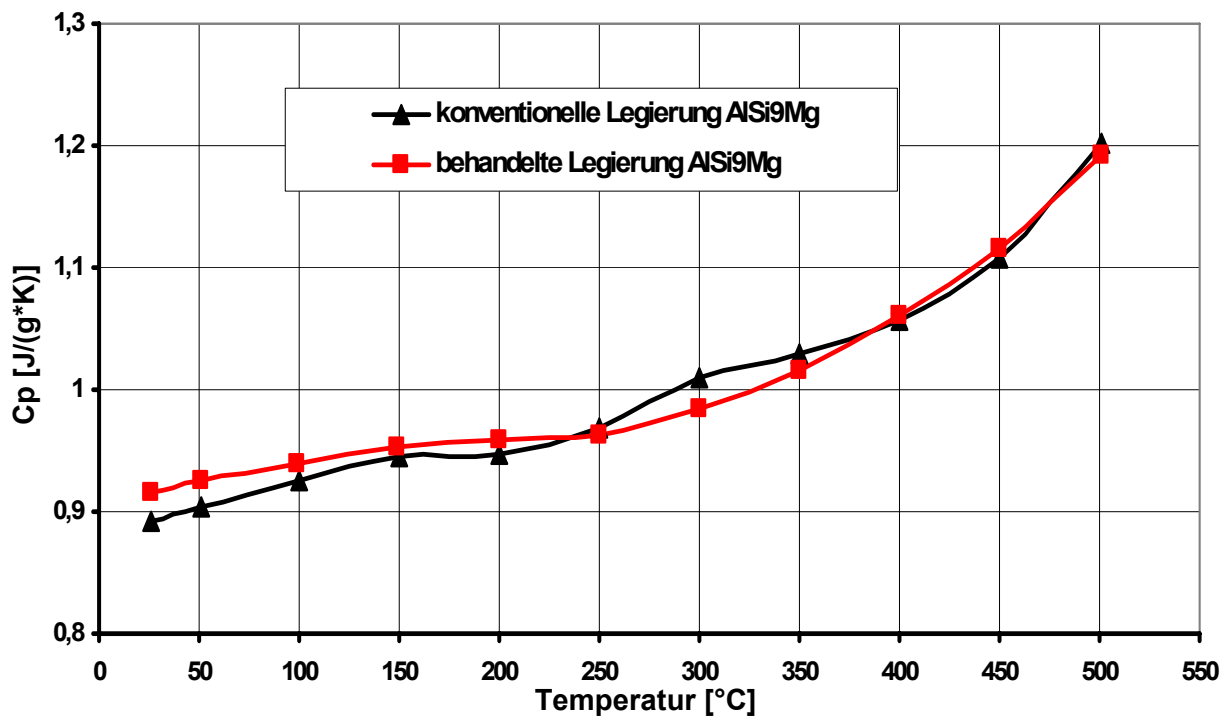


Bild 53: Spezifische Wärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur (Legierung AlSi9Mg)

