

# **Einfluß der Formstoffparameter und der Formfüllung auf die Entstehung von Gasporosität bei Aluminium-Sandguß**

Von der Fakultät für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie

der Technischen Universität Bergakademie Freiberg

genehmigte

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor Ingenieur

Dr.-Ing.

vorgelegt

von Diplom-Ingenieur Vera Vogel

geboren am 14.04.1974 in Wetzlar

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Werner Tilch, Freiberg

Prof. Dr.-Ing. Heinz-Josef Wojtas, Duisburg

Dr.-Ing. Gotthard Wolf, Düsseldorf

Tag der Verleihung: 02.09.2002

## Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit am Institut für Gießereitechnik in Düsseldorf und wurde durch ein AiF-Forschungsprojekt finanziell gefördert.

Mein Dank gilt Prof. Dr.-Ing. habil. W. Tilch für die Förderung und die wissenschaftliche Betreuung dieser Arbeit.

Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-J. Wojtas danke ich für das Interesse an der Arbeit und die Übernahme des Gutachtens.

Neben der Übernahme des Gutachtens möchte ich Herrn Dr.-Ing. G. Wolf insbesondere für die Ermöglichung der Arbeit und die fachliche Unterstützung danken.

Außerdem danke ich Herrn Dr.-Ing. W. Michels für das dieser Arbeit entgegengebrachte Interesse, die Gespräche und die Unterstützung bei der Durchführung, die wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Zum großen Dank bin ich allen Kollegen am Institut für Gießereitechnik verpflichtet. Ohne Ihre Einsatzbereitschaft und Ihr Entgegenkommen wäre eine Verwirklichung dieser Arbeit nicht denkbar gewesen.

## Inhaltsverzeichnis

<b>1. Problemstellung und Zielsetzung .....</b>	<b>5</b>
<b>2. Theoretische Grundlagen .....</b>	<b>6</b>
2.1 Bentonitgebundene Formstoffe .....	6
2.1.1 Bestandteile und Struktur von Bentonit .....	6
2.1.2 Ionenaustauschfähigkeit .....	7
2.1.3 Quellverhalten .....	7
2.1.4 Tieftemperaturentwässerungsverhalten .....	9
2.1.5 Einfluß der Eigenschaften des Bentonits auf den Formstoff .....	10
2.2 Gasporosität in Aluminiumschmelzen .....	12
2.2.1 Keimbildungstheorien zur Wasserstoffblasenbildung .....	12
2.2.2 Porenmorphologie und Einflußgrößen auf die Wasserstoffporosität ....	17
2.2.3 Einfluß von Turbulenzen auf die Gasporosität .....	19
2.2.4 Einfluß einer Veredelung auf die Gasporosität.....	21
2.2.5 Einfluß der Gasporosität auf die mechanischen Eigenschaften .....	23
2.2.6 Einfluß des Gießverfahrens auf die Gasporosität.....	23
<b>3. Experimentelle Arbeiten .....</b>	<b>24</b>
3.1 Differenzthermoanalyse .....	24
3.1.1 Verfahrensbeschreibung .....	24
3.1.2 Differenzthermoanalyse von Bentoniten .....	25
3.1.3 DTA von Formstoffmischungen.....	28
3.1.4 Zusammenfassung der Differenzthermoanalysen.....	33
3.2 Temperaturverläufe .....	34
3.3 Legierungsbeschreibung .....	37
3.4 Gießversuche .....	38
3.4.1 Versuchsanlage .....	38
3.4.2 Entgasungseinrichtung.....	39
3.4.3 Probegußteil.....	40
3.4.4 Automatische Bildanalyse .....	42
3.4.5 Versuchsdurchführung .....	43
3.4.6 Ergebnisse der Gießversuche.....	43

3.4.6.1	Versuchsserien mit unveredelter Schmelze zur Ermittlung des Formstoffeinflusses.....	45
3.4.6.2	Versuchsserien mit Sr-veredelter Schmelze zur Untersuchung des Formstoffeinflusses.....	47
3.4.6.3	Versuchsserien mit Na-veredelter Schmelze zur Untersuchung des Formstoffeinflusses.....	48
3.4.6.4	Versuchsserien zur Ermittlung des Einflusses der Formfüllung ...	50
3.4.7	Zusammenfassung der Gießversuche .....	52
3.4.8	Kriterium zur Herstellung porenarmer Gußstücke .....	54
<b>4.</b>	<b>Metallographische Untersuchungen.....</b>	<b>55</b>
4.1	Bestimmung der Porenanteile und -lage .....	55
4.2	Bestimmung der Veredelungswirkung.....	57
4.3	Untersuchung der Porenmorphologie.....	59
4.4	Zusammenfassung der metallographischen Untersuchungen .....	64
<b>5.</b>	<b>Dynamische mechanische Eigenschaften .....</b>	<b>65</b>
5.1	Theoretische Grundlagen der Dauerschwingfestigkeit .....	65
5.2	Zug-Druck-Wechselfestigkeit .....	68
5.3	Biegewechselfestigkeit anhand von Kugelformproben .....	70
5.4	Zusammenfassung der Untersuchungen der Dauerschwingfestigkeit.....	72
<b>6.</b>	<b>Diskussion und Ausblick.....</b>	<b>73</b>
<b>7.</b>	<b>Zusammenfassung.....</b>	<b>76</b>
<b>8.</b>	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>79</b>
<b>9.</b>	<b>Anhang .....</b>	<b>84</b>
9.1	Parameter und Ergebnisse der Gießversuche .....	84
9.2	Ergebnisse der Untersuchungen der Zug-Druck-Wechselfestigkeit .....	97
9.3	Ergebnisse der Untersuchungen der Biegewechselfestigkeit.....	99
9.4	Verzeichnis der Abkürzungen.....	99

## 1. Problemstellung und Zielsetzung

Im Zuge neuerer Entwicklungen von Gießverfahren kann sich das Aluminiumsandgießen künftig zu einem sehr produktiven und wirtschaftlichen Verfahren mit wachsenden Marktanteilen entwickeln. Grundvoraussetzung dafür ist die Herstellung qualitativ hochwertiger Gußteile mit guten mechanischen Eigenschaften. Neben der Bereitstellung einer metallurgisch einwandfreien Schmelze mit hohem Reinheitsgrad und geringem Wasserstoffgehalt ist die Wiederaufgasung während der Formfüllung und Erstarrung möglichst zu vermeiden. Die dabei entstehenden Gasporen wirken sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften, insbesondere der Dehnung aus. Gasporosität entsteht vor allem durch Wasserstoffaufnahme aus dem Formstoff und Turbulenzen während des Gießvorganges.

Ausgangsbasis sind Arbeiten der RWTH Aachen / 1/ 2/, bei denen festgestellt wurde, daß nach der Entgasung der Schmelze beim Abgießen in Naßgußformen eine Wiederaufgasung während der Erstarrung stattfindet. Die hierfür verantwortlichen Einflußfaktoren wie z.B. Wassergehalt und Schlämmstoffgehalt verschiedener synthetischer und halbsynthetischer Formstoffe, Bentonitsorte oder Formfüllung wurden hierbei jedoch nicht näher untersucht.

Ziel der Arbeit ist die quantitative Ermittlung der Einflüsse des Formstoffs, insbesondere von unterschiedlichen Bentoniten, und der Formfüllung auf die Entstehung von Gasporosität im Gußstück während des Gießens und Erstarrens. Dafür war es notwendig das Wasserabgabeverhalten von Naßgußsanden zu klären. Zuerst war das Wasserabgabeverhalten verschiedener Bentonite zu untersuchen und später das von Formstoffmischungen. Die Differenzthermoanalyse (DTA) diente hierfür als Untersuchungsmethode. Da die DTA bisher nur für Bentonite eingesetzt wurde, mußte überprüft werden, ob es möglich ist diese auf Formstoffmischungen auszuweiten. Die hierbei gewonnenen Ergebnisse dienen als Grundlage für Gießversuche zur Untersuchung der Einflüsse verschiedener Formstoffe und Gießsysteme auf die Gasporosität im Gußstück. Die Gießversuche zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Bentonite in Formsanden wurden im Niederdruckgießverfahren durchgeführt, um den Einfluß einer Aufgasung durch Turbulenzen zu minimieren. Als Qualitätskriterium der Probegußstücke wurde die Porenfläche der entnommenen Schliffe mittels automatischer Bildanalyse bestimmt. Der Einfluß der durch unterschiedliche Gießsysteme hervorgerufenen Turbulenzen wurde anhand verschiedener Anschnittsysteme, die sich in Querschnitt und Lage des Laufs unterschieden, wobei sowohl der turbulenzarme Niederdruckguß als auch Schwerkraftguß Anwendung fanden, untersucht. Zur Quantifizierung der Ergebnisse wurde die Auswirkung der Porosität auf die dynamischen mechanischen Eigenschaften anhand von Dauerschwingversuchen ermittelt.

## 2. Theoretische Grundlagen

### 2.1 Bentonitgebundene Formstoffe

In dieser Arbeit wurden überwiegend tongebundene Formstoffe verwendet. Tongebundenen Formstoffe bestehen aus einem körnigen Formgrundstoff (überwiegend Quarzsand), Bindeton (in dieser Arbeit Bentonit), Wasser (zum Quellen des Bindemittels) und Zusatzstoffen. Zur Herstellung der Form können sowohl Natursande als auch synthetische Formstoffe aus den genannten Komponenten verwendet werden. Breite Anwendung der tongebundener Formstoffe beruht auf den relativ niedrigen Formstoffkosten, dem hohen Verwendungsgrad des Umlaufformstoffes und der Möglichkeit zur Schaffung weitgehend geschlossener Stoffkreisläufe / 3/. Zudem ist die Produktivität gegenüber konkurrierenden Formverfahren wie Kokillenguß oder Druckguß deutlich höher, da direkt nach der Formfüllung die Form vom Gießplatz entfernt und die nächste Form abgegossen werden kann. So können 60-360 Formen pro Stunde abgegossen werden / 5/. Auch bietet die Nutzung von Sand als Formmedium eine hohe Designfreiheit. Da die Werkzeuge nur in Kontakt mit Formsand kommen, findet fast kein Verschleiß statt und die Standzeit des Werkzeuges beträgt ein Vielfaches von Kokillen- und Druckgußwerkzeugen. Zusätzlich sind die Werkzeugkosten im allgemeinen geringer. Die kurzen Werkzeugwechselzeiten und der einfache Werkzeugwechsel garantieren hohe Flexibilität und Leistung / 4/. Die in dieser Arbeit verwendeten Formstoffe bestehen aus Quarzsand, Bentonit und Wasser. Im folgenden werden die Eigenschaften von Bentonit und der bentonitgebundenen Formstoffe näher betrachtet.

#### 2.1.1 Bestandteile und Struktur von Bentonit

Als Bentonit wird ein tonhaltiges Gestein bezeichnet, das durch Verwitterung vulkanischer Aschen entstanden ist und über 75% des Tonminerals Montmorillonit enthält.

Neben dem Tonmineral Montmorillonit bestehen Bentonite aus Verwitterungsresten, z.B. Quarz, Feldspat und Glimmer, aus Sedimentneubildungen, z.B. Dolomit, Pyrit und Glaukonit, aus biogenen Bestandteilen, z.B. Kalk, Kieselschalen und Humussubstanzen und aus anderen amorphen Bestandteilen / 3/ 6/ 7/ 8/ 10/ 16/. Im folgenden werden nur die Eigenschaften von Montmorillonit betrachtet, da dieses Tonmineral die Eigenschaften von Bentoniten weitestgehend bestimmt.

Montmorillonit ist ein Aluminiumhydroxysilikat, das zur Gruppe der Phyllosilikate (Blätterstruktur-Silikate) gehört / 9/. Es ist der Hauptvertreter der Smekтите. Es handelt sich um ein dioktaedrisches Dreischichtsilikat, dessen erste und dritte Schicht aus  $\text{SiO}_4$ -Tetraedern und die zweite Schicht aus  $\text{Al}(\text{OH})_6$ -Oktaedern bestehen. Den Strukturaufbau zeigt Bild 2.1 / 10/:

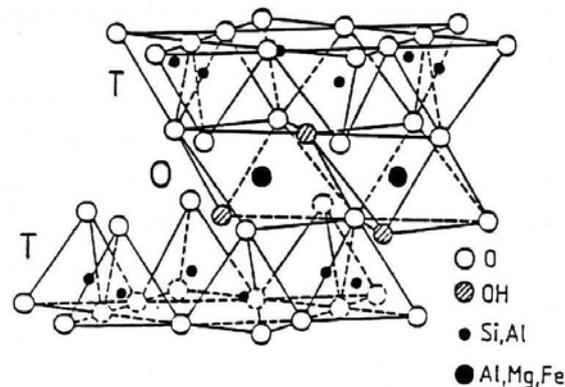
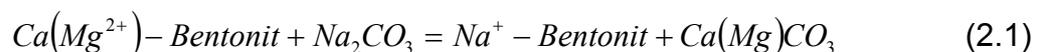


Bild 2.1 Struktur von Montmorillonit / 10/

### 2.1.2 Ionenaustauschfähigkeit

Die Schichten des Tonminerals Montmorillonit sind elektrostatisch geladen. Diese Ladung ergibt sich vor allem durch die Substitution von  $\text{Si}^{4+}$  in den Tetraederschichten durch dreiwertige Ionen, z.B.  $\text{Al}^{3+}$ , und durch den Austausch von  $\text{Al}^{3+}$  in den Oktaederschichten durch zweiwertige Kationen, z.B.  $\text{Fe}^{2+}$  und  $\text{Mg}^{2+}$ . Zudem müssen in den Oktaederschichten nicht alle Plätze der Oktaederkationen besetzt sein, wodurch sich eine Ladung  $(6-x)^+$  ergibt. Um diese negative Schichtladung elektrostatisch auszugleichen, werden zwischen die Schichten Gegenionen eingelagert, z.B.  $\text{Ca}^{2+}$  und  $\text{Na}^+$  / 11/.

Die Bindung der eingelagerten Kationen ist sehr schwach, weshalb zur Qualitätsverbesserung natürlich vorkommende Calciumbentonite durch eine chemische Aktivierung, z.B. mit Soda, in Na-aktivierte Calciumbentonite umgewandelt werden können / 3/ 12/:



### 2.1.3 Quellverhalten

Die Quellung der Bentonite beruht auf der Schichtstruktur des Montmorillonits, ihrer Ladung und den zum Ausgleich eingelagerten Kationen. In der Literatur werden zwei Quellarten unterschieden, die jedoch je nach Verfasser andere Bezeichnungen haben.

Am häufigsten wird die innerkristalline Quellung erwähnt / 3/ 6/ 7/ 8/ 9/ 13/ 14/ 15/ 16/, diese ist identisch mit der intrakristallinen Quellung / 10/. Hierunter wird die Erscheinung verstanden, daß Wasser zwischen die Schichtpakete der Tonteilchen eindringt und dabei der Abstand von einem Schichtpaket der Struktur zum anderen stark aufgeweitet wird. Geht man von vollkommen trockenen Montmorillonit aus, so liegen

die austauschbaren Zwischenschichtkationen auf den Schichtflächen, oder sie befinden sich in den bitrigonalen Vertiefungen der Tetraederschichten. Die Schichten eines Montmorillonitteilchens liegen dann so dicht aufeinander, daß sie sich fast berühren. Der Schichtabstand beträgt 9,6-10Å. In Kontakt mit Wasser hydratisieren die Zwischenschichtkationen und ordnen sich weitgehend in der Mittelebene zwischen den Schichten an, der Schichtabstand wird aufgeweitet. Durch diesen Vorgang der innerkristallinen oder intrakristallinen Quellung kann das Montmorillonitvolumen verdoppelt werden. Die Hydratationsenergie der Kationen ist dabei viel größer als der Zusammenhalt der Schichten. Röntgenographisch läßt sich nachweisen, daß Montmorillonit bei dieser Quellung stufenweise aufgeweitet wird. Bis Ende der Quellung nimmt der Schichtabstand in vier Stufen bis 20Å zu / 10/ 14/.

Die zweite Quellungsart wird in / 7/ als zwischenkristalline Quellung bezeichnet. Sie wird hervorgerufen durch einen Wassermolekelschwarm, dessen Dipolmolekeln sich an der Oberfläche der Tonteilchen anlagern, in dem Bestreben, diese zu hydratisieren. Die einzelnen Kristalle werden somit durch den Wassermolekelschwarm getrennt, der dabei gleichzeitig als Gleitmittel wirkt und die Beweglichkeit der plättchenförmigen Teilchen begünstigt. Die in / 3/ erwähnte interkristalline Quellung ist durch die Anlagerung der Wasserdipole an die freie Oberfläche der Tonminerale gekennzeichnet. Auf dieser sind austauschfähige Ionen (z.B.  $\text{Ca}^{2+}$ ,  $\text{Mg}^{2+}$ ,  $\text{Na}^+$ ,  $\text{K}^+$ ) adsorptiv gebunden. Diese Kationen besitzen ein stark unterschiedliches Wasserbindungsvermögen. Daraus resultiert neben der Größe der spezifischen Oberfläche und vorhandener freien Valenzen die Höhe der interkristallinen Quellfähigkeit der verschiedenen Tonminerale. Auch in / 13/ ist von einer interkristallinen Quellung die Rede, diese wird hier als Umschichtung der Primärteilchen durch Adsorptionswasser beschrieben. Die Autoren von / 9/ 10/ sprechen von einer osmotischen Quellung. Die treibende Kraft ist hierbei der große Konzentrationsunterschied zwischen den nahe der Tonoberfläche elektrostatisch zurückgehaltenen Ionen der Doppelschicht und der Elektrolytkonzentration im Porenwasser. Da die Kationen der diffusen Doppelschicht elektrostatisch zurückgehalten werden, ist ein Konzentrationsausgleich nur möglich, wenn Wasser in den Raum zwischen den Teilchen eindringt.

Trotz unterschiedlicher Bezeichnungen und Erklärungen dieser zweiten Quellungsart wird das gleiche Phänomen beschrieben. Es wird Wasser auf den Tonoberflächen zwischen den einzelnen Kristallen eingelagert. Diese Wassereinlagerung ist abhängig von der Art der Kationen und der vorhandenen Elektrolytkonzentration des Wassers.

Die Quellfähigkeit von Bentoniten ist abhängig von der Art der Kationenbelegung. Während Na-Bentonite stark quellfähig sind, sind Ca-Bentonite in ihrer Quellfähigkeit begrenzt / 3/. Dies hat einen Einfluß auf die Plastizität der Bentonite, Na-Bentonite sind hochplastisch, Ca-Bentonite haben eine geringere Plastizität / 6/ und quellen begrenzt bis zu einem Schichtabstand von 20Å / 10/ 14/ 15/ 16/. Das starke Quellen des Na-Bentonits wird durch die Überwindung der van der Waalsschen Anziehungskräfte erklärt. Der Sprung des Schichtpaketabstandes von 20 auf 40Å wird einem Wechsel von den van der Waalsschen Anziehungskräften zu osmotischen, absto-

ßenden Kräften zugeschrieben. Zweiwertige Kationen überwinden diese Potentialschwelle nicht. Als Gründe werden der sehr viel größere Bereich der dielektrischen Sättigung von zweiwertigen Kationen und die viel geringere abstoßende osmotische Kraft genannt / 12/. Dies bedeutet, daß die Teilchen der Ca-Bentonite eine größere Dicke besitzen. Ihre Kristalle quellen zwar innerkristallin, werden aber nicht in dünnste Lamellen aufgeteilt / 15/.

Vereinfacht läßt sich schlußfolgern, daß die innerkristalline oder intrakristalline Quellung sowohl bei Ca- als auch bei Na-Bentoniten stattfindet, während die osmotische oder interkristalline Quellung nur bei Na-Bentoniten auftritt. Die trotzdem auftretende gewisse osmotische Quellung von Ca-Bentoniten hängt damit zusammen, daß auch Ca-Bentonite einen gewissen Anteil an  $\text{Na}^+$ -Ionen gebunden haben. Damit erklärt sich auch die viel höhere Dispergierbarkeit und damit die größere Plastizität des Na-Bentonits.

#### **2.1.4 Tieftemperaturentwässerungsverhalten**

Beim Erhitzen von Bentoniten wird das adsorptiv gebundene Zwischenschichtwasser bis etwa  $300^\circ\text{C}$  ausgetrieben. Die Wasserabgabe bei höheren Temperaturen beruht auf dem Verlust von strukturell gebundenen Hydroxidgruppen (Konstitutions- oder Kristallwasserabgabe). Bei Differenzthermoanalysen von Montmorilloniten werden im Temperaturbereich zwischen  $20$  und  $1000^\circ\text{C}$  drei endotherme Reaktionen beobachtet. Die erste zwischen  $50$  und  $250^\circ\text{C}$ , die zweite zwischen  $400$  und  $730^\circ\text{C}$  und die dritte zwischen  $760$  und  $920^\circ\text{C}$  / 10/.

Die Intensität der ersten endothermen Reaktion des Montmorillonits wird vom Hydrationszustand der adsorbierten Kationen bestimmt. Kurvenform und Lage des Peaks sind bei einwertigen und zweiwertigen Kationen unterschiedlich. Innerhalb beider Gruppen verschieben sich die Ausschläge mit geringer werdenden Ionenradien zu höheren Temperaturen. Bei zweiwertigen Kationen verläuft die Abgabe des Zwischenschichtwassers in drei sich überlappenden Stufen, siehe Bild 2.2 / 10/. Im Vergleich zwischen den Entwässerungskurven des Natrium- und des Calciummontmorillonits ist zu erkennen, daß die Reaktion beim Calciummontmorillonit erst bei einer höheren Temperatur beendet ist.

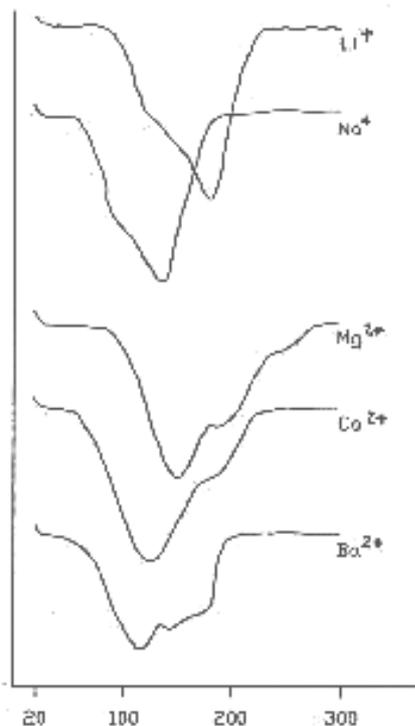


Bild 2.2 Erste endotherme Reaktion von Montmorilloniten mit unterschiedlicher Kationenbelegung / 10/

Dies wurde auch in / 19/ beobachtet. Als Begründung wird angeführt, daß zum einen das Hydratwasser fester gebunden ist als das Zwischenschichtwasser und somit der stärker hydratisierte Calciummontmorillonit sein Wasser länger hält und zum anderen dieser einen größeren Wassergehalt hat als ein Natriummontmorillonit.

### 2.1.5 Einfluß der Eigenschaften des Bentonits auf den Formstoff

Boenisch / 12/ 13/ erklärt in seiner „Festigkeitstheorie“ den Zusammenhang der Eigenschaften der Bentonite, insbesondere des Quellverhaltens, auf das Festigkeitsverhalten und die Wasserbindung bentonitgebundener Formstoffe anhand von Bild 2.3.

Die Bindung zwischen Tonteilchen durch Schichtwasser wird als Oberflächenbindung, die durch Hydratwasser als Brückenbindung bezeichnet. Die Oberflächenbindung wirkt sich direkt zwischen benachbarten Teilchen über stark oder schwach gebundene Netzwerke durch van der Waals Kräfte gebundenes Wasser aus. Sie ist unabhängig von der Kationenbelegung des Montmorillonits. Sie erreicht ihr Maximum bei einem Ton-Wasser-Verhältnis von 10:4 und fällt danach bis Erreichen eines Verhältnisses von 10:12 auf Null ab / 13/. Direkt nach dem Quellungssprung der ersten Teilchen, die mit einer Erweiterung des Schichtabstandes von 20 auf 40Å einhergeht, werden Brückenbindungen aufgebaut. Diese erreichen ihr Maximum an Festigkeit, wenn alle Teilchen den Quellungssprung ausgeführt haben. Sie werden über die Hydratationshüllen der Ionen gebildet, die sich trotz der abstoßenden Kräfte aneinanderketten. Darüber hinaus zugesetzte Wassermengen führen zur kontinuierli-

chen, osmotischen Quellung der Teilchen. Die Hydratationshüllen entfernen sich aus dem Anziehungsbereich der Teilchenoberflächen und die Brückenbindungen werden schwächer / 12/.

Die hier dargestellten Zusammenhänge decken sich mit den Aussagen über das Quellverhalten der Calcium- und Natriummontmorillonite. Die Oberflächenbindung geht einher mit der innerkristallinen Quellung, die sowohl Calcium- als auch Natriummontmorillonite ausführen. Daher haben die Formstoffe, die mit Ca- und Na-Bentonit gebunden sind, in diesem Bereich vergleichbare Festigkeitseigenschaften. Die Brückenbindung beruht auf der osmotischen Quellung. Diese jedoch ist nur bei Natriummontmorilloniten stark ausgeprägt. Die geringe osmotische Quellung bei Calciummontmorilloniten beruht auf dem Anteil der gebundenen Na-Ionen. Daher ist die Brückenbindung durch den Na-Bentonit auch deutlich stärker, was zu höheren Festigkeitswerten führt, als beim Ca-Bentonit.

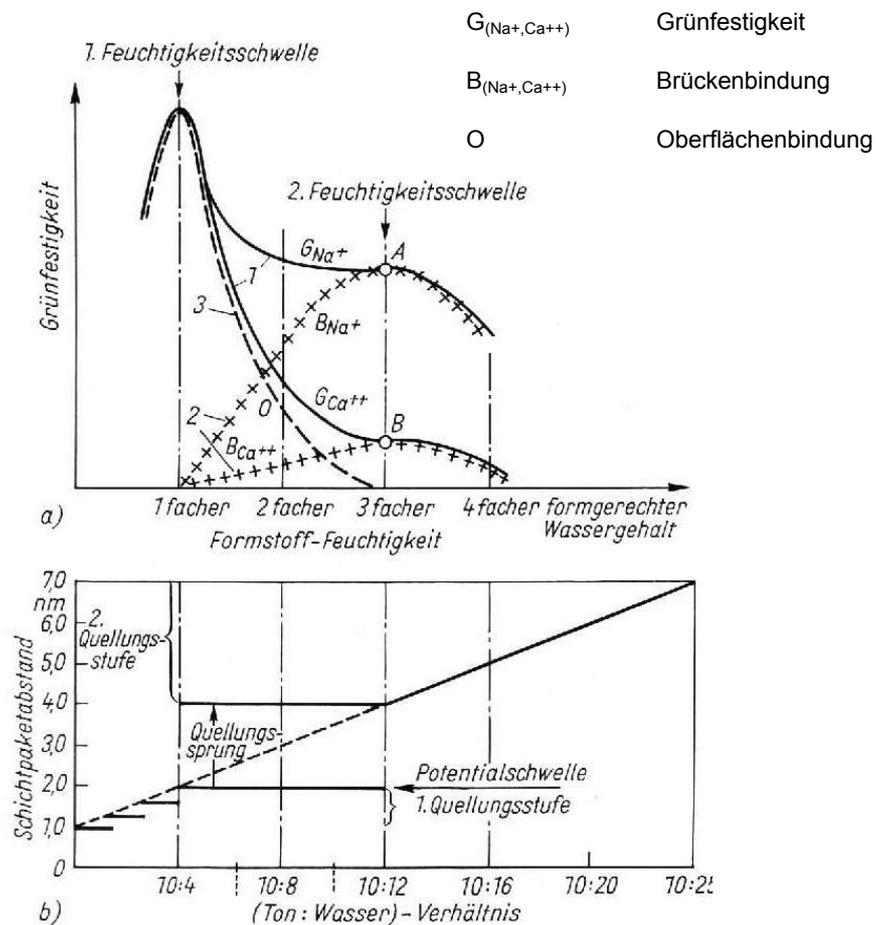


Bild 2.3 a) Grünfestigkeit eines mit Bentonit gebundenen Sandes durch Oberflächen- und Brückenbindung an Tonteilchen; b) Quellen eines Natriumbentonits / 13/

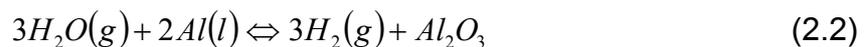
Brümmer / 17/ hat das Entwässerungsverhalten von bentonitgebundenen Formstoffen betrachtet. Er kommt zu dem Schluß, daß der Hauptanteil der emittierbaren Wassermenge eines Formstoffes auf das Zwischenschichtwasser des Montmorillonits entfällt.

Bei den Untersuchungen des Einflusses verschiedener Formstoffe auf die Bildung von Wasserstoffporosität bei Aluminium-Sandguß wird davon ausgegangen, daß die Kristallwasserabgabe keine Rolle spielt und somit vernachlässigt werden kann. Zudem werden andere Einflüsse auf den Wassergehalt des Formstoffs, wie z.B. Korngröße, Korngestalt, Aufbereitung etc. vernachlässigt. Das bei tiefen Temperaturen entweichende Wasser wird als Zwischenschicht- und Adsorptionswasser bezeichnet, auch wenn in der Literatur zum Teil andere Bezeichnungen verwendet werden. Hiermit ist das gesamte Wasser gemeint, das während der Quellung in den Zwischenschichten und an den Teilchenoberflächen gebunden wird und die erste endotherme Reaktion während der Differenzthermoanalyse hervorruft.

## 2.2 Gasporosität in Aluminiumschmelzen

### 2.2.1 Keimbildungstheorien zur Wasserstoffblasenbildung

Das einzige Gas, das sich meßbar in Aluminiumschmelzen löst, ist Wasserstoff. Die Wasserstoffaufnahme erfolgt nach folgender Reaktionsgleichung:



Der molekulare Wasserstoff wird in der Schmelze atomar gelöst:



Die Löslichkeit des Wasserstoffs in der Aluminiumschmelze kann anhand des Sieverts'schen Gesetzes beschrieben werden:

$$\log(c_H) = \frac{1}{2} \cdot \log(p_{H_2}) - \frac{A}{T} + B \quad (2.4)$$

- mit  $c_H$  : Konzentration des gelösten Wasserstoffs (in  $\text{cm}^3/100\text{g}$ ) in der Schmelze  
 $p_{H_2}$  : Partialdruck des Wasserstoffs (in  $\text{N/m}^2$ )  
 $T$  : Temperatur der Schmelze (in K)  
 $A, B$  : Sieverts konstanten, abhängig von der Legierungszusammensetzung

Der Wasserstoff kann auf unterschiedliche Weise in die Schmelze gelangen. In Bild 2.4 sind potentielle Wasserstoffquellen aufgezeigt:

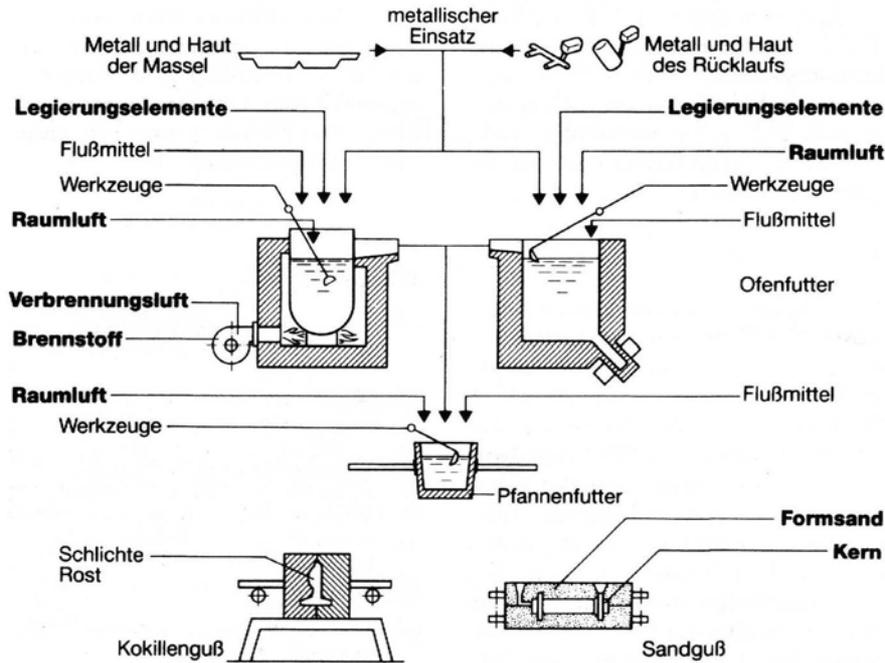


Bild 2.4 Ursachen der Wasserstoffaufnahme beim Schmelzen und Gießen von Aluminium-Gußlegierungen / 21/

Zu der unerwünschten Gasporosität kommt es durch einen Löslichkeitssprung beim Phasenübergang von flüssig zu fest, siehe Bild 2.5 / 22/, wobei die Löslichkeit des Wasserstoffs in Reinaluminium von 0,69 auf 0,036cm<sup>3</sup>/100g abnimmt / 26/.

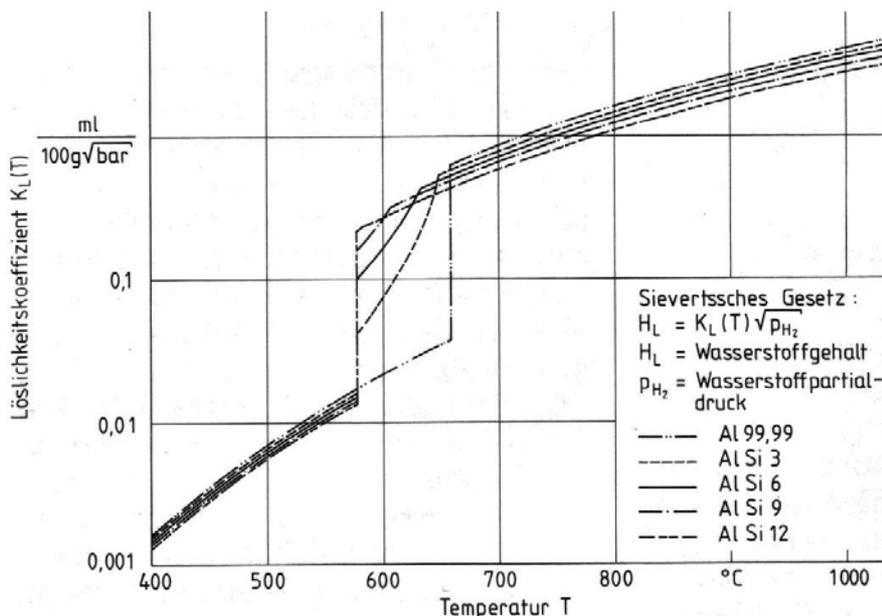


Bild 2.5 Abhängigkeit der Löslichkeit von Wasserstoff von der Temperatur und dem Siliciumgehalt bei vollständigem Diffusionsausgleich während der Erstarrung / 22/

Eine Wasserstoffblase in der Schmelze oder im erstarrten Gußstück bildet sich bei Erreichen eines bestimmten Druckes / 27/:

$$p_B \geq p_A + p_M + p_K \quad (2.5)$$

wobei  $p_K = 2\sigma/r$

mit  $p_B$  : Innendruck der Blase (Innendruck des Wasserstoffs in der Schmelze)

$p_A$  : atmosphärischer Druck (in Pa)

$p_M$  : metallostatistischer Druck (in Pa)

$p_K$  : Kapillardruck (in Pa)

$\sigma$  : Oberflächenspannung der Schmelze (in N/m)

$r$  : Radius der entstehenden Blase (in m)

Eine homogene Keimbildung ist aufgrund des sehr hohen Sättigungsdrucks nicht zu erwarten / 24/. Durch eine heterogene Keimbildung wird die Keimbildungsarbeit an einer ebenen Grenzfläche flüssig/fest in Abhängigkeit des Benetzungswinkels  $\Theta$  verringert / 27/:

$$f(\Theta) = \frac{A(\Theta)}{A_0} = \frac{1}{4} \cdot (2 - \cos \Theta) \cdot (1 + \cos \Theta)^2 \quad (2.6)$$

mit  $\Theta$  : Benetzungswinkel (in Grad)

$A(\Theta)$  : heterogene Keimbildungsarbeit (in J)

$A_0$  : homogene Keimbildungsarbeit (in J)

Jedoch findet eine unbehinderte Blasenkeimbildung nur bei völliger Nichtbenetzung ( $\Theta=180^\circ$ ) statt. Bei üblichen Benetzungswinkeln unter technischen Bedingungen an der Grenzfläche von  $\Theta=160^\circ$  sind immer noch Übersättigungsdrücke von 1600bar notwendig. Dies steht jedoch im Widerspruch zu Beobachtungen, daß in Aluminiumschmelzen schon bei niedrigen Übersättigungsdrücken, die etwa das 1,2 bis 1,5-fache des äußeren Drucks entsprechen, Blasenbildung auftritt / 26/. Es gibt verschiedene geometrische Modelle, die zu einer Reduzierung der Keimbildungsarbeit führen. Diese gehen von einem kritischen Keimradius aus, der erreicht werden muß, um einen wachstumsfähigen Keim zu erzeugen. Der Benetzungswinkel  $\Theta$  ( $\Theta > 90^\circ$ ) wird als konstant angenommen. Das im Bild 2.6 / 27/ schraffierte kritische Volumen ist proportional zur benötigten Keimbildungsarbeit. Das Volumen des Kugelsegments verringert sich mit wachsendem  $\Delta\Theta$ . Durch das Abwinkeln der Grenzflächen bleibt der Benetzungswinkel konstant. Nachfolgende Gleichung gibt das Verhältnis von heterogener zu homogener Keimbildungsarbeit an der Grenzfläche wider / 27/:

$$\frac{A_h}{A_0} = \frac{V_k}{V_0} = \frac{1}{4} \cdot (2 - \cos(\Theta + \Delta\Theta)) \cdot (1 + \cos(\Theta + \Delta\Theta))^2 + \frac{1}{4} \cdot \sin^3(\Theta + \Delta\Theta) \cdot \tan(\Delta\Theta) \quad (2.7)$$

mit  $V_k$  : kritisches Volumen (in  $\text{m}^3$ )  
 $V_0$  : Ausgangsvolumen (in  $\text{m}^3$ )  
 $A_h$  : heterogene Keimbildungsarbeit (in J)

Eine andere Möglichkeit zur Verringerung der Keimbildungsarbeit erfolgt durch eine konvex gekrümmte Grenzfläche / 28/. Hier nimmt der Winkel  $\Delta\Theta$  durch eine Reduzierung des Krümmungsradius  $R$  zu und das kritische Volumen und somit die Keimbildungsarbeit ab. Dabei verschiebt sich die Grenzfläche nach oben, um einen konstanten Benetzungswinkel zu gewährleisten. Das Verhältnis von heterogener zu homogener Keimbildungsarbeit nach dieser Theorie wird durch folgende Gleichung beschrieben / 27/:

$$\frac{A_h}{A_0} = \frac{V_k}{V_0} = \frac{(2 - \cos(\Theta + \Delta\Theta))(1 + \cos(\Theta + \Delta\Theta))^2}{4} + \frac{\sin^3(\Theta + \Delta\Theta)}{4 \cdot \sin^3 \Delta\Theta} (2 - 3 \cos \Delta\Theta + \cos^3 \Delta\Theta) \quad (2.8)$$

Mit Annäherung von  $\Theta + \Delta\Theta$  an  $180^\circ$  strebt der Übersättigungsdruck und somit die Keimbildungsarbeit bei beiden Modellen gegen 0. Unter solch günstigen Bedingungen können spontan wachstumsfähige Keime gebildet werden.

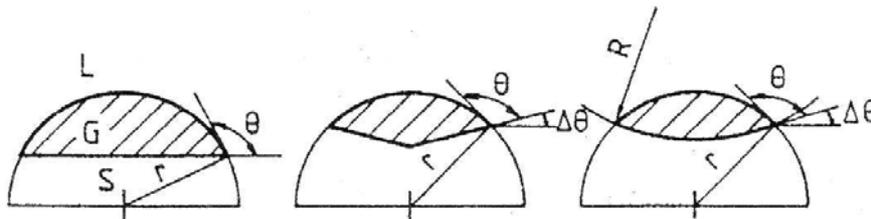


Bild 2.6 Graphische Darstellung des kritischen Volumens bzw. der heterogenen Keimbildung an ebenen Grenzflächen, an abgewinkelten Grenzflächen und an konvex gekrümmten Grenzflächen / 27/

Eine andere Theorie zur Verringerung der Keimbildungsarbeit geht von gasgefüllten Poren und Löchern aus / 29/ 30/ 31/. Die schematische Darstellung dieser Theorie zeigt Bild 2.7. Hierbei ist das Stadium III für die Bildung einer wachstumsfähigen Blase entscheidend, da hier wegen der Geometriebedingung (Spaltbreite am Kerbaustritt) der Kapillardruck seinen maximalen Wert erreicht / 27/:

$$p_K = \frac{2 \cdot \sigma}{r_B} = \frac{2 \cdot \sigma \cdot \sin \Theta}{r_C} \quad (2.9)$$

mit  $r_C$  : Spaltbreite am Kerbaustritt (in m)

Nun kann der Blasenkeim je nach Größe des Übersättigungsdrucks sich zum Stadium II zurückbilden oder sich zu IV weiterentwickeln. Nach Überschreitung dieser Schwelle wächst die Blase unter Verringerung des Kapillardrucks und Vergrößerung von  $r$  ungehindert weiter.

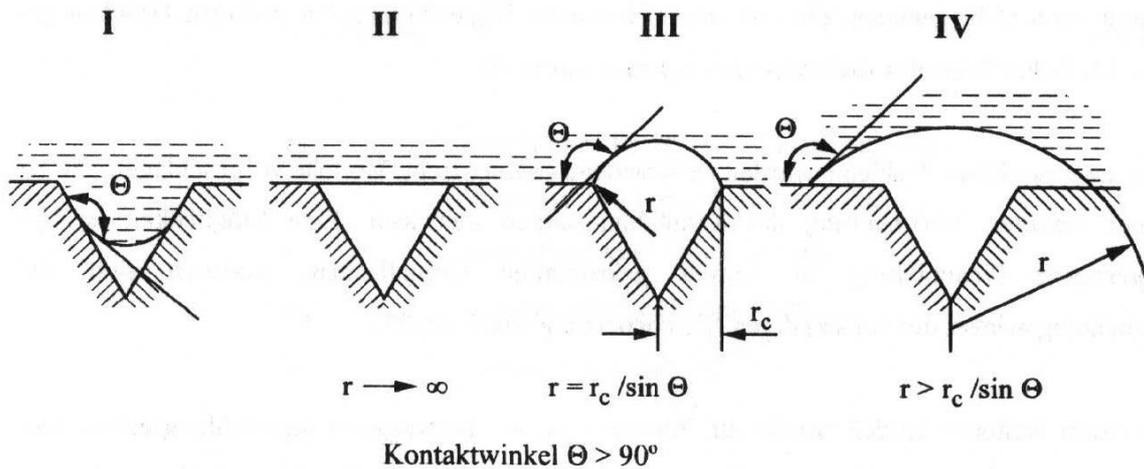


Bild 2.7 Heterogene Blasenkeimbildung an Rissen, Löchern und Spalten / 29/

Zur Blasenkeimbildung muß der kritische Kapillardruck überwunden werden. Da in Aluminiumschmelzen die normale Spaltbreite der Oxidteilchen jedoch zwischen 1 und  $40\mu\text{m}$  liegt / 31/, ergeben sich Kapillardrücke zwischen 5860 und 147mbar für einen Benetzungswinkel von  $160^\circ$ . Durch eine Erweiterung der Spaltbreite in den mm- Bereich wird der Kapillardruck zwar auf ein erreichbares Maß gesenkt, jedoch verliert dieses geometrische Modell seinen Sinn. Ein solcher Fall läßt sich besser mit dem Modell der abgewinkelten Grenzflächen beschreiben. Der Kapillardruck kann aber durch eine geometrische Veränderung des Kerbaustrittes durch z.B. eine konvexe Krümmung oder Kippung des Spaltüberganges, siehe Bild 2.8 verringert werden / 1/:

$$p_K = 2 \cdot \sigma \cdot \frac{\sin(\Theta + \Delta\Theta)}{r_c} \quad (2.10)$$

Durch diese Modifikation des ursprünglichen Modells ist eine Blasenkeimbildung an Kerben und Spalten wahrscheinlicher geworden.