## 7.5 Mechanische Eigenschaften von AlSi10Mg im konventionellen und behandelten Zustand

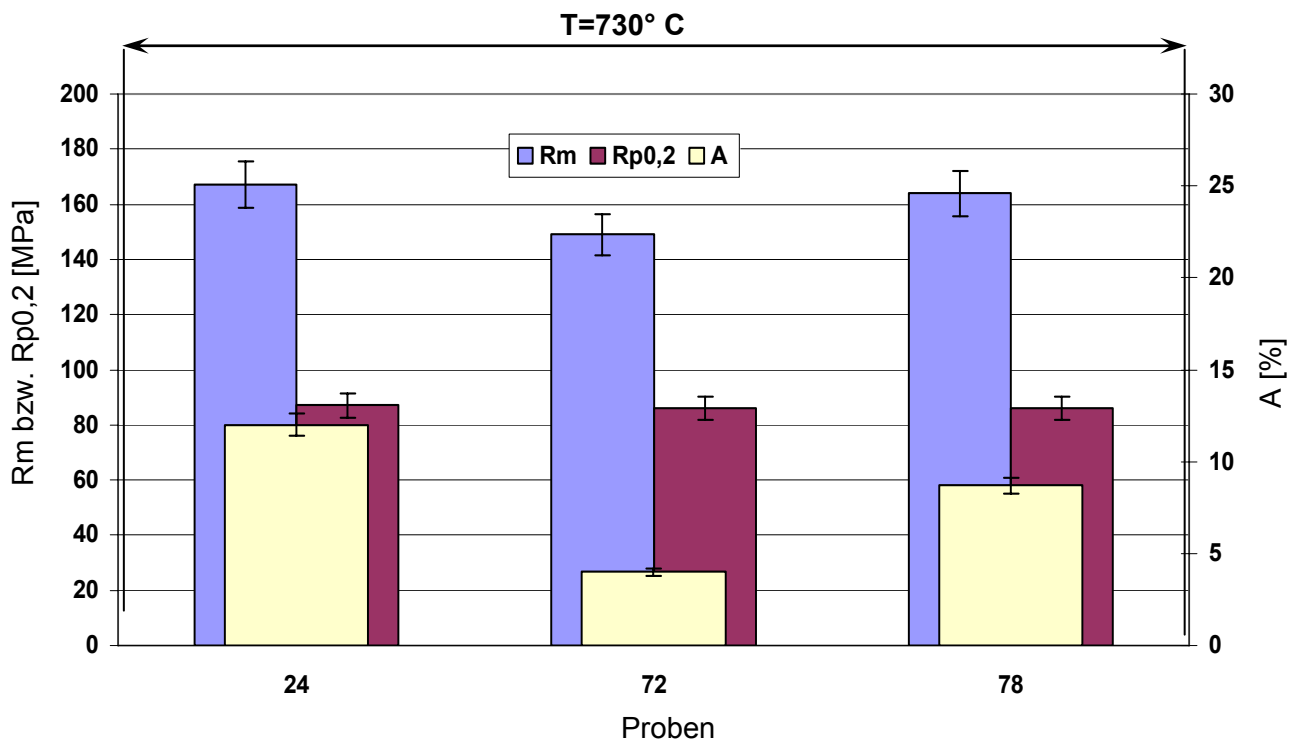


Bild 54: Mechanische Eigenschaften konventioneller Legierung AlSi10Mg, Stelle Z1, Gusszustand

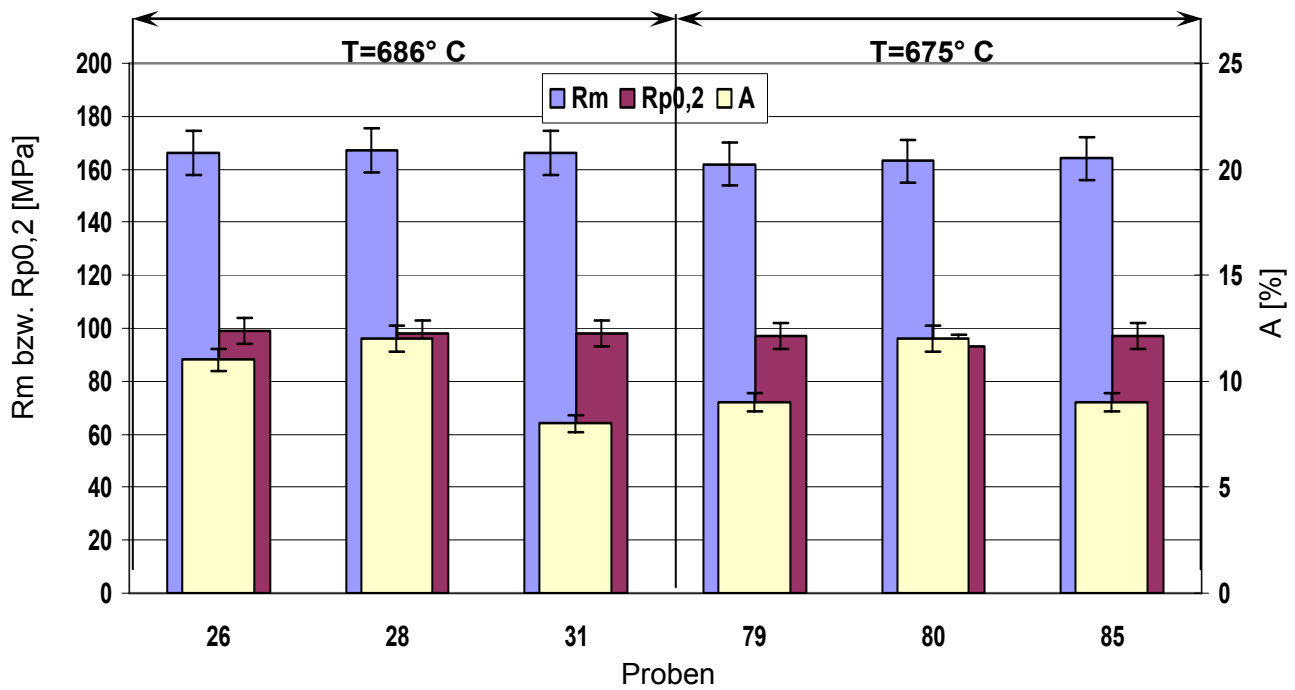


Bild 55: Mechanische Eigenschaften behandelte Legierung AlSi10Mg, Stelle Z1, Gusszustand

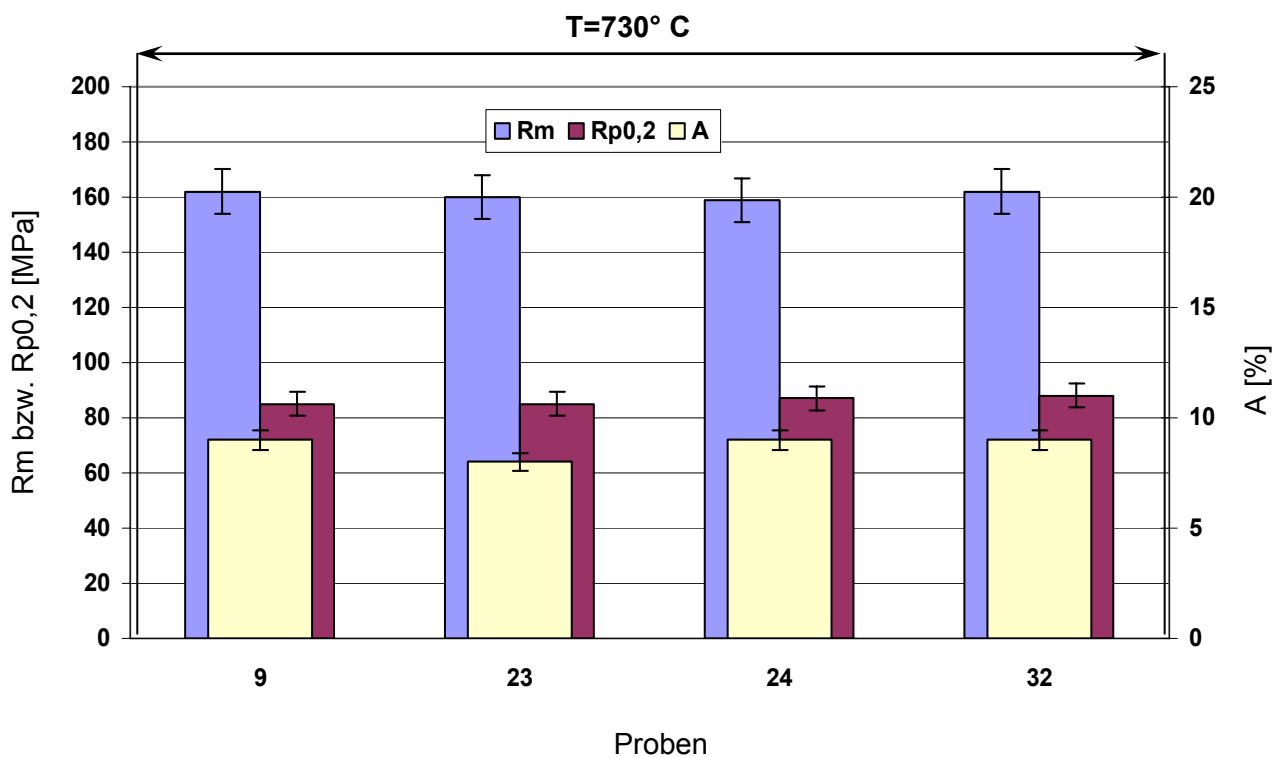


Bild 56: Mechanische Eigenschaften konventioneller Legierung AlSi10Mg, Stelle Z2, Gusszustand

T=686° C

T=675° C

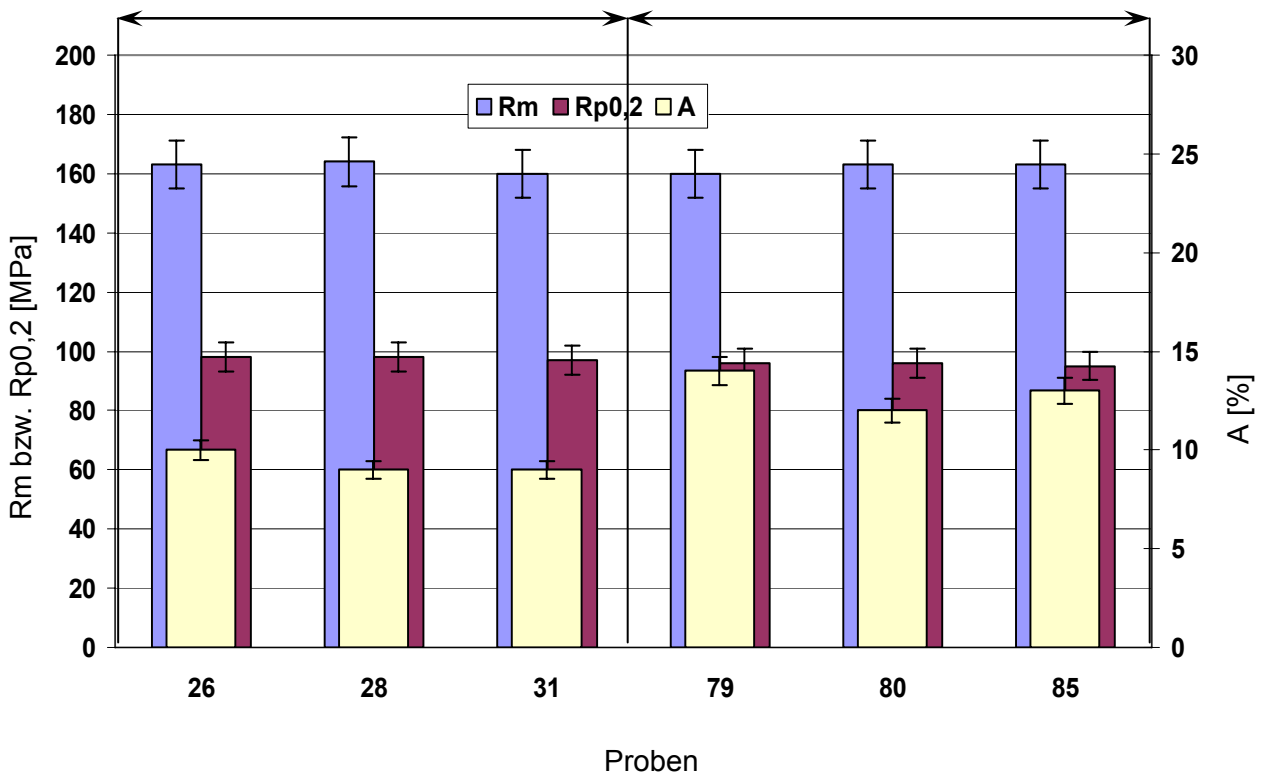


Bild 57: Mechanische Eigenschaften behandelte Legierung AlSi10Mg, Stelle Z2, Gusszustand