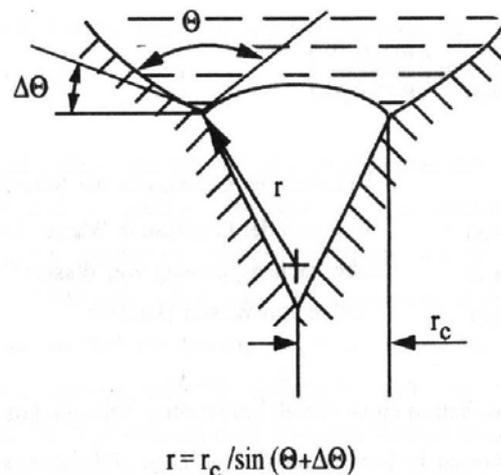


Bild 2.8 Modifiziertes Bradshaw's Modell zur Vergrößerung des kritischen Keimradius  $r$  in Abhängigkeit von  $\Delta\theta$  / 27/

Durch die schlechte Benetzbarkeit der in der Schmelze schwimmenden Aluminiumoxidteilchen sind diese potentielle Keimstellen für die Wasserstoffblasenbildung. Es wurden Benetzungswinkel an der Phasengrenzfläche zwischen Aluminium (flüssig) und Aluminium (fest) von  $167$  bis  $115^\circ$  bei Schmelzetemperaturen zwischen  $704$  und  $927^\circ\text{C}$  gemessen / 32/. Dieses schlechte Benetzungsverhalten reicht jedoch noch nicht für eine geeignete Vorstellung für die Blasenkeimbildung bei geringen Übersättigungsdrücken aus. Jedoch zeigen Untersuchungen / 31/ 32/ 33/ 34/ 35/, daß die Oxidteilchen zahlreiche Löcher und Spalten und zudem vielfältige Formen aufweisen. Es existieren somit Stellen, die sehr günstige Bedingungen für die Keimbildung und das Keimwachstum bieten. Der erste Keim wird sich an einer Stelle bilden, an der fast kein Übersättigungsdruck zu seiner Bildung nötig ist ( $\Theta + \Delta\Theta \cong 180^\circ$ ).

Die Oxidteilchen sind abhängig von ihrer Geometrie und ihrer Benetzbarkeit unterschiedlich keimwirksam. Jede Keimstelle senkt die aufzubringende Keimbildungsarbeit, weshalb nach Bildung der ersten Blase auch an weniger günstigen Keimbildungsstellen Wasserstoffblasen gebildet werden können. Durch die Geometrie der in technischen Schmelzen vorkommenden Oxidteilchen ist die Wahrscheinlichkeit der Blasenbildung so hoch, daß mit Blasenbildung bei niedrigen Übersättigungsdrücken gerechnet werden kann. Die oben genannten Modelle sind auch auf Tiegel- und Formwände übertragbar, sofern die Geometrie- und Benetzungsbedingungen erfüllt werden.

### 2.2.2 Porenmorphologie und Einflußgrößen auf die Wasserstoffporosität

Aus früheren Untersuchungen geht hervor, daß es folgende Einflußgrößen auf die Wasserstoffporosität gibt / 1/:

- Wasserstoffgehalt der Schmelze
- Legierungszusammensetzung bzw. Erstarrungsmorphologie

- Schmelzestand (z.B. korngefeinte oder veredelte Schmelzen)
- Oxidgehalt der Schmelze

Mit steigendem Wasserstoffgehalt in der Schmelze nimmt die Porenzahl im Gußstück zu. Ausgehend vom Reinaluminium steigen die Porositätswerte bei untereutektischen Aluminium- Silizium-Legierungen bis AlSi7 an und fallen danach zur eutektischen Legierung AlSi12 wieder ab. Dies läßt sich mit den Erstarrungsmorphologien der einzelnen Legierungen begründen / 36/ 37/.

Eine Erhöhung des Oxidgehaltes der Schmelze macht sich durch eine Porositätssteigerung bei Wasserstoffgehalten über  $0,1\text{cm}^3/100\text{g}$  deutlich bemerkbar / 40/ 41/. Durch einen sinkenden Reinheitsgrad der Schmelze nahm die Porenzahl bei gleichen Wasserstoffgehalten zu, bei gleichen Reinheitsgraden und steigenden Wasserstoffgehalten nahm die Porosität ebenfalls zu.

Der Wasserstoffgehalt der Schmelze hängt direkt mit der Porenmorphologie im erstarrten Gußstück zusammen. Es gibt grundsätzlich vier Formen, in denen wasserstoffbedingte Poren im erstarrten Gußkörper vorkommen / 27/:

1. Runde Poren, die sich im flüssigen Bereich oder in einem frühen Stadium der Erstarrung bilden. Es liegt vorwiegend flüssige Phase vor, die Gasblasen können ungehindert wachsen. Die Poren sind groß und rund, ihre Gestalt wird von später entstehenden Kristallen/Dendriten nicht beeinflusst.
2. Langgestreckte, breite Poren, die sich zu einem späteren Zeitpunkt, zu welchem Kristalle/Dendriten in der Schmelze wachsen, bilden. Es bestehen noch viele schmelzegefüllte Zwischenräume, die mit fortschreitender Erstarrung enger werden. Die Gasblasen müssen sich mit dem Wachstum der Dendriten arrangieren, weshalb sie von der runden Form abweichen.
3. Langgestreckte, zerklüftete Poren, die zu einer Zeit gebildet werden, zu der das Dendritennetz gebildet ist, jedoch noch Schmelzkanäle in den Zwischenräumen vorhanden sind. Eine Ausdehnung der Wasserstoffblasen ist in den Schmelzkanälen möglich, die Porenform wird von der Dendritengestalt stark beeinflusst.
4. Kleine, zerklüftete Poren, die sich zu einem sehr späten Zeitpunkt der Erstarrung in abgeschlossenen interdendritischen Restschmelzeräumen bilden. Das Blasenwachstum wird wegen der geringen Restschmelze stark eingeschränkt, es entstehen vereinzelte kleine Poren, deren Gestalt von den Restschmelzeräumen bestimmt wird. Diese Poren sind nur schwer von Mikrolunkern zu unterscheiden, da diese auch zu einem späten Zeitpunkt durch die Volumenkontraktion während der Erstarrung in den interdendritischen Restschmelzeräumen gebildet werden.

Die Ausscheidung der Wasserstoffblasen hängt bei konstantem Außendruck hauptsächlich von der Ausgangswasserstoffkonzentration ab. Je höher die Ausgangskonzentration desto eher scheiden sich Blasen aus und desto schneller wachsen sie. Bei Aluminiumschmelzen mit einer hohen Wasserstoffkonzentration werden die Gasbla-

sen im frühen Stadium der Erstarrung gebildet, weshalb im Gefüge hauptsächlich runde und langgestreckte, breite Poren gefunden werden. Bei niedrigen Anfangswasserstoffgehalten sind kleine, zerklüftete Poren zu erwarten.

### 2.2.3 Einfluß von Turbulenzen auf die Gasporosität

Gasporosität im Gußstück kann neben der Bildung von Wasserstoffblasen durch den Wasserstoffgehalt der Schmelze und des Formstoffs auch durch Turbulenzen während der Formfüllung hervorgerufen werden. Hierbei ist jedoch zwischen „innerer“ und „äußerer“ Turbulenz zu unterscheiden. Unter dem Begriff „innere“ Turbulenz ist zu verstehen, daß Turbulenz nur innerhalb der strömenden Schmelze stattfindet, die Oxidhaut aber davon nicht erfaßt wird. Es kommt nicht zu einer Erhöhung der Oxidzahl. Nur „äußere“ Turbulenzen haben Auswirkungen auf die Bildung neuer Oxide / 58/. Hierfür verantwortlich sind Oberflächenturbulenzen, siehe Bild 2.9, bei Überschreitung einer kritischen Formfüllgeschwindigkeit. Dabei kommt es zur Abspaltung von Metalltropfen oder zur Faltung der Metallfront und damit zur Bildung zusätzlicher Oxide und somit potentieller Keimbildungsstellen für die Wasserstoffporenbildung. Damit führen oxidreiche Schmelzen zu einer höheren Porosität als oxidarme Schmelzen / 40/ 44/. Dies führt zu einer erhöhten Porosität im Gußstück.

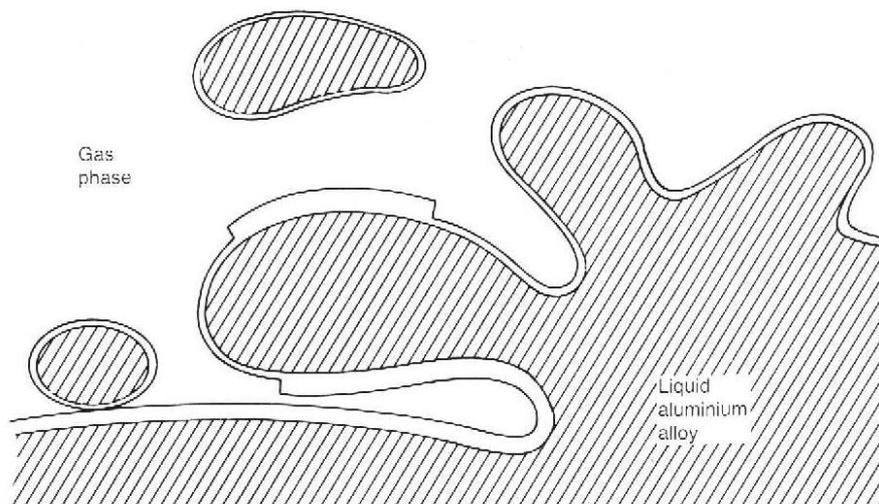


Bild 2.9 Abspaltung von Metalltropfen und Faltung der Metallfront bei turbulenter Formfüllung / 25/

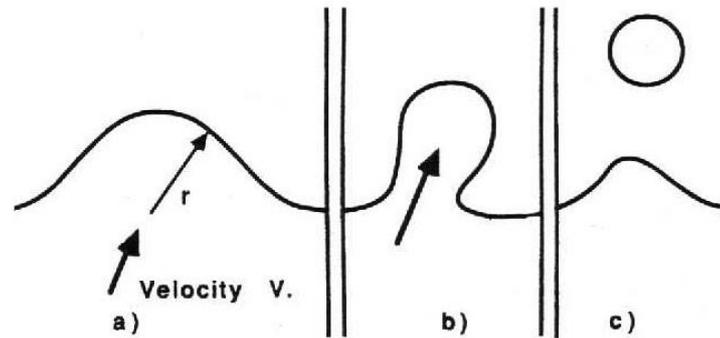


Bild 2.10 Übersteigt die Metallgeschwindigkeit einen kritischen Wert kommt es zur Bildung von separaten Schmelzetropfen / 42/

Ein Tropfen wird gebildet durch einen inneren Druck,  $\rho v^2$ , mit der Dichte  $\rho$  (in  $\text{kg/m}^3$ ) im Flüssigen und der Geschwindigkeit  $v$  (in  $\text{m/s}$ ), gleichgesetzt mit einem Oberflächenspannungsfaktor  $2\sigma/r$ , wobei  $\sigma$  (in  $\text{N/m}$ ) die Oberflächenspannung und  $r$  (in  $\text{m}$ ) der Krümmungsradius der Oberfläche ist, siehe Bild 2.10. Das Verhältnis dieser beiden Drücke ist die Weberzahl / 25/:

$$We = \frac{v^2 \cdot \rho \cdot r}{\sigma} \quad (2.11)$$

Durch gleichsetzen beider Drücke erhält man die kritische Geschwindigkeit:

$$v^2 = 2 \cdot \frac{\sigma}{\rho \cdot r} \quad (2.12)$$

Für flüssiges Aluminium wird davon ausgegangen, daß die Oberflächenspannung  $\sigma \approx 1 \text{ Nm}^{-1}$  und die Dichte  $\rho \approx 2500 \text{ kgm}^{-3}$  sind. Für einen Tropfenradius von 2,5-5mm ergibt sich somit eine kritische Geschwindigkeit von etwa  $0,5 \text{ ms}^{-1}$  / 4/ 42/. Diese kritische Geschwindigkeit wird bei der Formfüllung durch Schwerkraft schon nach 13mm Fallhöhe erreicht / 4/ 43/.

Jedoch kann diese Geschwindigkeit nicht nur beim Schwerkraftguß, sondern auch beim Niederdruckguß überschritten werden. Die Gießgeschwindigkeit an einem definierten Querschnitt läßt sich in erster Näherung berechnen:

$$v = \frac{W}{\rho \cdot F \cdot t} \quad (2.13)$$

mit:  $v$  : Gießgeschwindigkeit in (m/s)  
 $W$  : Gießgewicht (in kg)  
 $F$  : Querschnittsfläche (in  $\text{m}^2$ )  
 $t$  : Gießzeit (in s)

### 2.2.4 Einfluß einer Veredelung auf die Gasporosität

Zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften werden Aluminium-Silicium-Legierungen veredelt. Als Veredelungsmittel haben vor allem Natrium und Strontium technische Bedeutung. Durch eine Veredelung mit Strontium oder Natrium wird die Ausbildung des Eutektikums modifiziert. Bei unveredeltem Eutektikum entstehen große, mit Schmelze durchsetzte eutektische Körner, in denen das eutektische Silicium schnell vorrückt und das eutektische Aluminium nur teilweise nachfolgt. Die erheblich kleineren eutektischen Körner bei veredeltem Eutektikum wachsen dagegen langsam mit einer geschlossenen Wachstumsfront. Die Unterschiede werden auf den unterschiedlichen Kopplungsgrad zurückgeführt / 48/. Jedoch kommt es durch eine Veredelung zu einer Steigerung der Porosität, wofür in der Literatur mehrere Gründe genannt werden.

In / 56/ werden die Unterschiede der Porenbildung zwischen veredelten und unveredelten Schmelzen schematisch beschrieben. In unveredelten Schmelzen bilden sich die Poren größtenteils nach dem Beginn der Bildung eutektischer Körner. Sie entstehen in den interdendritischen Zwischenräumen oder zwischen den eutektischen Körnern, ihre Gestalt ist zerklüftet und sie können in Gruppen vorliegen, siehe Bild 2.11. In Strontium- oder Natrium-veredelten Schmelzen bilden sich die Poren schon vor Erreichen der eutektischen Temperatur. Daher werden diese Poren vom Eutektikum umwachsen und behalten ihre runde Gestalt. Zudem bilden sich zerklüftete, einzeln vorliegende Poren in den interdendritischen Zwischenräumen, siehe Bild 2.12.

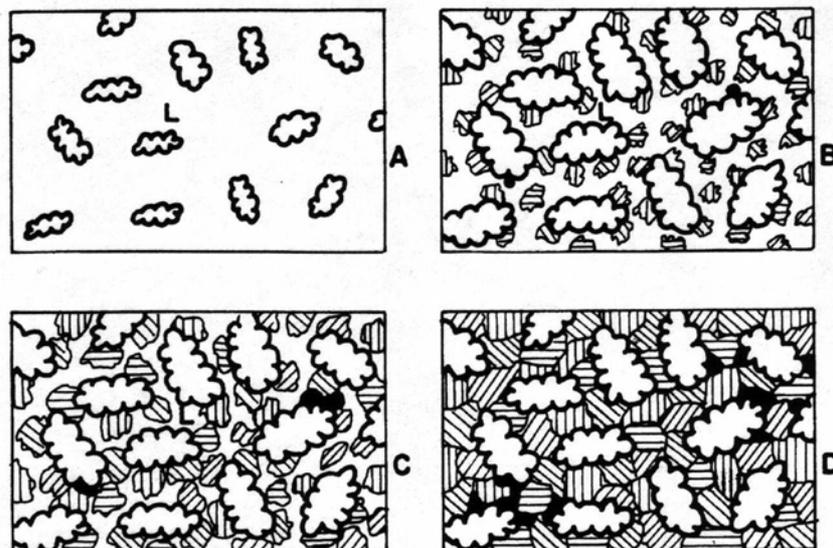


Bild 2.11 Schematischer Erstarrungsablauf einer unveredelten Schmelze der Legierung A 356 (vergleichbar EN AC-AISi7Mg0,3); A) vor Erreichen der eutektischen Temperatur, B) runde Poren, die sich in den interdendritischen Zwischenräumen und zwischen den eutektischen Körnern bilden, C) Anpassung der runden Poren an die Gestalt der Primärkristalle und

des Eutektikums, D) verzweigte Poren, die als Gruppen kleiner Poren erscheinen; / 56/

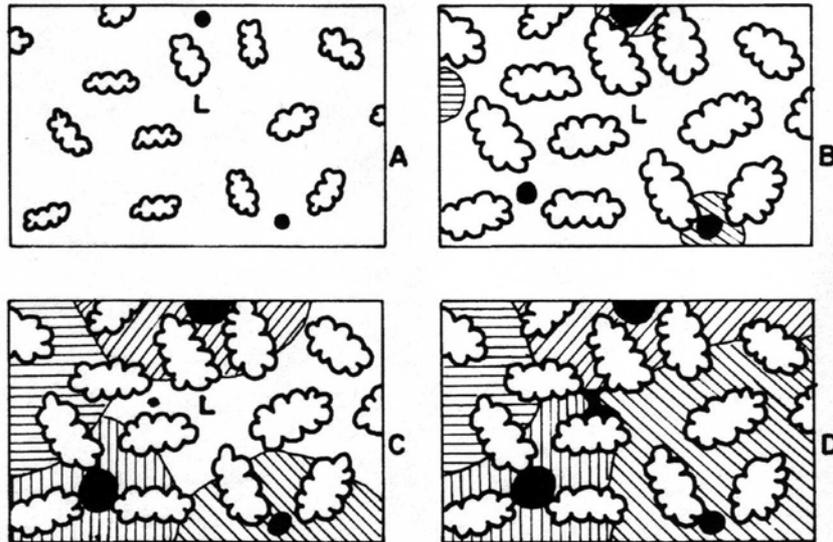


Bild 2.12 Schematischer Erstarrungsablauf einer Na- oder Sr-veredelten Schmelze der Legierung A 356 (vergleichbar EN AC-AISi7Mg0,3; A) runde Poren, die vor Erreichen der eutektischen Temperatur gebildet werden, B) Beginn der eutektischen Erstarrung verbunden mit weiterem Porenwachstum, C) Entwicklung großer eutektischer Körner, D) neue runde Poren wachsen in der Restschmelze und bekommen eine zerklüftete Gestalt nach Erstarrungsende; / 56/

Durch eine Strontiumveredelung kommt es zu einer Steigerung der Porosität bei der Legierung AISi7Mg / 36/ 37/. Als Erklärungsmöglichkeit wird hierbei auf die Absenkung der eutektischen Temperatur hingewiesen, weshalb für die Blasenbildung mehr Zeit zur Verfügung steht. Durch das größere Erstarrungsintervall kann zudem die interdendritische Speisung behindert werden. Außerdem kann durch das Einbringen des Veredlungsmittels die Oxidzahl erhöht werden und die Oberflächenspannung verringert werden, wodurch sich die Blasenkeimbildungsbedingungen verbessern / 38/ 39/. An anderer Stelle wird die Neigung zur Mikroporosität von Sr-veredelten Schmelzen mit der Schwierigkeit, den Wasserstoff aus der Schmelze beim Entgasen zu entfernen, erklärt / 57/. Die verstärkte Aufgasung von Na-veredelter Schmelze wird auf die veränderte Ausbildung der Oxidhautstrukturen zurückgeführt. Durch die Verdampfung des Natriumanteils in der Oxidhaut entstehen löchrige Bereiche, wodurch die Schutzwirkung der Oxidhaut vor der wasserstoffhaltigen Atmosphäre verringert wird. Zudem bilden sich grobe Oxidpartikel mit zunehmendem Natriumgehalt und steigender Schmelztemperatur, die auch zu einem Aufreißen der Oxidhaut führen können. Auch führt eine Erhöhung der Schmelztemperatur oder des Natriumgehaltes zu einer geringeren Entgasungswirksamkeit und einer beschleunigten Wiederaufgasung / 1/.

### **2.2.5 Einfluß der Gasporosität auf die mechanischen Eigenschaften**

Gasporosität haben aufgrund ihrer Kerbwirkung negative Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften, insbesondere auf die Dehnung. Für die Verringerung der statischen mechanischen Kennwerte durch Porosität wurden mathematische Beziehungen aufgestellt, wobei annähernd porenfreies Material als Referenz diente / 59/. Auch in / 62/ wurde bei Untersuchungen mit der Legierung AlSi9Cu3 einer Verringerung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere der Zugfestigkeit und der Dehnung, wobei die 0,2%-Dehngrenze weitgehend unbeeinflusst bleibt, festgestellt. Bei Untersuchungen des Einflusses unterschiedlicher Porositätsgrade auf die dynamischen mechanischen Eigenschaften zeigte sich, daß eine Erhöhung der Porosität zu einer Verminderung der Schwingfestigkeit führt / 60/ 61/ 63/.