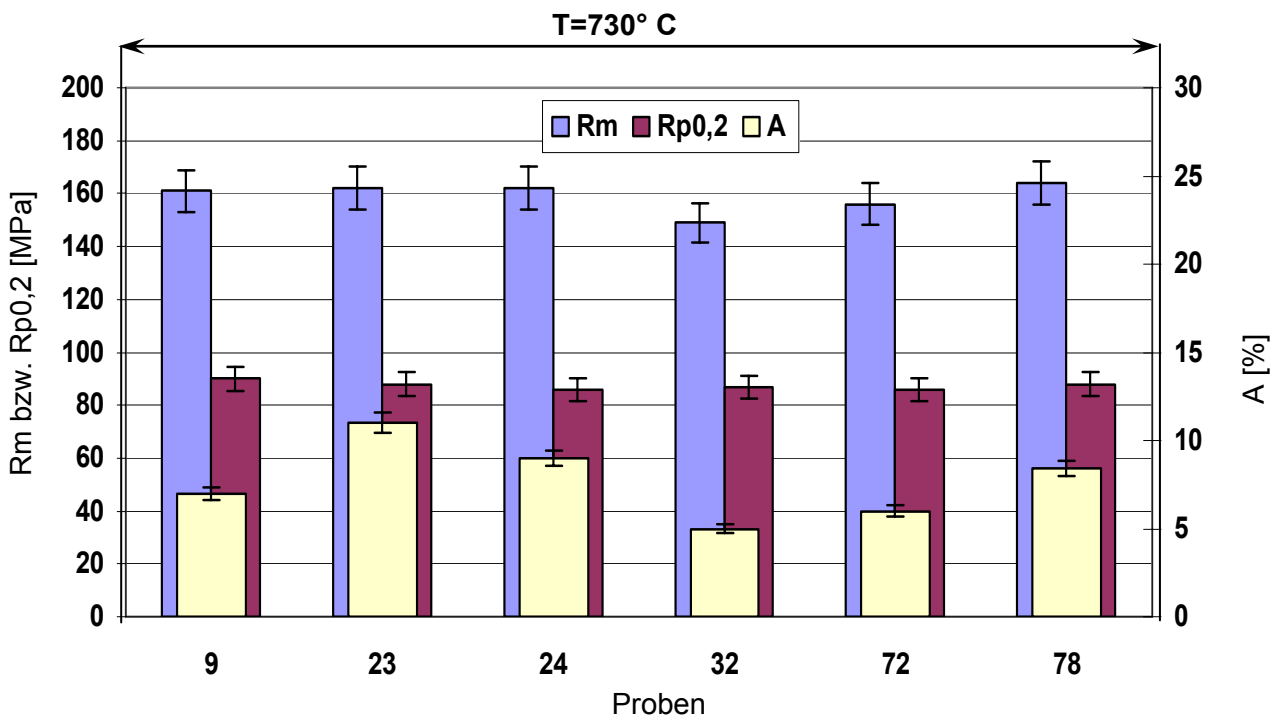


Bild 58: Mechanische Eigenschaften konventioneller Legierung AlSi10Mg, Stelle Z3, Gusszustand