### **2.2.6 Einfluß des Gießverfahrens auf die Gasporosität**

In dieser Arbeit kamen zwei verschiedene Gießverfahren zum Einsatz. Zum einen das konventionelle Schwerkraftgießen und zum anderen das Niederdruckgießverfahren. Ein Nachteil des Schwerkraftgusses gegenüber dem Niederdruckguß ist vor allem die turbulente Formfüllung, die zu einer höheren Porosität und schlechteren mechanischen Eigenschaften führen kann. Durch die turbulente Formfüllung werden Oxide in die Form gespült. Oxide wiederum wirken keimwirksam für die Wasserstoffporen, es kommt zu einer erhöhten Porosität. Poren und Oxide wirken sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften der Gußteile aus. Beim Niederdruckgießen dagegen wird die Form turbulenzarm von unten gefüllt, es entstehen keine neuen Oxide. Somit gibt es weniger Keimstellen für Poren und es können bessere mechanische Eigenschaften erzielt werden / 64/. Die kritische Formfüllgeschwindigkeit von 50cm/s, die zu Oberflächenturbulenzen führt, wird beim Schwerkraftguß schon ab einer Fallhöhe von 13cm erreicht / 4/. Beim Niederdruckguß kann sie durch ein geeignetes Gießsystem während der gesamten Formfüllung unterschritten werden.

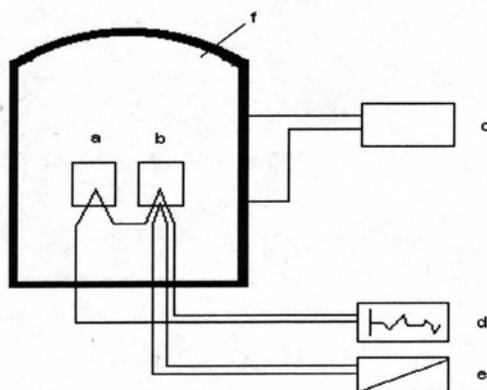
## 3. Experimentelle Arbeiten

### 3.1 Differenzthermoanalyse

Das aus den Formstoffen entweichende und von der Schmelze während der Formfüllung aufgenommene Wasser hat einen großen Anteil an der Wasserstoffporosität in den Gußstücken. Daher ist es wichtig das Wasserabgabeverhalten zum einen von Bentoniten und zum anderen von Formstoffmischungen zu untersuchen. Anhand von Differenzthermoanalysen und Thermogravimetrie wird die Temperatur der Wasserabgabe ermittelt und eine Abschätzung über die abgegebene Wassermenge ermöglicht. Zudem dienen diese Untersuchungen zur Vorauswahl der später in Gießversuchen verwendeten Bentonite und Formstoffe.

#### 3.1.1 Verfahrensbeschreibung

Bei der Differenzthermoanalyse (DTA) werden Temperaturdifferenzen zwischen einer neutralen Inertsubstanz und der zu untersuchenden Probesubstanz gemessen und registriert. Die DTA dient der Charakterisierung von Tonmineralen bezüglich ihrer Lagerstätte, Reinheit, Bestandteile etc. Es werden endo- und exotherme Reaktionen in der Probesubstanz nachgewiesen. Beide Substanzen werden in einem Ofen mit einem möglichst linearen Temperaturanstieg erhitzt. In jeder Substanz befindet sich ein Thermoelement, wodurch Temperaturunterschiede gemessen werden können. Den schematischen Aufbau einer DTA- Apparatur zeigt Bild 3.1.



- a: Probesubstanz
- b: Vergleichssubstanz
- c: Trafo
- d: Temperaturdifferenzmessung
- e: Temperaturschreiber
- f: Ofen

Bild 3.1 Schematischer Aufbau einer Apparatur zur DTA

Die Aufheizrate der DTA betrug 10K/min. Sowohl als Probenhalter als auch als Referenzprobe wurde  $\text{Al}_2\text{O}_3$  verwendet, da diese Substanz im untersuchten Temperaturbereich keine Reaktionen zeigt. Zusätzlich zur Messung der Temperaturdifferenz wurde der Gewichtsverlust in Abhängigkeit der Temperatur (Thermogravimetrie) der Probesubstanz registriert.

### 3.1.2 Differenzthermoanalyse von Bentoniten

Es wurden DTA verschiedener Bentonite durchgeführt. In den Diagrammen zeigt die bei „0“ beginnende Linie das Ergebnis der DTA. Exotherme Reaktionen haben einen Peak nach unten, Endotherme nach oben. Die bei „100%“ beginnende Kurve beschreibt den Gewichtsverlust in Abhängigkeit der Temperatur (TG-Kurve). Der Gewichtsverlust ist auf Wasserverlust zurückzuführen, da Wasser der einzige in diesem Temperaturbereich flüchtige Stoff ist. Eine Wasserabgabe ruft eine endotherme Reaktion hervor. Die erste endotherme Reaktion bis maximal  $250^\circ\text{C}$  ist auf die Abgabe von Adsorptions- und Zwischenschichtwasser zurückzuführen, die Zweite und gegebenenfalls Dritte auf die Kristallwasserabgabe. Im folgenden wird nur die erste endotherme Reaktion betrachtet, da bei Aluminium-Sandguß nur direkt an der Grenzfläche Formstoff/Metall Temperaturen erreicht werden, die eine Kristallwasserabgabe hervorrufen können. Die DTA wurden von der Firma IKO ERBLÖH durchgeführt.

Die nachfolgenden Bilder zeigen die DTA und TG-Kurven verschiedener Bentonite. Diese unterschieden sich nach Lagerstätte und Zwischenschichtkationenbelegung. Bild 3.2 und Bild 3.3 zeigen die DTA von natürlichen Na-Bentoniten verschiedener Lagerstätten, Bild 3.4 die eines mit  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  aktivierten Ca-Bentonits. Dieser wird im folgenden als Na-aktivierter Ca-Bentonit bezeichnet. In Bild 3.5 ist die DTA eines Ca-Bentonits dargestellt, der sich durch die Art der Zwischenschichtkationen gegenüber den anderen untersuchten Bentoniten unterscheidet.

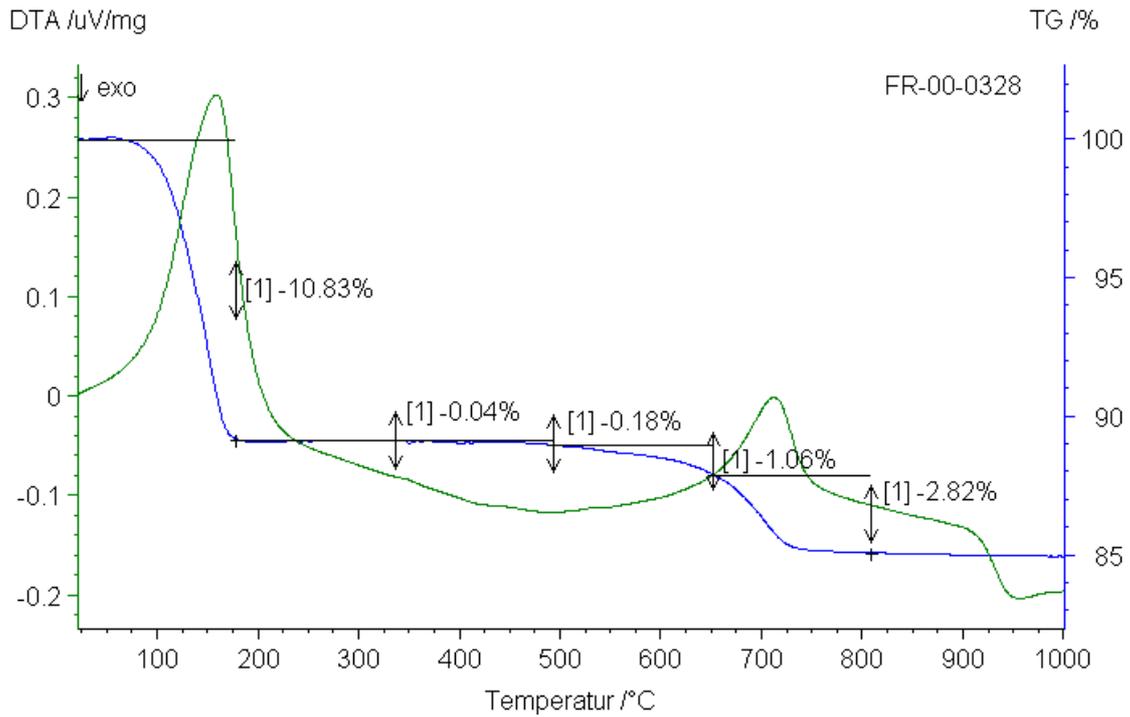


Bild 3.2 DTA eines Wyoming-Bentonits (natürlicher Natriumbentonit)

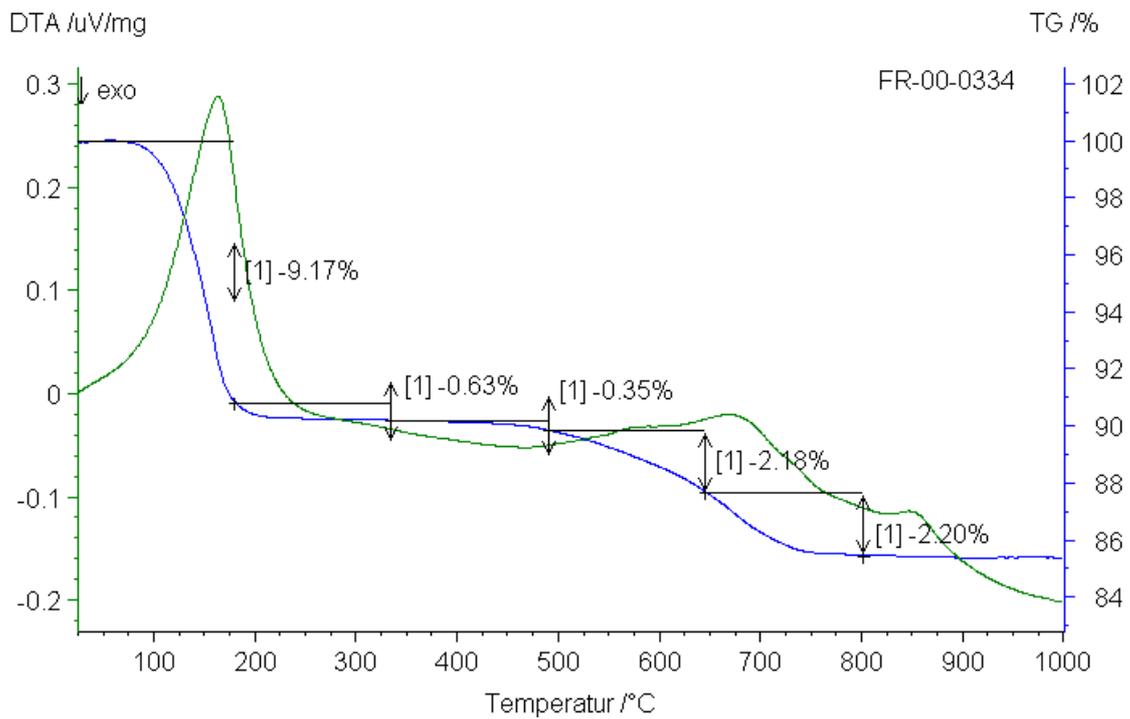


Bild 3.3 DTA eines natürlichen Natriumbentonits

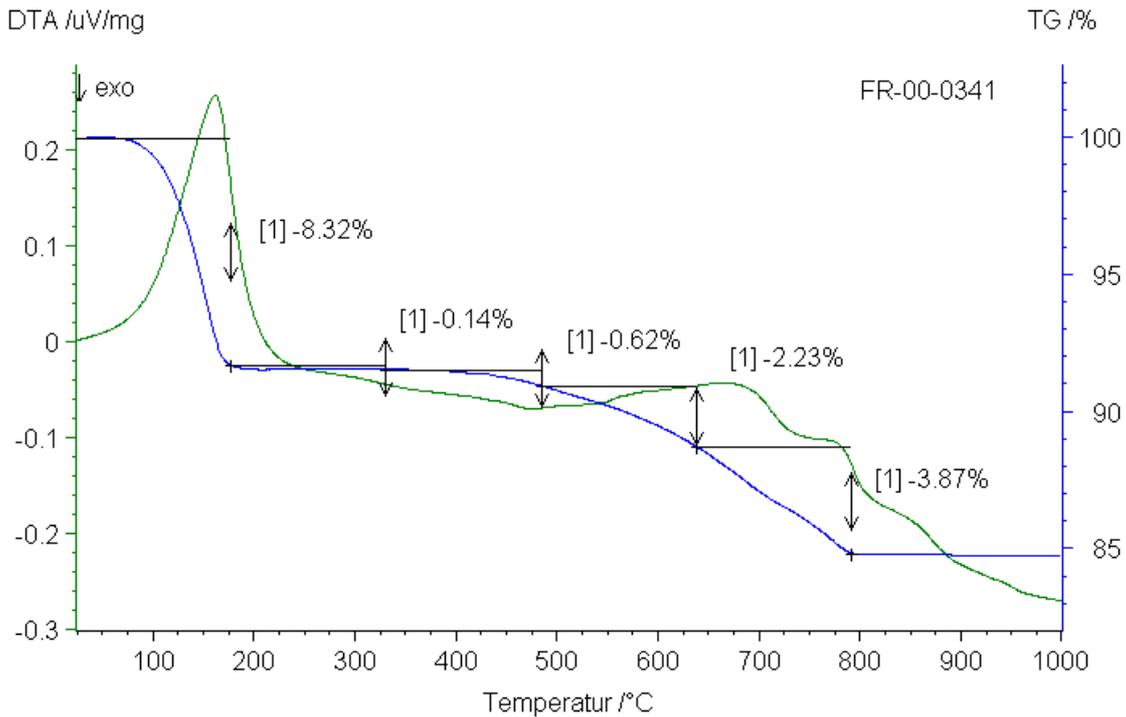


Bild 3.4 DTA eines Na-aktivierten Calciumbentonits

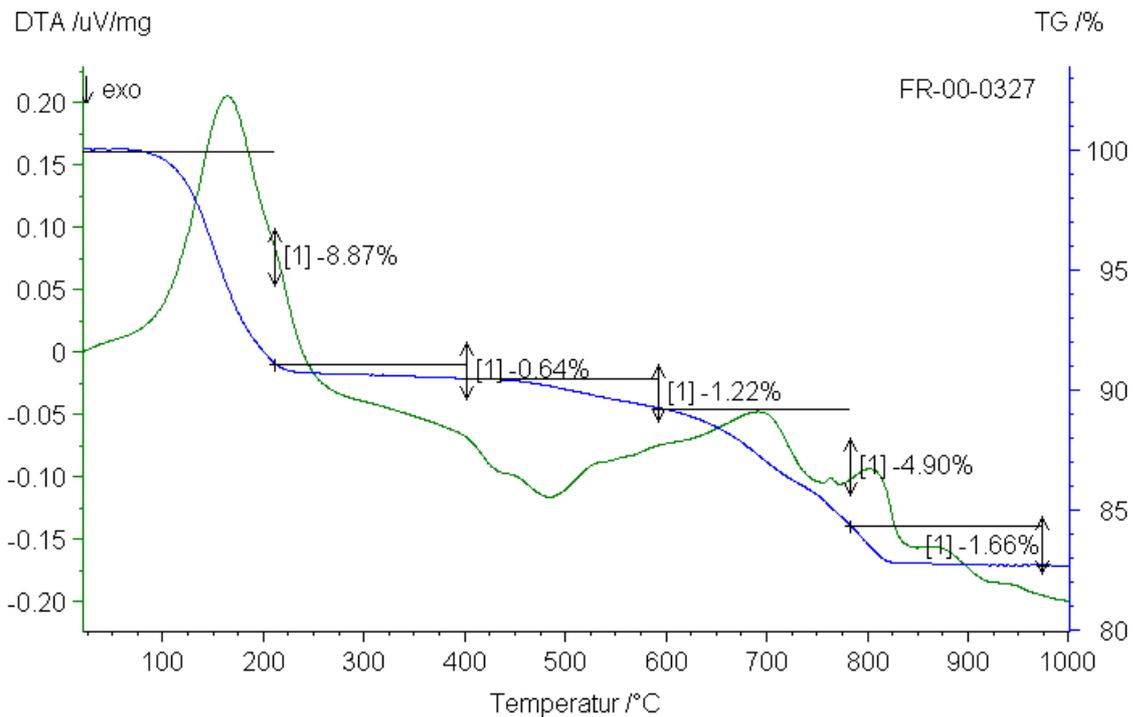


Bild 3.5 DTA eines Calciumbentonits

Die DTA der drei Bentonite mit Natrium als Zwischenschichtkationen haben einen sehr ähnlichen Kurvenverlauf der Adsorptions- und Zwischenschichtwasserabgabe. Diese verläuft steil und ist bei  $180^{\circ}\text{C}$  beendet. Eine quantitative Aussage über die Höhe des Wasserverlustes kann nicht getroffen werden, da keine vorgetrockneten Proben verwendet wurden, um auch Reaktionen unter  $100^{\circ}\text{C}$  aufnehmen zu können.

Jedoch scheint der Na-aktivierte Calciumbentonit etwas weniger Wasser zu verlieren, als die natürlichen Natriumbentonite. Größere Unterschiede in den Kurvenverläufen treten erst bei höheren Temperaturen während der Kristallwasserabgabe auf. Die Kurvenverläufe des Calciumbentonits unterschieden sich von den anderen. Zum einen endet die Abgabe von Adsorptions- und Zwischenschichtwasser erst bei etwa 220°C, zum anderen verläuft die Reaktion langsamer.

### 3.1.3 DTA von Formstoffmischungen

Weiterführend zu den Differenzthermoanalysen von Bentoniten wurden DTA von Formstoffmischungen durchgeführt. Hierzu wurde die Einwaagemenge von 150mg auf 800mg erhöht, als Tiegel- und Referenzmaterial diente auch hier  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Der Versuchsaufbau ist mit dem der vorherigen Messungen identisch. Die Aufheizrate wurde wegen der größeren Einwaagemenge auf 5K/min verringert. Die ersten zwei Messungen wurden von Raumtemperatur bis 700°C durchgeführt, spätere Messungen nur bis 300°C, da die Reaktionen in höheren Temperaturbereichen für Aluminium-Sandguß von untergeordneter Bedeutung sind. Neben der DTA- und der TG-Kurve ist auch die Ableitung der TG-Kurve aufgeführt, um Reaktionen besser sichtbar zu machen.

Die Formstoffmischungen bestanden aus Quarzsand H32 plus 7% Bentonit, aus Quarzsand mit 7% Bentonit plus einem Additiv oder aus Betriebssand. Die Additive wurden zugegeben, um die Wasserabgabe des Formstoffs zu verringern. Die Formstoffmischungen wurden alle direkt vor der DTA hergestellt, wobei eine Verdichtbarkeit von 40% durch Zugabe von destilliertem Wasser eingestellt wurde, um vergleichbare Ausgangsbedingungen zu erhalten. Als Mischer wurde ein Kollergang verwendet. Der Quarzsand wurde mit dem destillierten Wasser vorgemischt und danach der aus Bentonit oder einem Bentonit-Additiv-Gemisch bestehende Binder zugegeben und weitere 5min gemischt.

Auch der Wassergehalt von Formstoffmischungen beruht auf dem Adsorptions- und Zwischenschichtwasser des Bentonits bzw. beim Betriebssand auf der Adsorptions- und Zwischenschichtabgabe der enthaltenen Tonminerale. Der Einfluß von Quarzsand und Additiven ist gering / 17/.