T=686° C

T=675° C

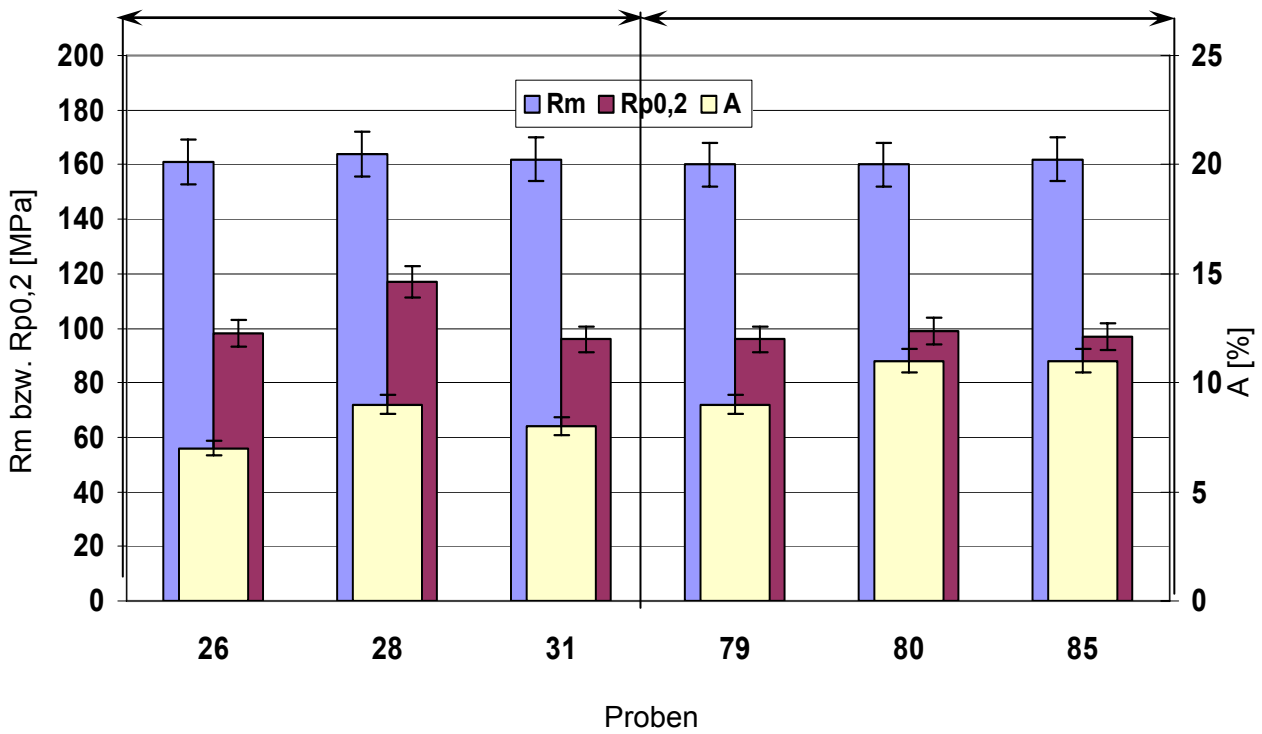


Bild 59: Mechanische Eigenschaften behandelte Legierung AlSi10Mg, Stelle Z3, Gusszustand

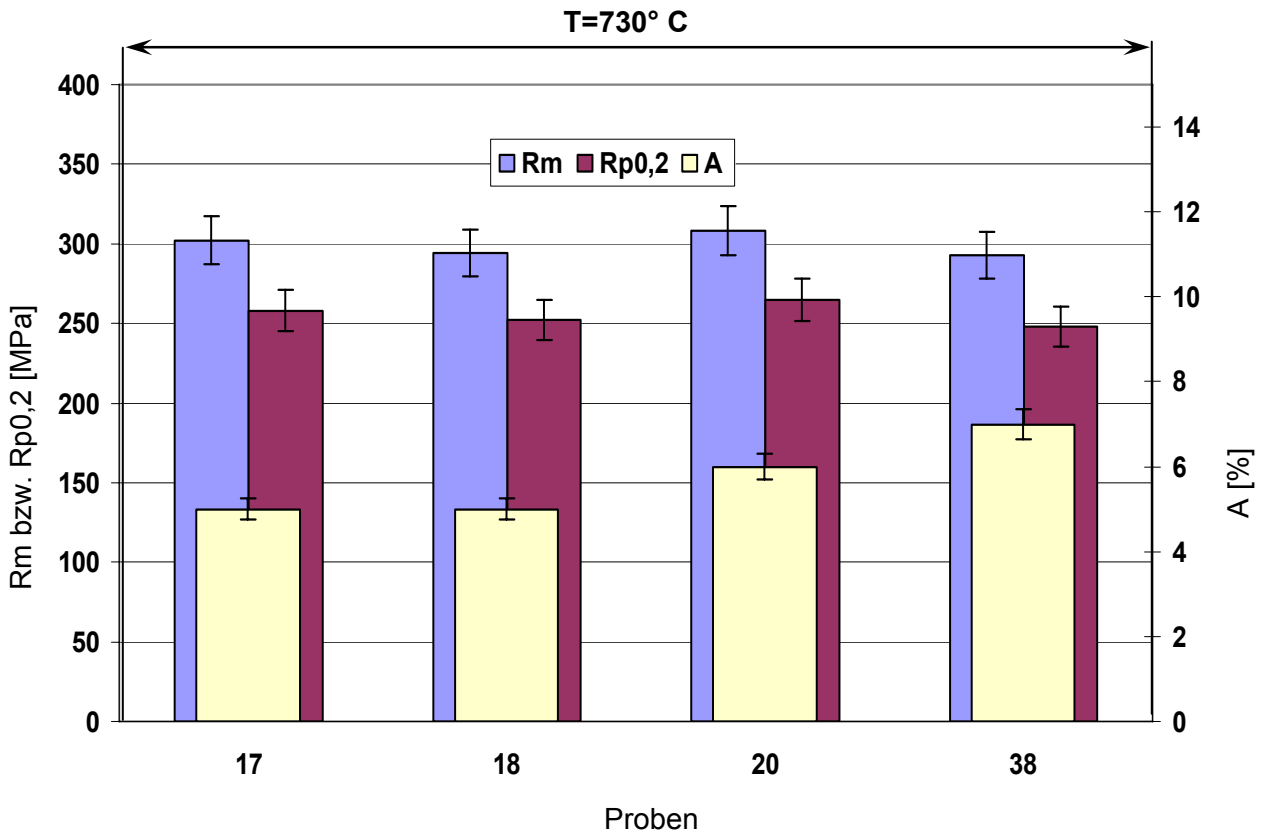


Bild 60: Mechanische Eigenschaften konventioneller Legierung AlSi10Mg, Stelle Z1, wärmebehandelt