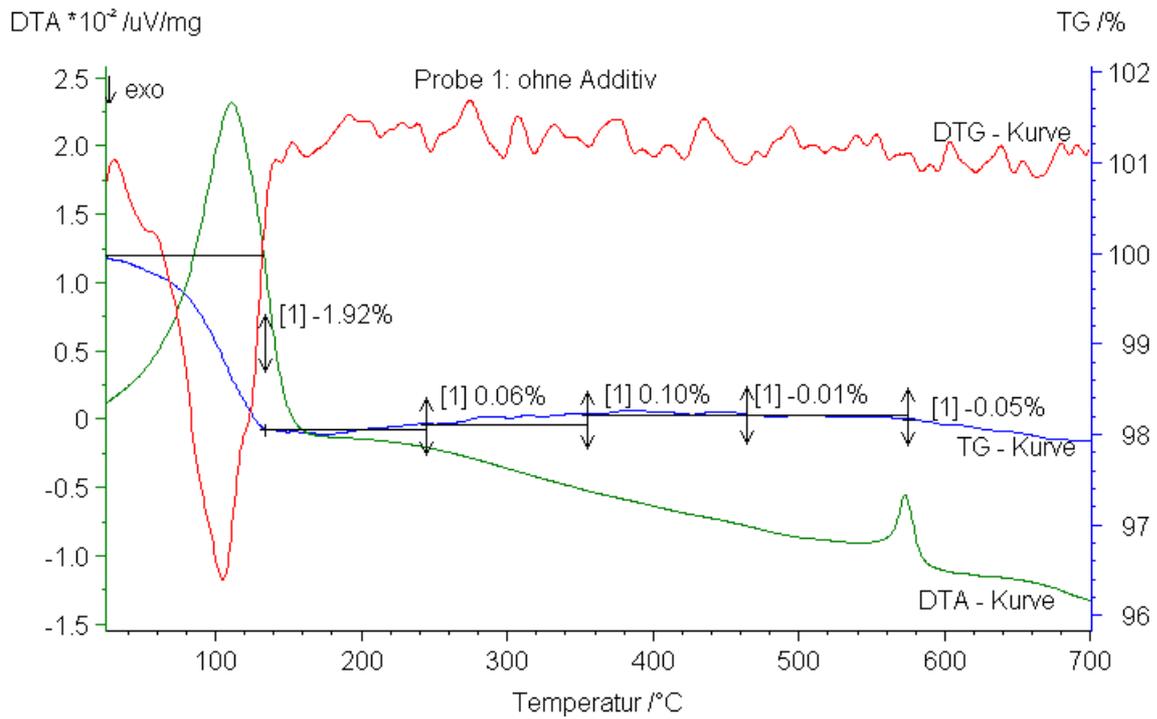


Bild 3.6 DTA einer Formstoffmischung mit H32 und 7% Na-aktiviertem Calciumbentonit

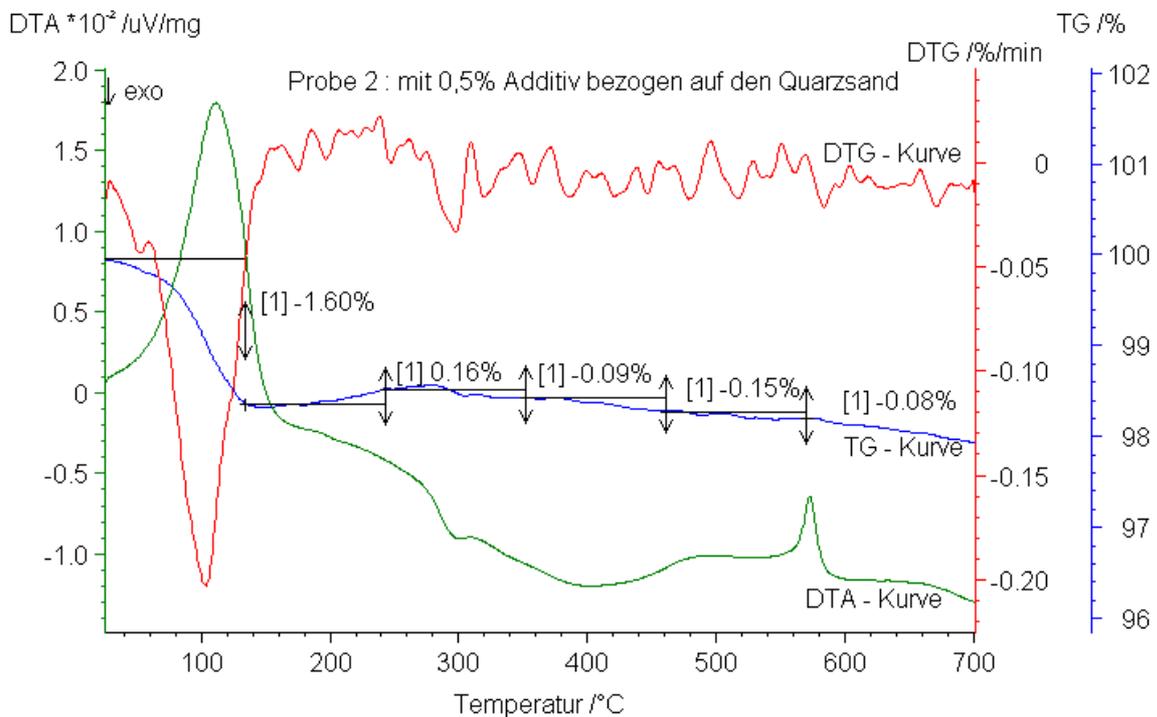


Bild 3.7: DTA einer Formstoffmischung mit H32 und 7% Na-aktiviertem Calciumbentonit plus 0,5% Stärke

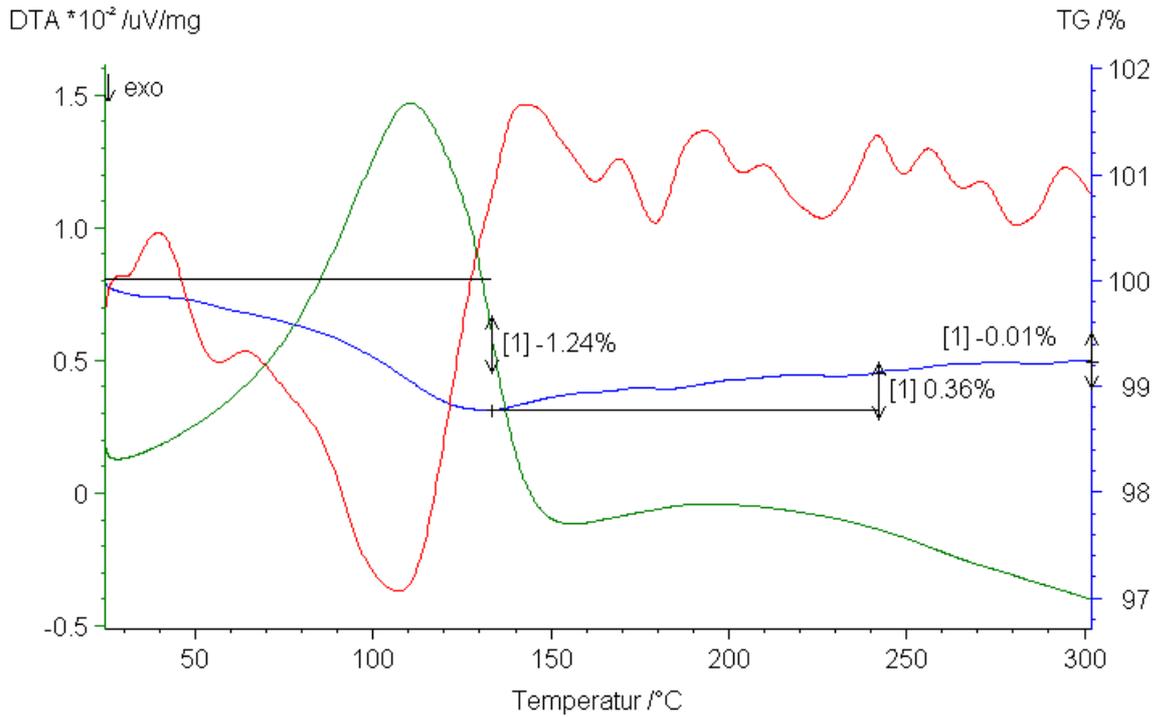


Bild 3.8: DTA einer Formstoffmischung mit H32 und 7% Wyoming-Bentonit

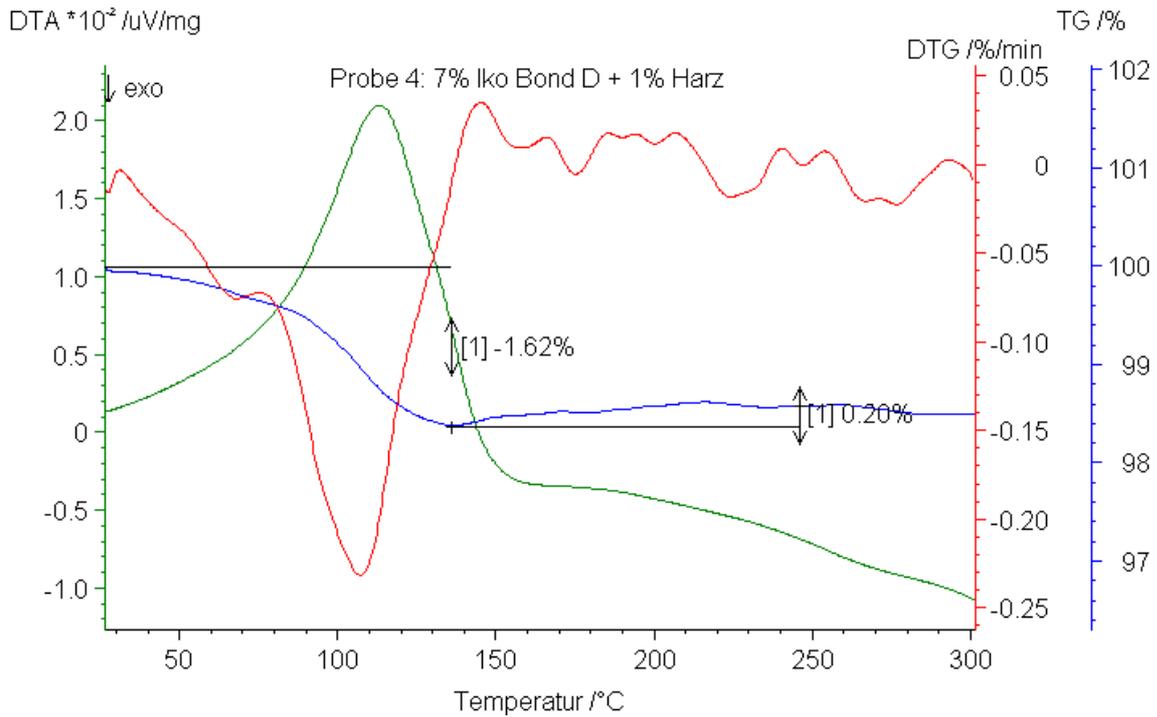


Bild 3.9: DTA einer Formstoffmischung mit H32 und 7% Na-aktiviertem Calcium-bentonit plus 1% Harz

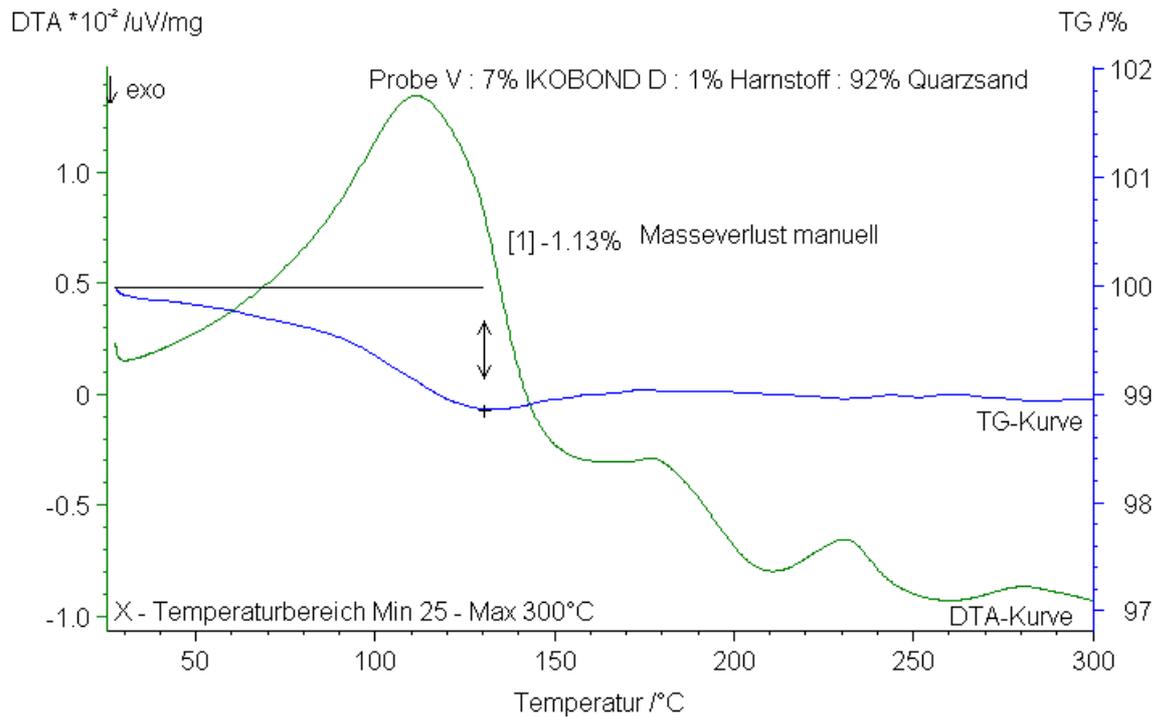


Bild 3.10 DTA einer Formstoffmischung mit H32 und 7% Na-aktiviertem Calciumbentonit plus 1% Harnstoff

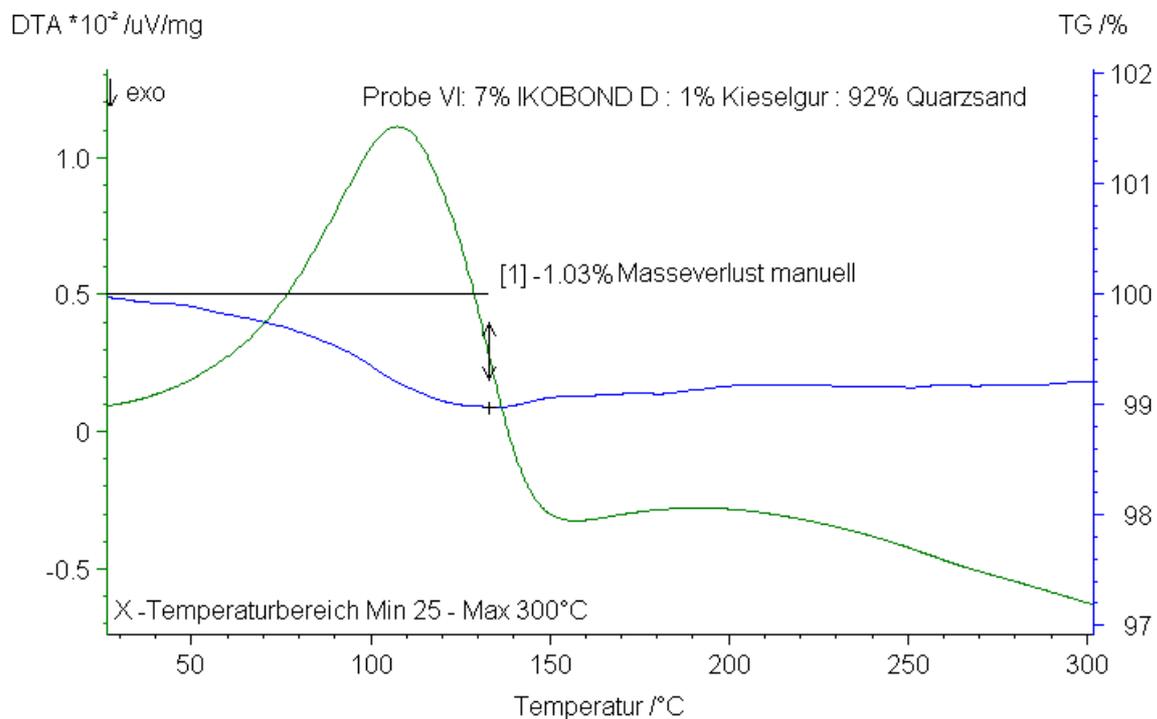


Bild 3.11: DTA einer Formstoffmischung mit H32 und 7% Na-aktiviertem Calciumbentonit plus 1% Kieselgur

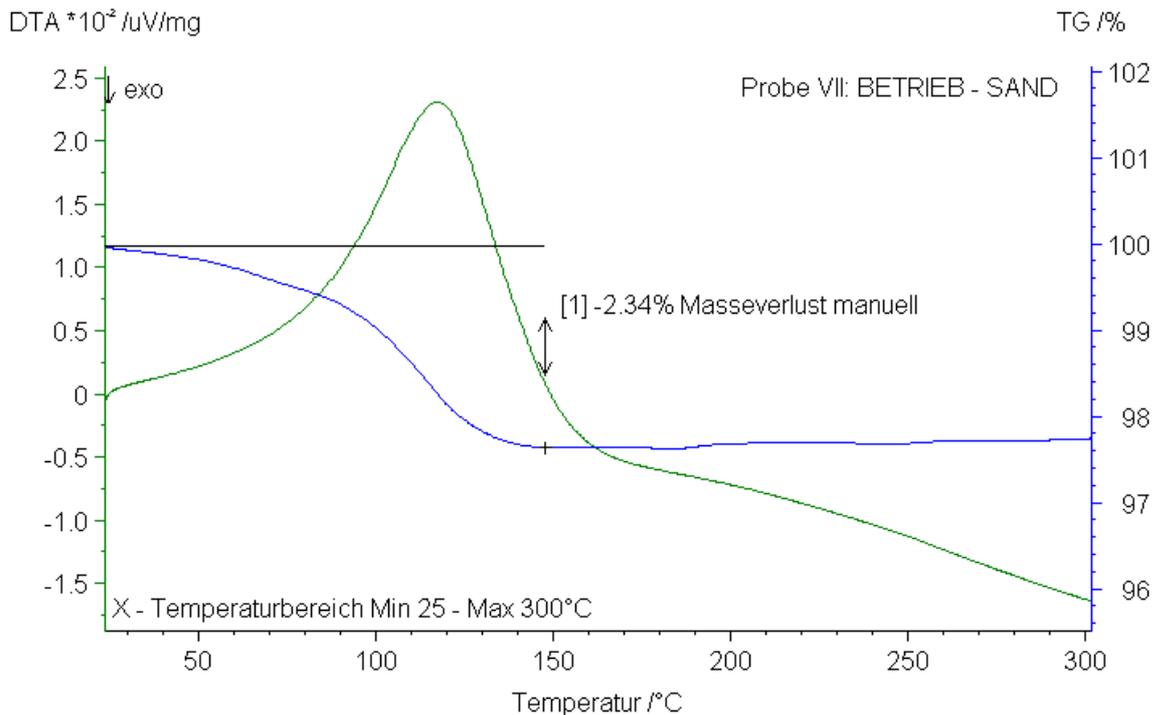


Bild 3.12: DTA eines halbsynthetischen Betriebssandes einer Aluminiumgießerei

Bei allen untersuchten Proben war die erste endotherme Reaktion, hervorgerufen durch die Abgabe von Adsorptions- und Zwischenschichtwasser des Bentonits bei 150°C beendet. Die darauf folgende exotherme Reaktion, verbunden mit einer leichten Gewichtszunahme ist wahrscheinlich auf Oxidationsvorgänge zurückzuführen. Durch die Zugabe von Additiven wurde die Wasserabgabe verringert, jedoch blieb der qualitative Kurvenverlauf identisch mit den Proben, die keine Additive enthielten. Auch der Betriebssand zeigte den gleichen Kurvenverlauf.

Bild 3.13 zeigt eine Gegenüberstellung der TG-Kurven. Die Zugabe von Additiven bewirkte eine Verringerung des Wasserabgabevermögens des Formstoffs gegenüber dem mit reinem Bentonit gebundenen (Probe 6). Hierbei zeigte die Zugabe von Kieselgur und von Harnstoff ein vergleichbar niedriges Niveau, wohingegen durch die Zugabe von Stärke oder Harz etwas weniger Wasser abgebunden wird. Jedoch ist hierbei zu beachten, daß nur 0,5% Stärke zugegeben wurde. Beim Vergleich der beiden nur mit Bentonit gebundenen Formstoffe schnitt der mit Wyoming-Bentonit gebundene etwas besser ab als der mit Na-aktiviertem Ca-Bentonit gebundene. Der Betriebssand zeigte erwartungsgemäß den höchsten Wasserverlust, was auf den höheren Wassergehalt im Formstoff, bedingt durch den höheren Schlämmstoffgehalt, zurückzuführen ist. Auffällig war jedoch, daß das Verhalten bei niedrigen Temperaturen bis 100°C bei allen untersuchten Formstoffen sehr ähnlich ist.

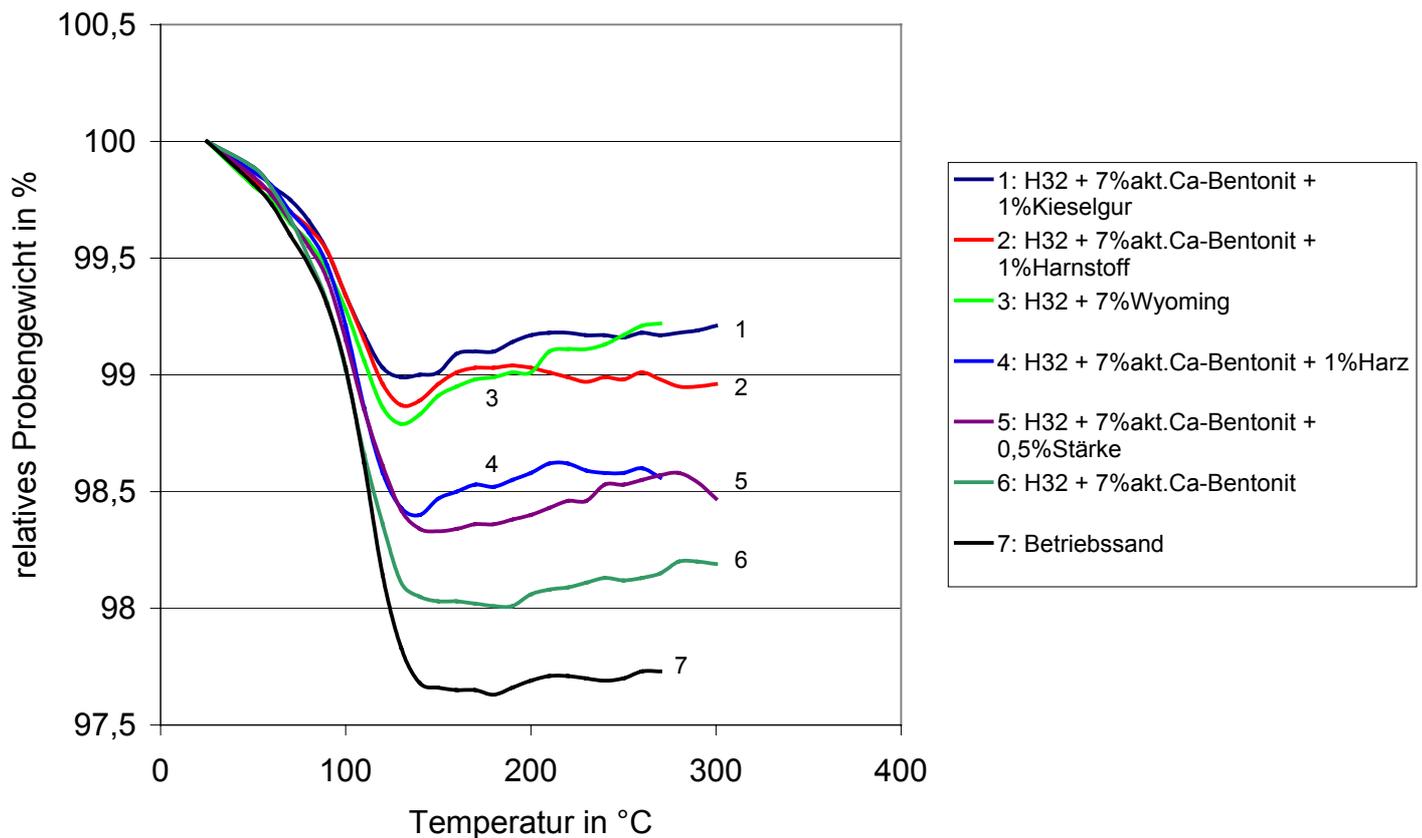


Bild 3.13 Gegenüberstellung aller TG-Kurven

### 3.1.4 Zusammenfassung der Differenzthermoanalysen

Die Differenzthermoanalysen der Bentonite mit unterschiedlicher Kationenbelegung zeigen, daß sich die Bentonite mit Natriumionen als Zwischenschichtkationen sehr ähnlich im Temperaturbereich bis 300°C verhalten. Jedoch scheint der Na-aktivierte Calciumbentonit etwas weniger Wasser abzugeben, als die natürlichen Natriumbentonite. Der Calciumbentonit gibt im Gegensatz dazu sein Zwischenschichtwasser etwas langsamer und bei einer höheren Temperatur ab.