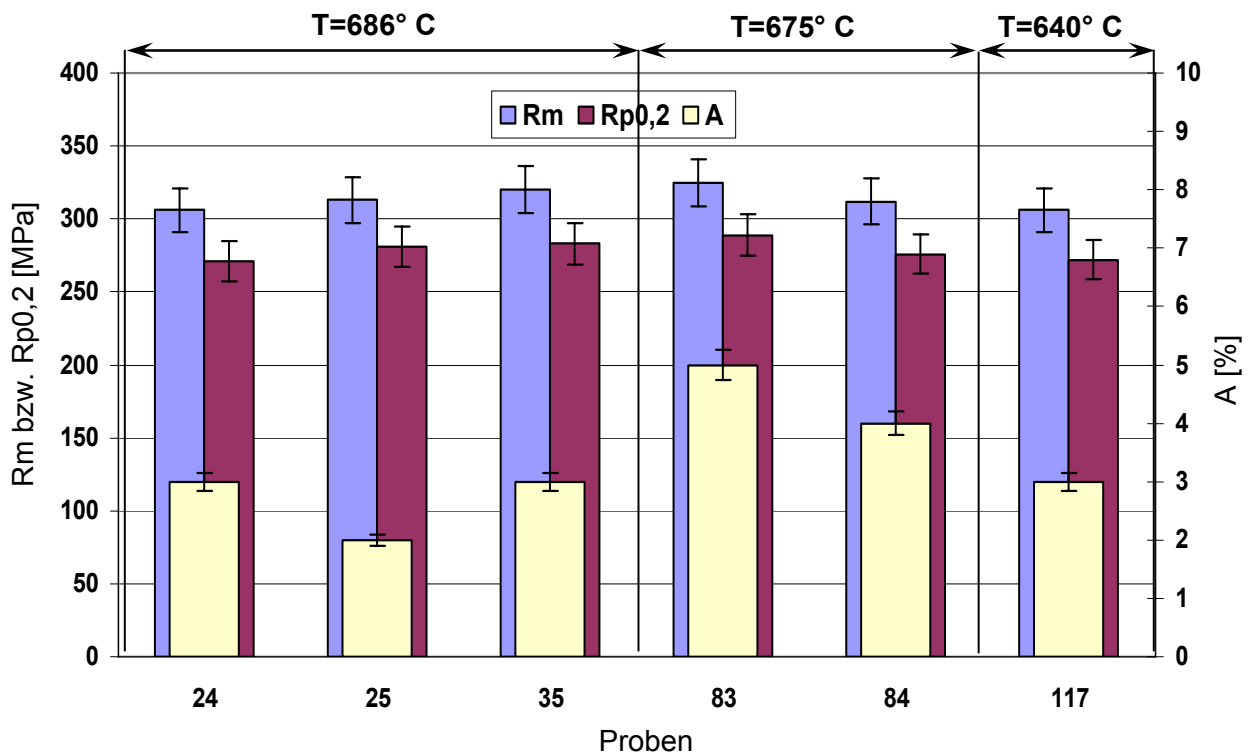


Bild 61: Mechanische Eigenschaften behandelte Legierung AlSi10Mg, Stelle Z1, wärmebehandelt