Bei den Differenzthermoanalysen von Formstoffmischungen wurden auch Formstoffe, die neben Bentonit Additive enthielten, untersucht. Dabei zeigte sich, daß die Zugabe von Additiven eine Verringerung des Wasserabgabevermögens des Formstoffes bewirken kann. Am meisten Wasser verlor der halbsynthetische Betriebssand einer Aluminiumgießerei, der durch seinen Schlämmstoffanteil von ca. 17% mehr Wasser bei gleicher Verdichtbarkeit gespeichert hält als die anderen Formstoffe.

Das Verhalten bei niedrigen Temperaturen bis 100°C ist bei allen untersuchten Formstoffen sehr ähnlich, sie unterscheiden sich erst zwischen 100 und 150°C in der abgegebenen Wassermenge.

### 3.2 Temperaturverläufe

Bild 3.14 zeigt die Abkühlkurve eines Probegußstückes. Aufgrund des langen Laufes (Gießsysteme siehe Kapitel 3.4) kühlt sich die Schmelze bis Erreichen des Gußstückes auf ca. 640°C ab. Diese Temperatur wird für die nachfolgende Simulation und auch für die Berechnung als Anfangstemperatur verwendet. Zudem zeigt diese Messung, daß schon 4mm von der Grenzfläche Metall/Formstoff entfernt keine Temperaturen im Formstoff erreicht werden, die eine Kristallwasserabgabe des Montmorillonits bewirken können.

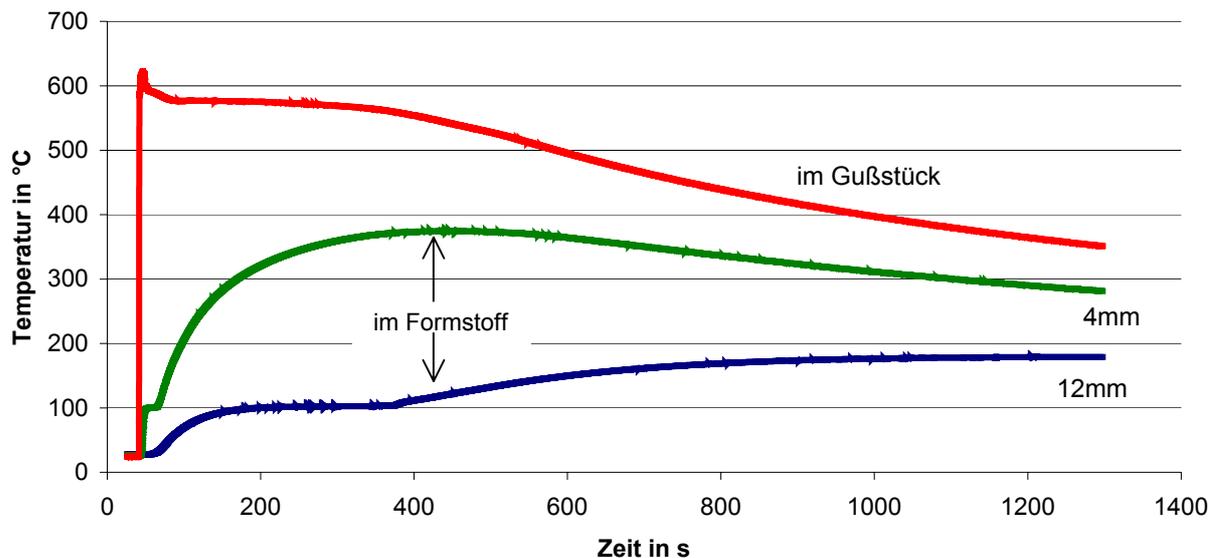


Bild 3.14 Temperaturmessung beim Abguß eines Probegußstückes

Bei der Simulation Bild 3.15 wurden die Erstarrung des Metalls und die Temperaturverläufe in der Form simuliert. In Anlehnung an das Probegußstück der Gießversuche wurde eine Platte mit einer Wandstärke von 14mm angenommen, die Ausgangstemperatur der Schmelze wurde auf 640°C festgesetzt. Bis zur Erstarrung des Gußstückes nach ca. 4 Minuten wird auch nahe der Grenzfläche Metall/Form eine Temperatur von 500°C nicht überschritten. Im Abstand von 3mm von dieser Grenzfläche werden maximal 400°C erreicht. Im Vergleich mit den DTA-Kurven der Bentonite und der Formstoffmischungen kann somit davon ausgegangen werden, daß die Kristallwasserabgabe des Montmorillonits nur direkt an der Grenzfläche wahrscheinlich ist und deshalb so geringe Mengen Kristallwasser freigesetzt werden, daß dieses in der Arbeit nicht weiter berücksichtigt wird.

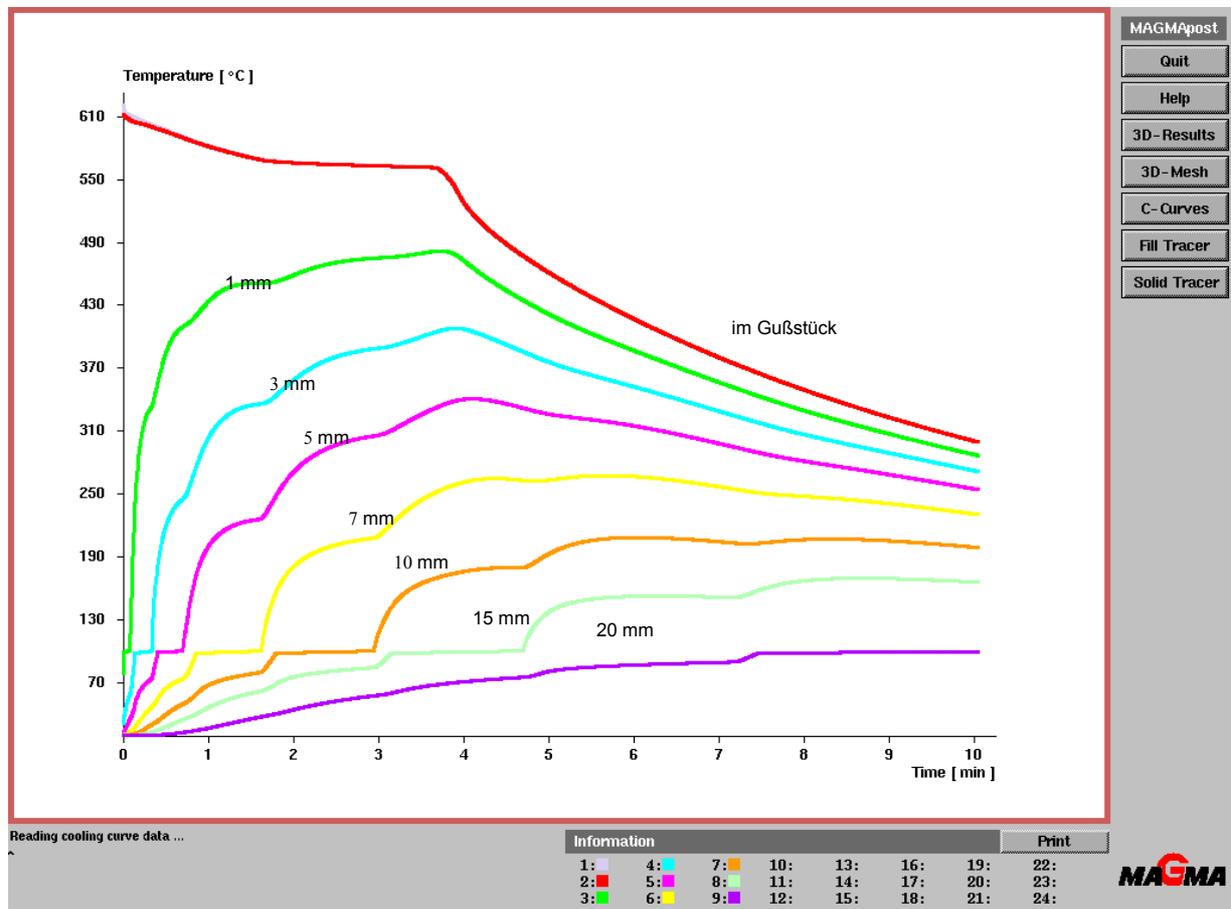


Bild 3.15 Erstarrungssimulation einer 14mm Platte, Legierung AlSi7Mg0,3, Formstoff Grünsand, zur Ermittlung der Aufheizkurven in der Form

Zur genaueren Beschreibung der Temperaturverläufe an der Grenzfläche wurde eine Berechnung auf Grundlage der Fourier'schen Wärmeleitungsgleichung durchgeführt. Ausgangspunkt ist die Wärmeleitungsgleichung für den Fall konstanter thermischer Eigenschaften:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (3.1)$$

- mit
- $\lambda$  : Wärmeleitfähigkeit (in J/Kms)
  - $\rho$  : Dichte (in Kg/m<sup>3</sup>)
  - $c_p$  : spezifische Wärme (in J/kgK)
  - $a$  : Temperaturleitfähigkeit;  $a = \lambda/\rho c_p$  (in m<sup>2</sup>/s)

Es wurden folgende Randbedingungen festgelegt:

- Der betrachtete Halbraum ist so groß, daß sich innerhalb der Betrachtungszeit die Temperaturen in seinem Inneren bzw. in großem Abstand von der Berührungsfläche nicht ändern.
- Die Temperatur der Berührungsfläche  $T_B$  ist zeitlich konstant.
- Es tritt kein Temperatursprung an der Grenzfläche auf (idealer Wärmeübergang).
- Der Wärmetransport basiert ausschließlich auf Wärmeleitung.
- Wärmeleitfähigkeit, spezifische Wärme und Dichte des Materials sind unabhängig von der Temperatur.
- Die Grenzfläche ist eben, so daß tatsächlich nur ein eindimensionales Problem besteht.

Die Lösung dieser Differentialgleichung ist eine Exponentialfunktion, die das Gauß'sche Fehlerintegral enthält / 47/:

$$\operatorname{erf}(x) = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \cdot \int_0^x e^{-u^2} du \quad (3.2)$$

Für den Temperaturverlauf im Gußstück ergibt sich die Formel:

$$T(x,t) = T_B - (T_M - T_B) \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{x}{\sqrt{4 \cdot a_M \cdot t}}\right) \quad (3.3)$$

In der Form gilt:

$$T(x,t) = T_B - (T_B - T_F) \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{x}{\sqrt{4 \cdot a_F \cdot t}}\right) \quad (3.4)$$

Mit:  $T_B = (b_M T_M + b_F T_F) / (b_M + b_F)$  (in °C); wobei  $b = (\lambda \rho c_p)^{0,5}$

$T_M$  = Temperatur der Schmelze (in °C)

$T_F$  = Temperatur des Formstoffs (in °C)

$x$  = Abstand (in m)

$t$  = Zeit (in s)

Die thermophysikalischen Werte sind Tabellen entnommen, als Ausgangstemperatur der Schmelze wird in Anlehnung an die Temperaturmessung 640°C angenommen. Die Sandtemperatur wurde auf 20°C festgelegt. Die Grenzflächentemperatur wurde berechnet, sie beträgt 595°C. Bild 3.16 zeigt den Temperaturverlauf im Formstoff in Abhängigkeit vom Abstand zur Grenzfläche zu definierten Zeiten. Nicht berücksichtigt wurde die Freisetzung der latenten Wärme.

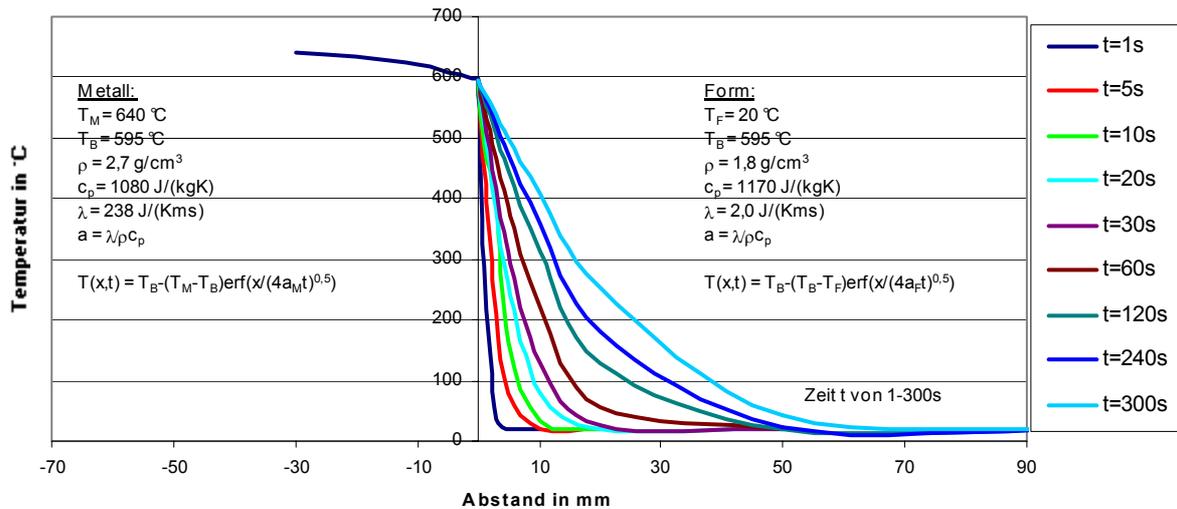


Bild 3.16 Rechnerischer Temperaturverlauf an der Grenzfläche Metall/Formstoff

Durch die Temperaturmessung beim Abguß, die Erstarrungssimulation und die Berechnung der Temperaturverläufe wurde herausgestellt, daß nur sehr nahe der Grenzfläche Metall/Formstoff eine Abgabe des Kristallwassers aus dem Bentonit wahrscheinlich ist. Schon in einem Abstand unter 3mm von dieser Grenzfläche sind die Temperaturen im Formstoff während der Erstarrung zu gering. Somit kann davon ausgegangen werden, daß der Anteil des Kristallwassers am freiwerdenden Gesamtwasser so gering ist, daß er nicht weiter berücksichtigt werden muß.

### 3.3 Legierungsbeschreibung

In dieser Arbeit wird mit der Legierung EN AC- $\text{AlSi7Mg0,3}$  im unveredelten und veredelten Zustand gearbeitet. Für die Veredelung wurde die Vorlegierung AISr10 bzw. natriumhaltiges Salz verwendet. Bei der Legierung EN AC- $\text{AlSi7Mg0,3}$  handelt es sich um eine Hüttenlegierung, chemische Zusammensetzung siehe Tabelle 3.1.

Tabelle 3.1: Legierungszusammensetzung der Aluminiumlegierung EN AC- $\text{AlSi7Mg0,3}$  in Gew.% (Herstelleranalyse)

Silicium	Eisen	Kupfer	Mangan	Magnesium	Zink	Titan	Chrom
7,34	0,086	0,011	0,004	0,353	0,016	0,0141	0,000

## 3.4 Gießversuche

### 3.4.1 Versuchsanlage

Beim Niederdruckgießverfahren wird die Form von unten steigend gefüllt. Die in einem druckdichten Ofenraum befindliche Schmelze wird mittels eines auf die Oberfläche des Schmelzbades wirkenden Drucks durch ein Steigrohr in die Form gedrückt. Die Druckbeaufschlagung geschieht durch Stickstoff. Es wird eine annähernd turbulenzfreie und gesteuerte Formfüllung ermöglicht. Die Niederdrucktechnik wurde für diese Arbeit gewählt, um den Einfluß des Formstoffes auf die Gasporosität im Gußteil zu untersuchen, ohne die Auswirkungen von Turbulenzen berücksichtigen zu müssen. Den schematischen Aufbau zeigt Bild 3.17.

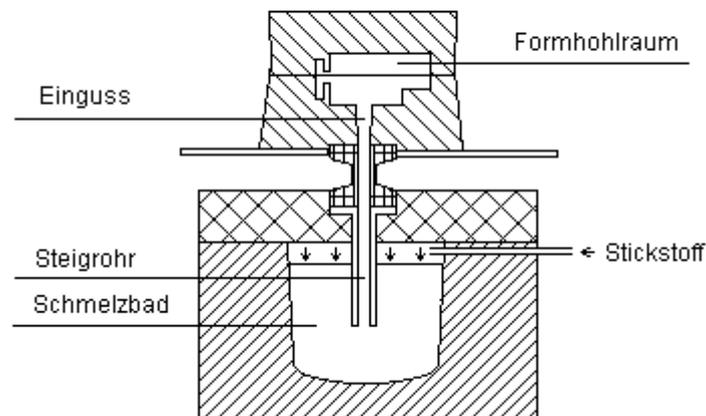


Bild 3.17: Schematischer Aufbau einer Niederdruckgießanlage

Nach der Formfüllung wird der Einguß mechanisch verschlossen, um ein Zurücklaufen der Schmelze zu vermeiden. Durch einen Schaumkeramikfilter wird verhindert, daß Sand in den Ofenraum gelangt. Bild 3.18 zeigt die Niederdrucksandgießanlage am Institut für Gießereitechnik in Duisburg. Als Schmelz- und Warmhalteofen dient ein widerstandsbeheizter Tiegelofen mit einem Fassungsvermögen von 500kg Aluminium.



Bild 3.18: Niederdrucksandgießanlage am Institut für Gießereitechnik in Duisburg  
Die Vorteile dieses Verfahrens sind im folgenden zusammengefaßt / 45/:

- Saubere Metallentnahme
- Optimale ruhige und steigende Formfüllung
- Formfüllungsvorgang über Drucksteuerung individuell für jedes Gußstück programmierbar
- Füllvorgang 100% reproduzier- und dokumentierbar
- Einsparung von Kreislaufmaterial
- Völlig geschlossener Gießvorgang – daher höhere Arbeitssicherheit und keine Anlagenstörung wegen Spritzmetall

### 3.4.2 Entgasungseinrichtung

Für die Entgasung der Aluminiumschmelze wird ein Impellergerät, Typ FDU (Foundry Degassing Unit) der Firma Foseco in den Vergießofen eingesetzt. Dieses ist mit einem Frequenzumrichter ausgestattet, so daß die Drehzahl stufenlos regelbar ist. Als Parameter werden eine Drehzahl von 540U/min, bei einer Durchflußmenge von 17 l/min eingestellt. Als Spülgas wird Stickstoff 5.0 eingesetzt.

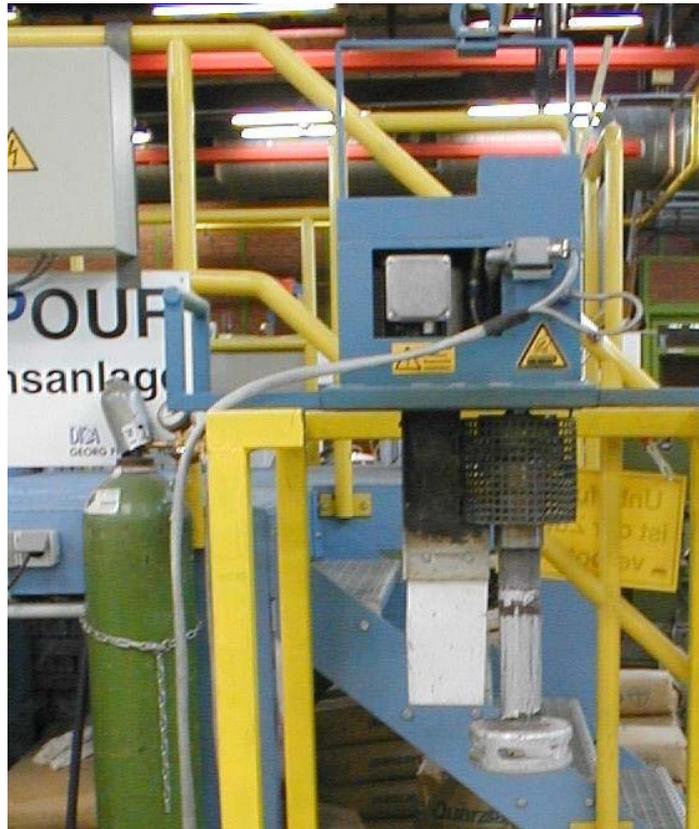


Bild 3.19: Für die Entgasung verwendetes Impellergerät, TYP FDU (Firma Foseco)

Bild 3.19 zeigt die Entgasungseinrichtung. Zu sehen sind der Rotor mit Rotorschachtel aus Graphit zur Verteilung der Spülgasblasen in der Schmelze, die Keramikprallplatte, um den durch die Rotorbewegung in der Schmelze entstehenden Wirbel zu brechen und somit ein Einsaugen der Krätze ins Schmelzbad zu verhindern, sowie der Antrieb mit Steuerung.

### 3.4.3 Probegußteil

Für die Versuche wurde die „Kugelformprobe“ als Probegußteil ausgewählt (siehe Bild 3.20). Diese wurde in Zusammenarbeit der Georg Fischer Fahrzeugtechnik AG und dem Fraunhofer Institut für Betriebsfestigkeit LBF in Darmstadt 1971/72 entwickelt. Sie stellt ein quasireales Bauteil dar und ist für die Untersuchung der Dauerschwingfestigkeit geeignet. Sie zeichnet sich vor allem durch eine nichtbearbeitete Gußoberfläche und einen mehrachsigen Spannungszustand aus / 46/. Die Länge der Kugelformprobe beträgt 165mm, die Breite 50mm und die Dicke im metallurgisch untersuchten Bereich 14mm.