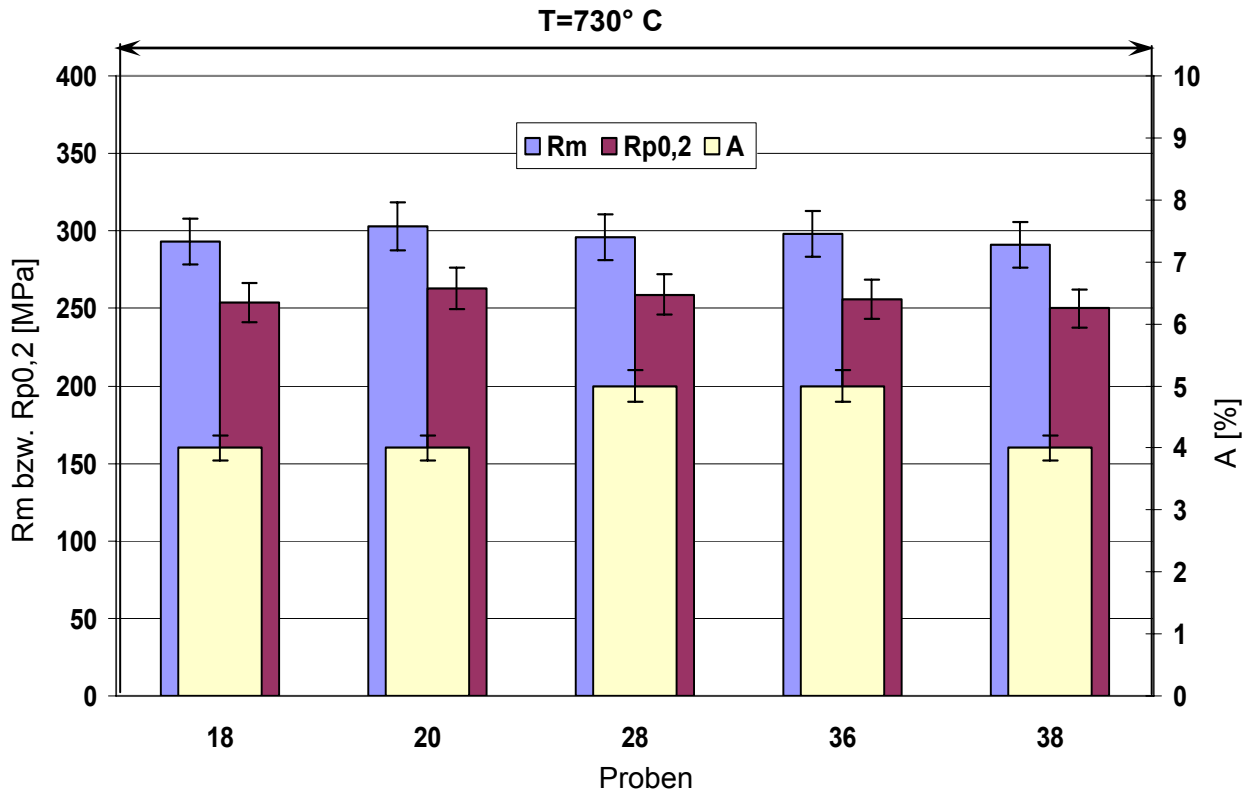


Bild 62: Mechanische Eigenschaften konventioneller Legierung AlSi10Mg, Stelle Z2, wärmebehandelt

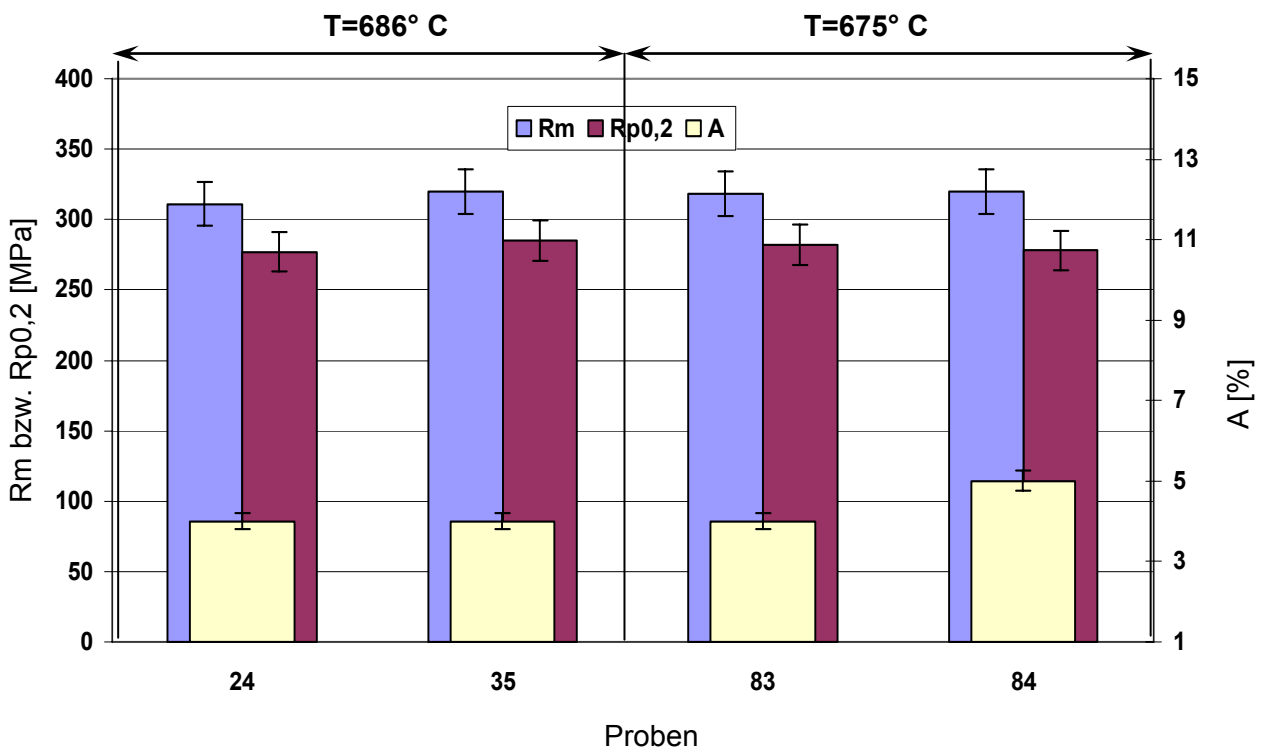


Bild 63: Mechanische Eigenschaften behandelter Legierung AlSi10Mg, Stelle Z2, wärmebehandelt