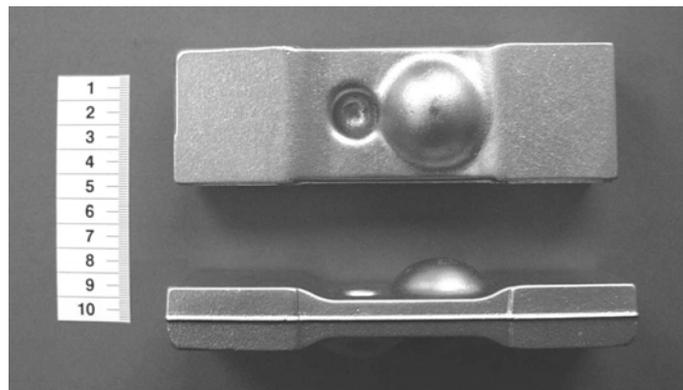
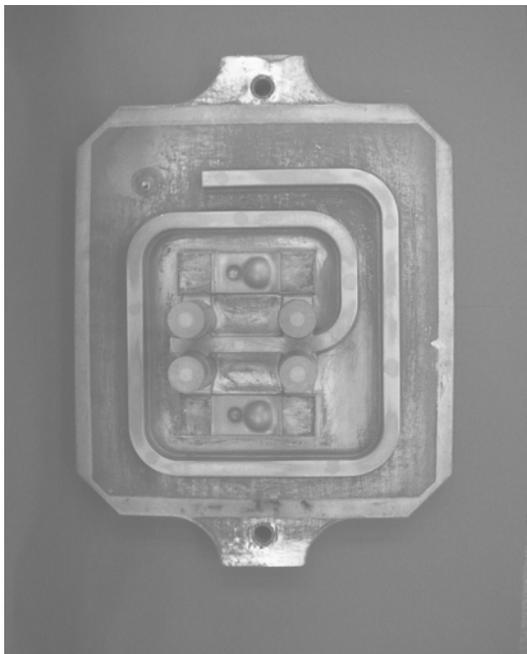
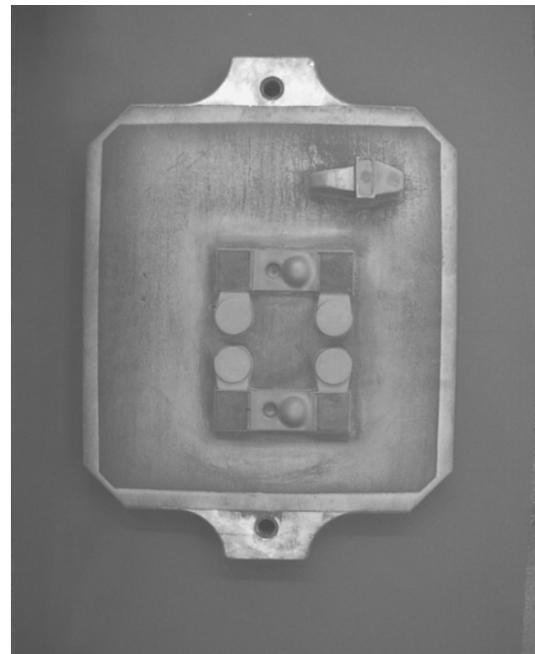


Bild 3.20: Probegußteil für die Untersuchungen

In dieser Arbeit kommen verschiedene Gießsysteme zum Einsatz, siehe Bild 3.21 und Bild 3.22. Diese unterscheiden sich in Lage und Querschnitt des Laufs. Für die Untersuchung verschiedener Formstoffe sind die Modelle mit einem ca. 2m langen Lauf ausgestattet, um für die Reaktionen zwischen Formstoff und Schmelze, insbesondere der Wasserstoffaufnahme der Schmelze aus dem Formstoff, eine möglichst große Kontaktfläche zu bieten. Pro Abguß werden zwei Probegußteile hergestellt.

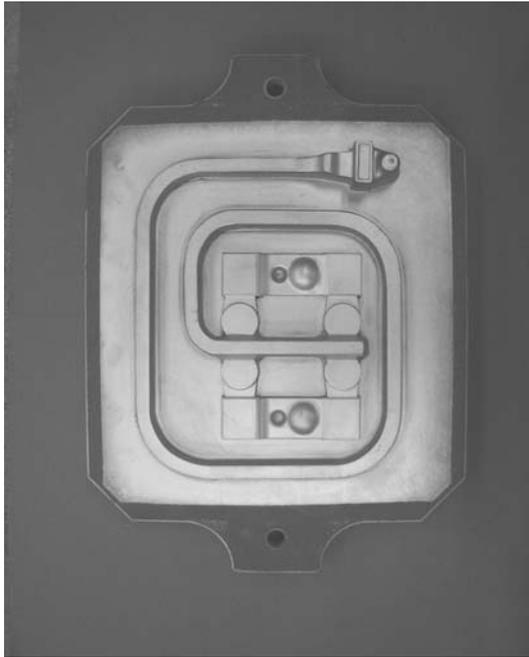


Oberkasten

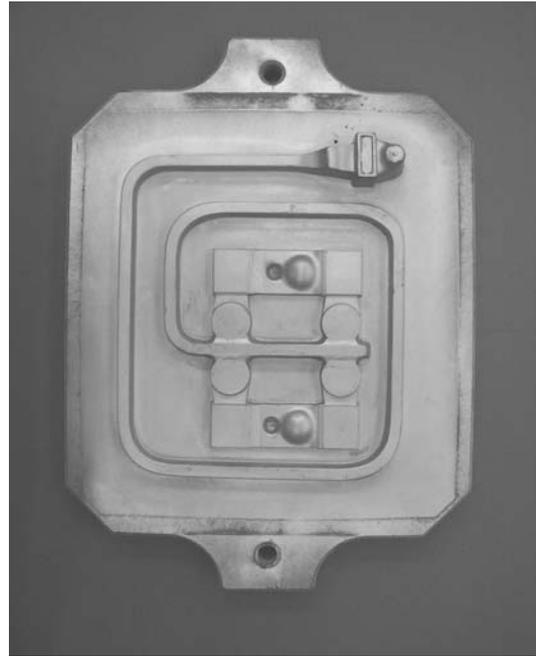


Unterkasten

Bild 3.21 Modell für die Formstoffuntersuchungen mit unveredelter und veredelter Schmelze, der Laufquerschnitt beträgt 20x25mm



Laufquerschnitt 20x25mm



Laufquerschnitt 12x15mm

Bild 3.22 Unterkästen der Modelle mit großem und kleinen Lauf im Unterkasten zur Untersuchung des Einflusses der Formfüllung

Die Gießversuche dienen der Untersuchung des quantitativen Einflusses des Wasserabgabeverhaltens verschiedener bentonitgebundener Formstoffe auf die Bildung von Gasporen im Gußstück. Es wird sowohl mit unveredelter als auch mit veredelter Schmelze der Legierung EN AC- $\text{AlSi7Mg0,3}$  gearbeitet. Zudem wird der Einfluß der Formfüllung untersucht, wobei zum einen das Niederdruckgußverfahren mit dem Schwerkraftguß verglichen wird und zum anderen verschiedene Gießsysteme, die sich in Lage und Querschnitt des Laufs unterscheiden. Beim Schwerkraftguß wurden Lauf und Anschnittsystem der Modelle für Niederdruckguß übernommen, der Einguß wurde nach Nielsen ausgelegt. Die Versuchsdurchführung war identisch mit den Versuchsserien im Niederdruckgußverfahren.

#### 3.4.4 Automatische Bildanalyse

Als Qualitätskriterium diente die mittels automatischer Bildanalyse gemessene Porenfläche der aus den Gußteilen entnommenen Schliffe. Diese Bildanalyse der Firma Leica besteht aus einem Lichtmikroskop mit eingebauter Kamera und einem Rechnersystem mit entsprechender Software. Das Bild des Mikroskops wird mit einem Bildwandler digitalisiert und als Grauwert- und Ortsinformation im Rechner gespeichert. Dann werden die Poren identifiziert und die prozentuale Porenfläche gemessen.

Die Proben wurden nur poliert und nicht angeätzt, um eine Verfälschung der Ergebnisse zu vermeiden. Zudem wurde immer dieselbe Meßapparatur verwendet. Bei Einhaltung dieser Parameter dürfte der bei den Messungen auftretende Fehler als gering anzusehen sein / 49/.

### 3.4.5 Versuchsdurchführung

Die Versuchsdurchführung war bei allen Gießversuchen gleich. Zuerst wurde eine 350kg Formstoffmischung hergestellt. Die synthetischen Formstoffmischungen enthielten Quarzsand und 8 Gewichtsteile feuchten Bentonit. Als Mischaggregat diente ein Mischer der Firma Eirich. Die Formsandmischungen wurden für jede Versuchsserie neu hergestellt. Der in die Untersuchungen einbezogene Betriebssand ist ein halbsynthetischer Sand aus einer Aluminiumgießerei. Beim selbsthärtenden Polyurethan-Verfahren handelt es sich um einen kalthärtenden Formstoff auf der Basis von Phenolharzen und Polyisocyanaten / 47/.

Nach dem Mischen wurden auf einer Rüttelpreßmaschine Formen hergestellt, wobei zuerst die Unterkästen gefertigt wurden, jeweils mit Folie abgedeckt, um ein Verdunsten des Wassers zu vermeiden, danach die Oberkästen.

Zugleich folgte eine Entgasung der Schmelze mittels FDU im Ofengefäß, als Spülgas diente Stickstoff 5.0. Die Schmelzen wurden mit einer Drehzahl des Impellers von 540U/min und einer Durchflußmenge des Gases von 17l/min entgast. Beim Arbeiten mit veredelter Schmelze wurde die Veredelung vor der Entgasung durchgeführt. Hierzu wurde die Vorlegierung AlSr10 verwendet. Die Natriumveredelung wurde während des Entgasens durch Einblasen von natriumhaltigem Salz durchgeführt. Zur Untersuchung der Schmelzequalität wurden Unterdruckdichteproben und Spektrometerproben gezogen.

Daraufhin wurde der Ofen geschlossen und das geschlichtete und aufgeheizte Steigrohr eingesetzt. Der Steigrohrhals wurde nach dem Einbau zusätzlich mit einer Steigrohrheizung aufgeheizt. Nach Erreichen der Gießtemperatur von 750°C wurden die Formen direkt hintereinander abgegossen.

Den Gußteilen wurden Proben entnommen, welche metallographisch mittels automatischer Bildanalyse ausgewertet wurden, wobei die prozentuale Porenfläche als Bewertungskriterium diente.

### 3.4.6 Ergebnisse der Gießversuche

Im ersten Teil der Arbeit wurde mit unveredelten Schmelzen der Legierung EN AC- $\text{AlSi7Mg0,3}$  gearbeitet, im zweiten mit veredelten Schmelzen dieser Legierung. Es wurden von jeder Formstoffmischung die technologischen Werte gemessen. Als Probegußstück diente die „Kugelformprobe“ (Bild 3.20) mit 14mm Wandstärke im metallographisch untersuchten Bereich. Je Versuchsserie wurden drei Abgüsse metal-

logographisch untersucht, d.h. 6 Gußstücke. Jedem Gußstück wurden Schliffe entnommen, die Lage der Schliffe zeigt Bild 3.23. Diese wurden mittels automatischer Bildanalyse auf die prozentuale Porenfläche untersucht. Die einzelnen Schliffe wurden in drei Bereiche unterteilt, den oberen Randbereich (Oberkasten), den unteren Randbereich (Unterkasten) und den Kernbereich, siehe Bild 3.24. Aus jedem dieser Bereiche wurden 15 Meßpunkte in die Auswertung einbezogen. Die Standardabweichung steht in den nachfolgenden Bildern in Klammern hinter dem jeweiligen Mittelwert.

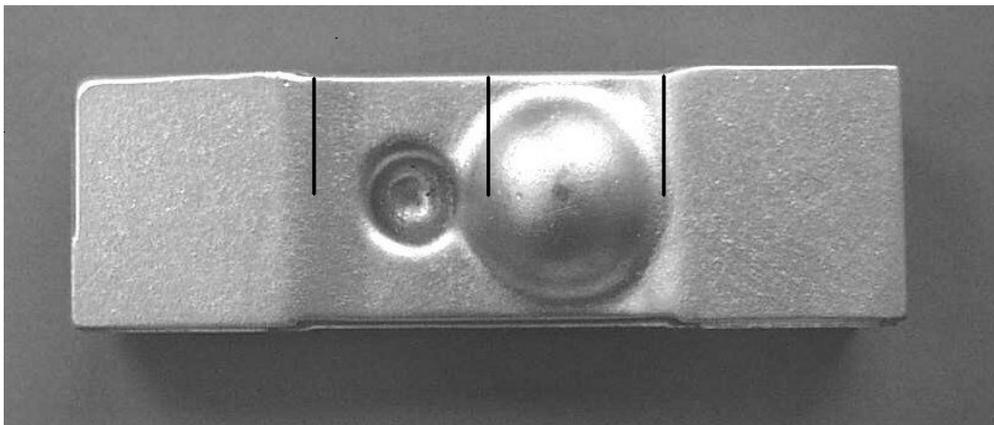


Bild 3.23 Lage der Entnahmestellen der Proben für die metallographischen Schliffe

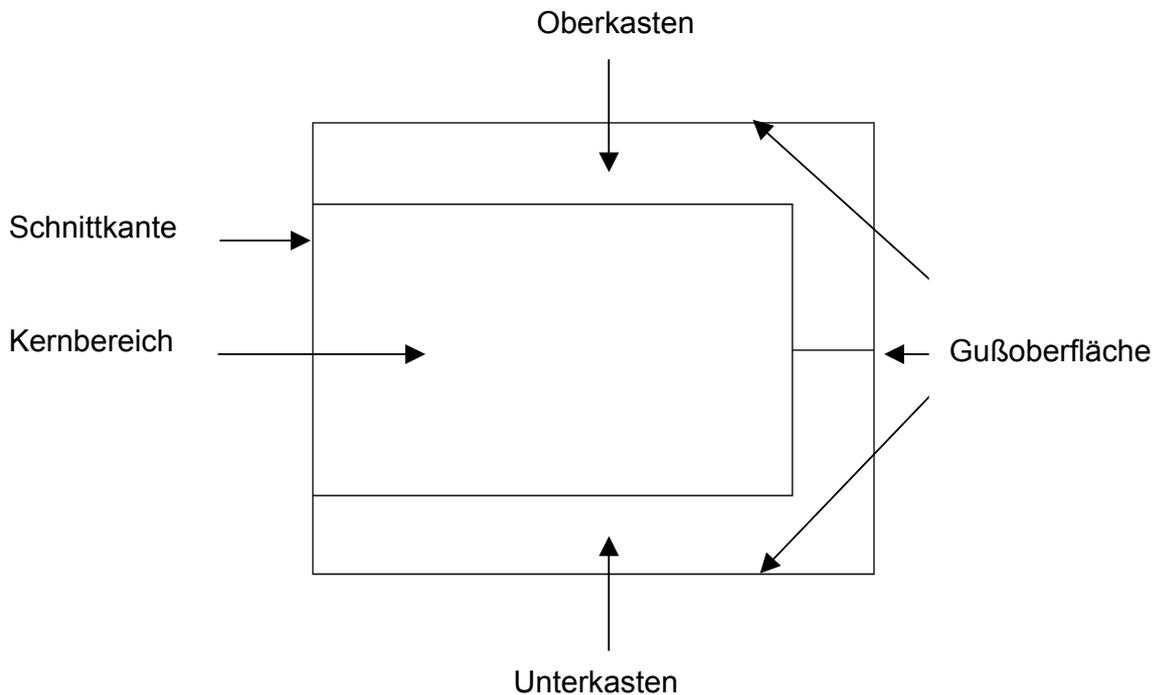


Bild 3.24 Schematische Darstellung der Meßbereiche zur Untersuchung der prozentualen Porenfläche der aus den Gußstücken entnommenen Proben

### 3.4.6.1 Versuchsserien mit unveredelter Schmelze zur Ermittlung des Formstoffeinflusses

In allen Versuchsserien wurde mit Neusandmischungen, die 8 Gewichtsteile Bentonit enthielten, oder mit Betriebssand gearbeitet. Bei den Gußstücken kann davon ausgegangen werden, daß keine speisungsbedingten Lunker vorhanden sind, so daß die gemessene Porenfläche nur durch Gasporen gebildet wird, siehe Kapitel 4.1.

Bild 3.25 zeigt die prozentuale Porenfläche der in verschiedene Formstoffe abgegossenen Gußstücke. Der Na-aktivierte Calciumbentonit zeigt die geringste Porenfläche, der Betriebssand aufgrund des größeren Wassergehaltes des Formstoffs bei gleicher Verdichtbarkeit erwartungsgemäß die Größte. Die durch den mit Wyoming-Bentonit hervorgerufene Porenfläche im Gußstück liegt ebenfalls auf einem geringen Niveau. Auffällig ist die deutlich größere Porenfläche der Gußstücke, die in einen mit Calciumbentonit gebundenen Formstoff abgegossen wurden.

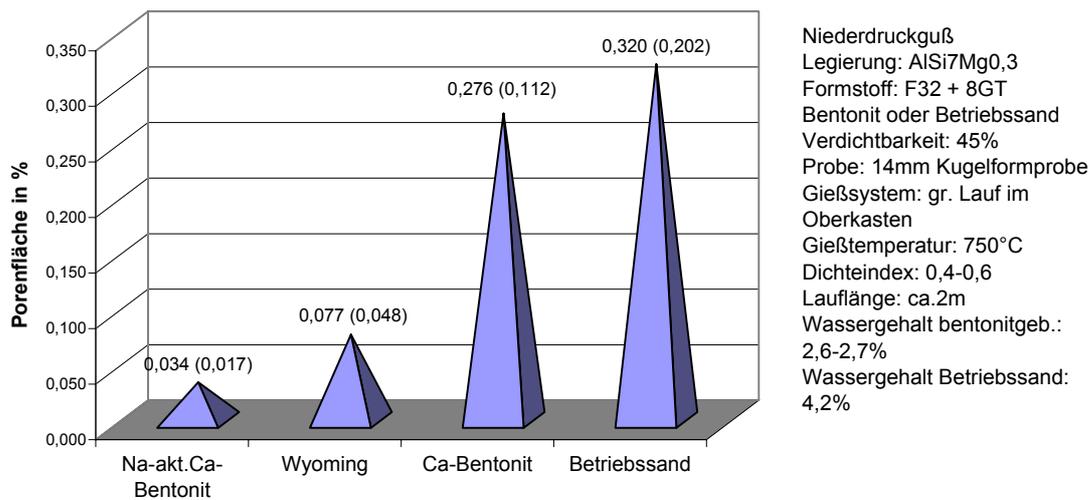


Bild 3.25 Porenfläche der in verschiedene Formstoffe abgegossenen Probe-gußstücke aus der unveredelten Legierung EN AC-AISi7Mg0,3

Bild 3.26 zeigt die Porenflächen von Gußstücken, die in Formstoffe abgegossen wurden, die Wyoming-Bentonit und Na-aktivierten Ca-Bentonit als Binder enthielten. Die Verdichtbarkeit der Formstoffe betrug 60%. In dieser Darstellung wird die Lage der Meßpunkte berücksichtigt. Es zeigt sich deutlich, daß der Kernbereich weniger Poren enthält. Dies zeigte sich in allen ausgewerteten Versuchen. Die Werte über den Pyramiden stehen für die Mittelwerte bezogen auf die Lage der Meßpunkte in der Form. Der Gesamtmittelwert mit der Standardabweichung in Klammern steht darüber. Durch die erhöhte Verdichtbarkeit, was einen erhöhten Wassergehalt der Formstoffe nach sich zieht, sind die Porenanteile der Gußstücke auf einem etwas höheren Niveau im Vergleich zu den vorangegangenen Versuchen.

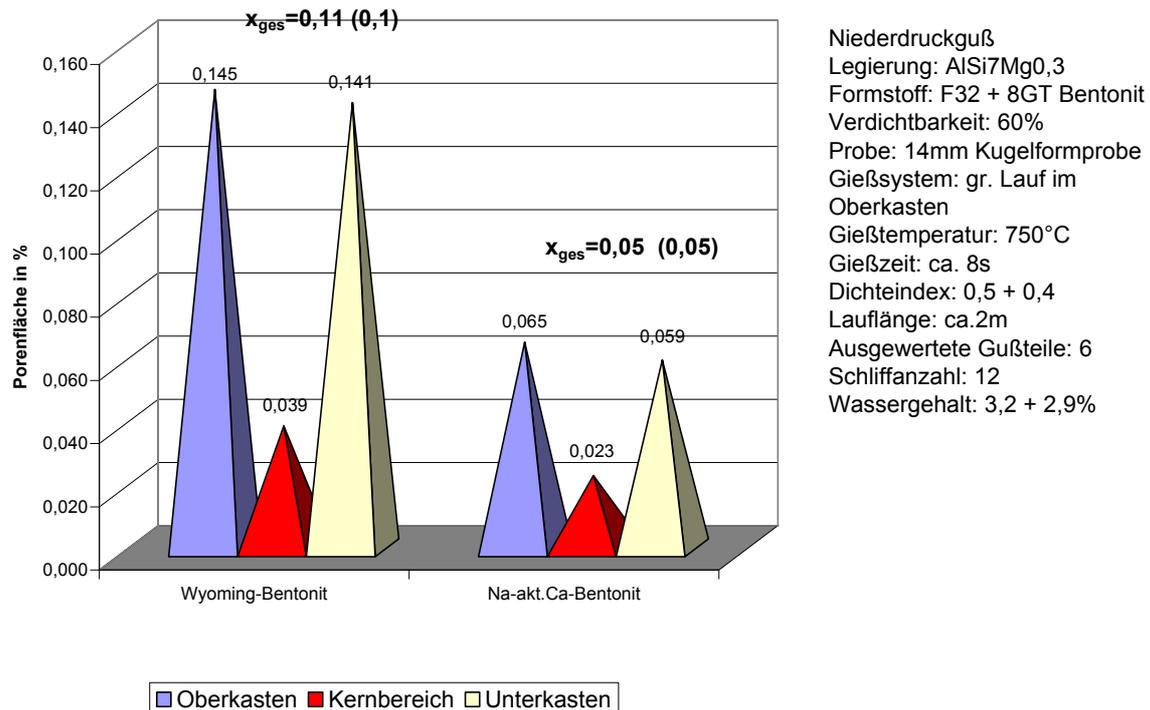


Bild 3.26 Porenfläche von Probegußstücken, die in mit unterschiedlichen Bentoniten gebundene Formstoffe bei einer erhöhten Verdichtbarkeit abgegossen wurden, mit der unveredelten Legierung EN AC-AISi7Mg0,3

### 3.4.6.2 Versuchsserien mit Sr-veredelter Schmelze zur Untersuchung des Formstoffeinflusses

In diesen Versuchsserien wurde die Strontium-veredelte Legierung EN AC-AISi7Mg verwendet. Es wurde ein Strontiumgehalt von 230-250ppm mit der Vorlegierung AlSr10 eingestellt. Die Gußstücke wurden im Niederdruckguß mit dem Modell mit großem Lauf im Oberkasten gefertigt, siehe Bild 3.21.