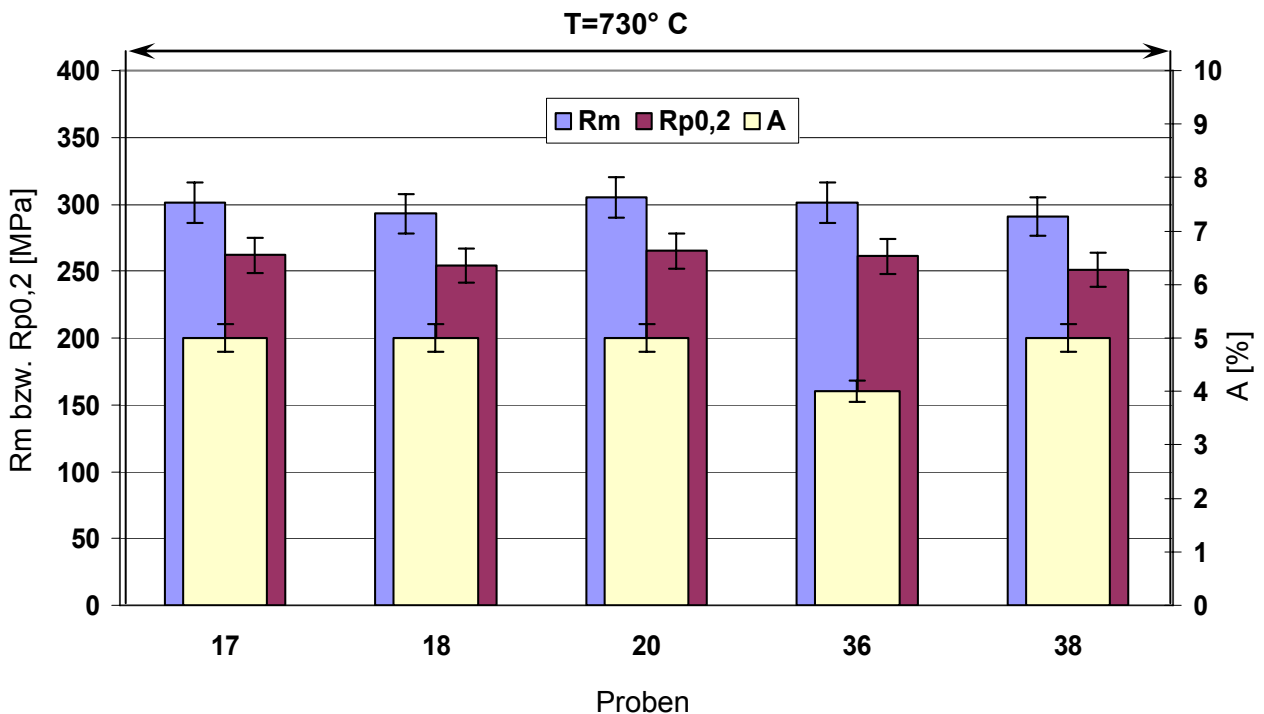


Bild 64: Mechanische Eigenschaften konventioneller Legierung AlSi10Mg, Stelle Z3, wärmebehandelt

T=686° C

T=675° C

T=640° C

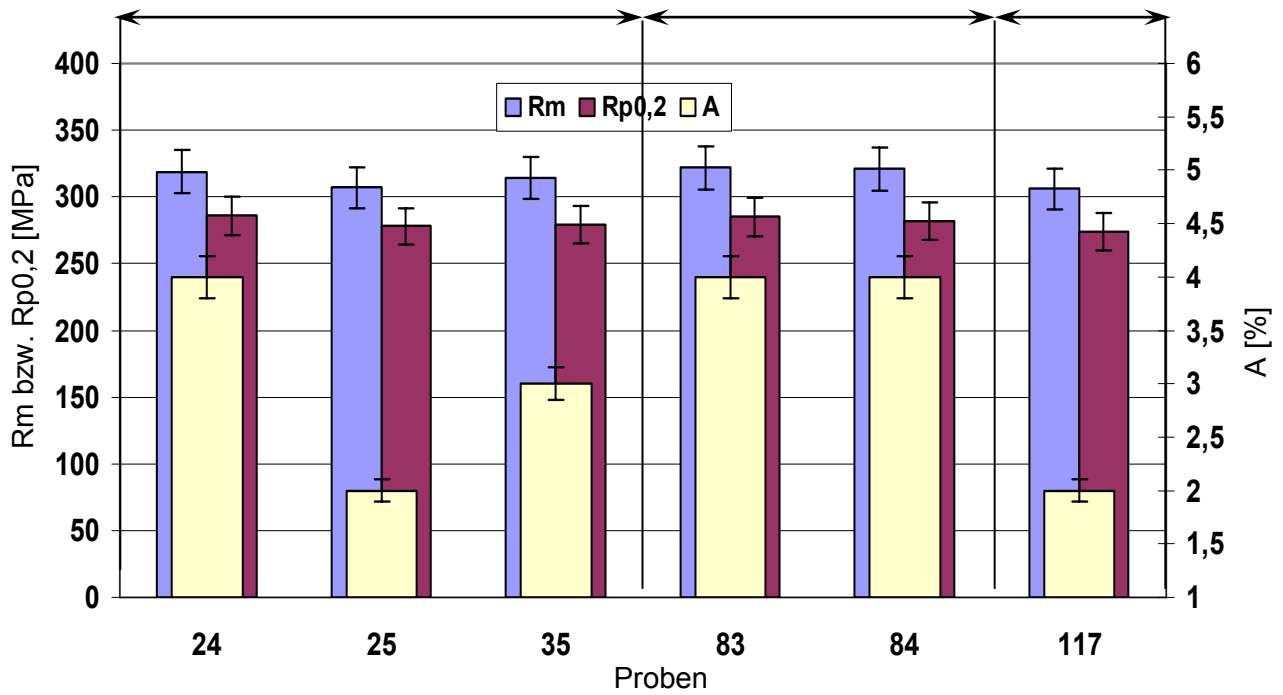


Bild 65: Mechanische Eigenschaften behandelter Legierung AlSi10Mg, Stelle Z3, wärmebehandelt