Bild 3.27 zeigt die Ergebnisse der Porenflächenuntersuchungen mit verschiedenen Formstoffen in Sr-veredelter Schmelze, welche die Ergebnisse aus den Versuchsserien mit unveredelter Schmelze bestätigen. Auch hier wurde durch das aus dem mit Na-aktiviertem Calciumbentonit gebundenen Formstoff entweichende Wasser die geringste Porenfläche im Gußstück erzeugt, gefolgt vom mit Wyoming-Bentonit gebundenen Formstoff. Diejenigen Gußstücke, die in einen mit Calciumbentonit gebundenen Formstoff abgegossen wurden, zeigten eine deutlich größere Porenfläche. Bemerkenswert ist zudem, daß der Betriebssand nur eine Porenfläche von ca. 1% hervorruft, obwohl er aufgrund des hohen Schlammstoffgehaltes von ca. 17%, im Gegensatz zu den anderen Formstoffen mit einem Schlammstoffgehalt von 6,3-6,6%, etwa 2% mehr Wasser im Formstoff enthält. Der nach dem wasserfreien PU-Verfahren hergestellte Formstoff bewirkt den geringsten Porenanteil. Die vorhandenen Poren in diesen Proben sind fast ausschließlich auf den Ausgangswasserstoff-

gehalt der Schmelze zurückzuführen. Eine Wasserstoffaufnahme durch Turbulenzen ist nahezu auszuschließen. Damit lassen sich bei den anderen Versuchsserien die Wasserstoffanteile aus der Schmelze und aus dem Formstoff, die zur Wasserstoffporenbildung führen, quantitativ trennen. Das aus dem mit Na-aktiviertem Calciumbentonit gebundene Formstoff entweichende Wasser bewirkte ca. 2/3 der Gesamtporosität, das aus dem Betriebssand entweichende Wasser ca. 3/4. Der übrige Porenanteil ist wie beim PU-Verfahren auf den Ausgangswasserstoffgehalt der Schmelze vor dem Gießen zurückzuführen.

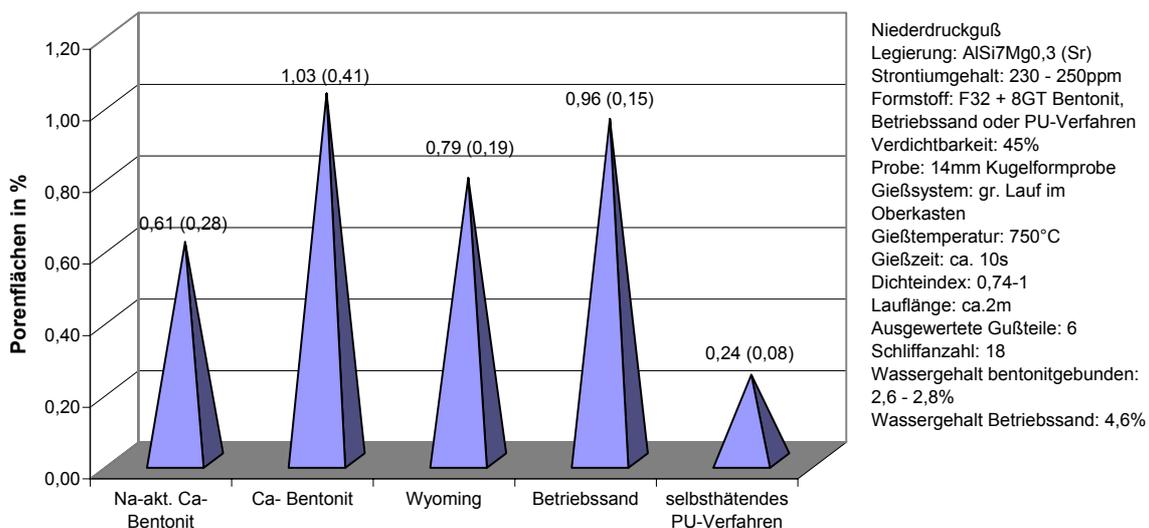


Bild 3.27 Porenflächen der in mit verschiedenen Formstoffen mit der Sr-veredelten Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 abgegossenen Probegußstücke

### 3.4.6.3 Versuchsserien mit Na-veredelter Schmelze zur Untersuchung des Formstoffeinflusses

In diesen Versuchsserien wurde mit Na-veredelter Schmelze der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 gearbeitet, der Na-Gehalt lag bei ca. 70ppm. Für diese Versuchsserien wurde das Gießsystem mit großem Lauf im Unterkasten verwendet. Hierbei handelte es sich um Stichversuche, es wurden je Versuchsserie 4 Gußstücke ausgewertet, denen je zwei Proben entnommen wurden, deren Porenfläche mittels automatischer Bildanalyse bestimmt wurde. Die Gußstücke wurden alle mit der gleichen Schmelze hintereinander im Schwerkraftguß bei der Aluminiumgießerei Ohm und Häner Metallwerk in Olpe abgegossen. Die Versuchsserien bestätigen die Ergebnisse der vorangegangenen Versuchsserien. Der mit Na-aktiviertem Calciumbentonit gebundene Formstoff hat die geringste Porosität im Vergleich der Naßgußsande zur Folge, der mit Calciumbentonit gebundene Formstoff und der Betriebssand zeigen deutlich höhere Werte. Erwartungsgemäß wiesen die Gußstücke, die in den wasserfreien Form-

stoff gegossen wurden die geringsten Werte auf, da hier keine Wasseraufnahme aus dem Formstoff stattfinden kann, siehe Bild 3.28. Das Niveau ist gegenüber den Serien im Niederdruckguß mit Sr-veredelter stark erhöht, was auf die Turbulenzen beim Schwerkraftguß zurückzuführen ist, vergleiche Bild 3.30, und nicht auf das Veredlungsmittel.

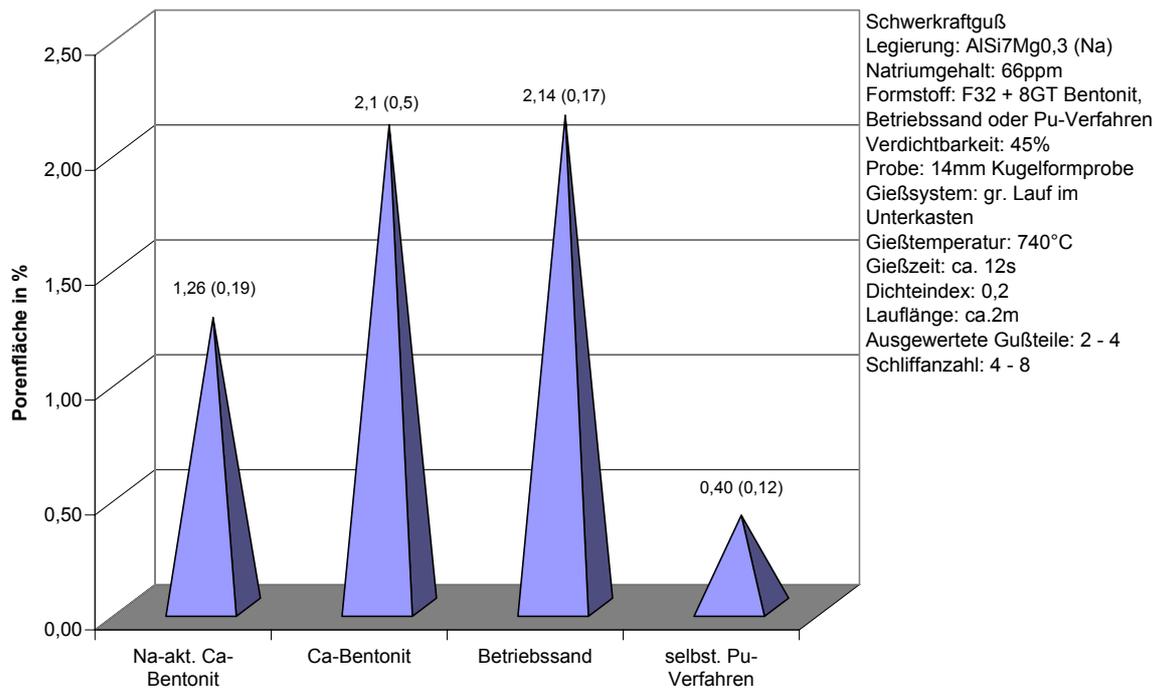


Bild 3.28 Porenflächen der in mit verschiedenen Formstoffen mit der Na-veredelten Legierung EN AC-AISi7Mg0,3 abgegossenen Probegußstücke

Den Vergleich von Sr-veredelter und Na-veredelter Legierung zeigt Bild 3.29. Beide Versuchsserien wurden im Schwerkraftguß mit dem Gießsystem mit großem Lauf im Oberkasten mit dem gleichen Formstoff durchgeführt. Die Porosität der untersuchten Gußstücke lag auf einem vergleichbaren Niveau. Die Art des Veredlungsmittels scheint demnach keinen Einfluß auf die Höhe der Porosität im Gußstück zu haben.

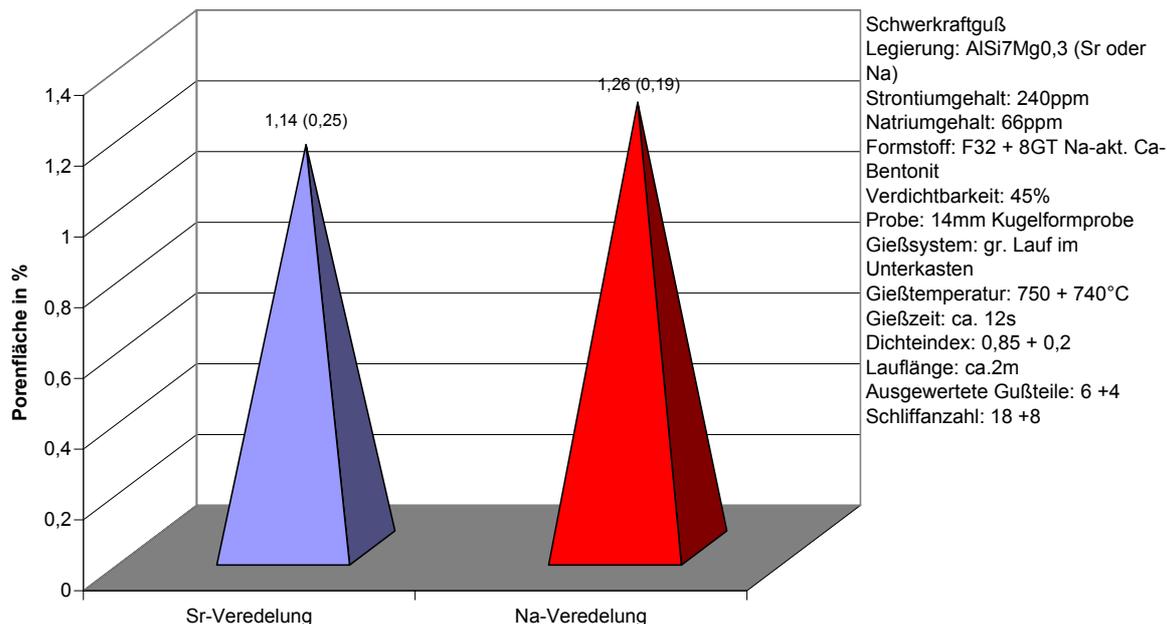


Bild 3.29 Vergleich von Na- und Sr-Veredelung mit einem Formstoff im Schwerkraftguß mit der Legierung EN AC-AISi7Mg0,3

#### 3.4.6.4 Versuchsserien zur Ermittlung des Einflusses der Formfüllung

Zusätzlich zu den Versuchsserien zur Ermittlung des Einflusses verschiedener Formstoffe auf die Bildung von Gasporosität im Gußstück wurden Versuchsserien zur Quantifizierung des Einflusses der Formfüllung durchgeführt. Es wurden zum einen Versuchsserien im Niederdruckguß und im Schwerkraftguß gegenübergestellt und zum anderen wurden Gießsysteme mit unterschiedlichen Laufquerschnitten miteinander verglichen. Bei den Versuchsserien im Schwerkraftguß wurde ein Nielsen-Einguß verwendet und kein Filter eingesetzt, ansonsten wurde das Gießsystem vom Niederdruckguß übernommen. Als Legierung diente die Sr-veredelte Legierung EN AC-AISi7Mg0,3.

Bild 3.30 zeigt eine Gegenüberstellung der Ergebnisse der Porenflächenuntersuchung der Abgüsse im Schwerkraftguß und im Niederdruckguß mit den Gießsystemen in Bild 3.21 und Bild 3.22. Als Formstoffbinder wurde bei allen Versuchen Na-aktivierter Calciumbentonit verwendet. Es zeigt sich deutlich, daß durch den Schwerkraftguß bei allen Versuchsserien aufgrund von Turbulenzen mehr Poren im Gußstück erzeugt wurden als durch Niederdruckguß.

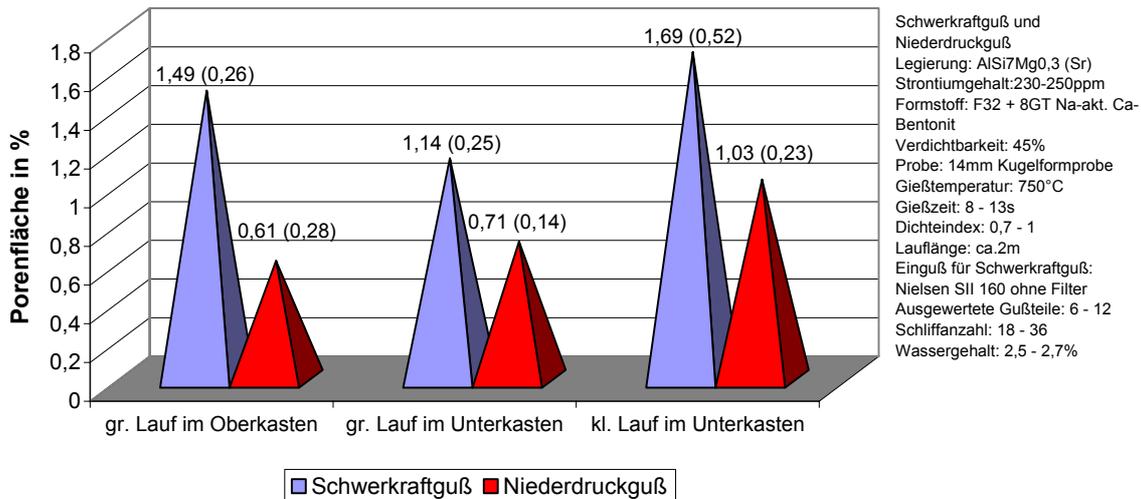


Bild 3.30 Vergleich von Schwerkraftguß und Niederdruckguß mit der Sr-veredelten Legierung EN AC- $\text{AlSi7Mg0,3}$  anhand von drei verschiedenen Gießsystemen in Bezug auf die im Gußstück entstandene Gasporosität

Bild 3.31 zeigt den Vergleich von Versuchen, die im Niederdruckguß mit zwei verschiedenen Gießsystemen, die sich durch den Laufquerschnitt unterscheiden, durchgeführt wurden. Es wurden jeweils zwei Versuchsserien an verschiedenen Tagen, jedoch mit vergleichbaren Parametern durchgeführt. Hierbei wurde eine gute Reproduzierbarkeit erreicht. Durch eine Verringerung des Laufquerschnittes wurde eine Erhöhung des Porenanteils im Gußteil bewirkt. Die kritische Gießgeschwindigkeit von 50cm/s wird überschritten, wodurch der Metallstrom während der Formfüllung aufreißt und Oberflächenturbulenzen auftreten. In erster Näherung läßt sich die Gießgeschwindigkeit nach Formel 2.13 berechnen, sie liegt für den großen Lauf bei ca. 40cm/s und für den kleinen bei ca. 90cm/s.

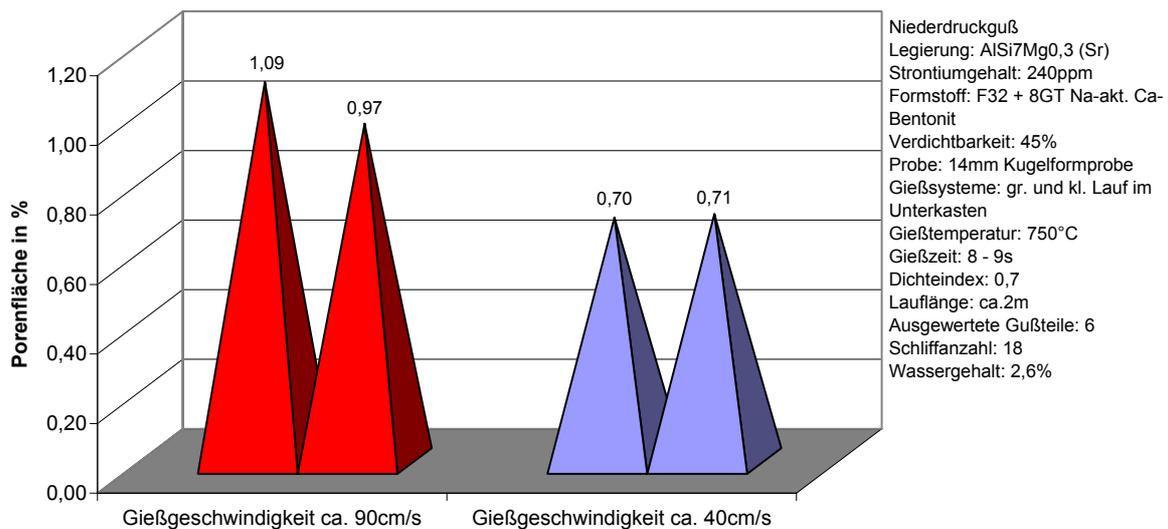


Bild 3.31 Vergleich der beiden Gießsysteme mit Lauf im Unterkasten im Niederdruckguß, wobei je zwei Versuchsserien mit gleichen Parametern zur Überprüfung der Reproduzierbarkeit gezeigt werden

### 3.4.7 Zusammenfassung der Gießversuche

In den Versuchsserien mit unveredelter Schmelze bewirkte das aus dem mit Na-aktiviertem Calciumbentonit gebundenen Formstoff entweichende Wasser die geringsten Porenanteile im Gußstück, gefolgt vom Wyoming-Bentonit. Die größte Porosität wurde durch den Betriebssand hervorgerufen. Der Einfluß des Schlammstoffgehaltes, der eine starke Erhöhung des absoluten Wassergehaltes im Formstoff bewirkt und somit mehr Wasserstoff an die Schmelze abgegeben werden kann, zeigt sich deutlich. Das am Schlammstoff gebundene Wasser ist sehr schwach gebunden und kann somit leicht abgegeben werden. Auffällig ist der hohe Porenanteil der Gußstücke, die in einen mit Calciumbentonit gebundenen Formstoff abgegossen wurden. Dies ist damit zu begründen, daß ein Calciumbentonit sein Adsorptions- und Zwischenschichtwasser schneller abgibt als ein Na-aktivierter Calciumbentonit bzw. ein natürlicher Natriumbentonit / 65/. Durch eine Erhöhung der Verdichtbarkeit und somit des Wassergehaltes des Formstoffes wurde der Porenanteil im Gußstück leicht erhöht. Dies läßt sich damit begründen, daß das zusätzliche Wasser weiter von den Hydrathüllen entfernt angelagert wird und somit schwächer gebunden ist, weshalb es sich auch wieder leicht verflüchtigen kann.

Die Ergebnisse der Porenflächenuntersuchungen mit verschiedenen Formstoffen in Sr- und Na-veredelter Schmelze bestätigen die Ergebnisse aus den Versuchsserien mit unveredelter Schmelze. Auch hier erzeugte das aus dem mit Na-aktiviertem Calciumbentonit gebundenen Formstoff entweichende Wasser die geringste Porenfläche im Gußstück, gefolgt von dem aus dem mit Wyoming-Bentonit gebundenen Form-

stoff entweichende Wasser. Diejenigen Gußstücke, die in einen mit Calciumbentonit gebundenen Formstoff und in einen Betriebssand abgegossen wurden, zeigten eine deutlich größere Porenfläche. Der nach dem wasserfreien PU-Verfahren hergestellte Formstoff bewirkte den geringsten Porenanteil. Die vorhandenen Poren sind fast ausschließlich auf den Anfangswasserstoffgehalt der Schmelze zurückzuführen. Damit lassen sich bei den anderen Versuchsserien die Wasserstoffanteile aus der Schmelze und aus dem Formstoff, die zur Wasserstoffporenbildung führen, quantitativ trennen. Das aus dem Formstoff entweichende Wasser bewirkt somit mindestens zwei Drittel der Gesamtporosität bei den Probgußteilen, die im Niederdruckguß gegossen wurden.

Die Unterschiede zwischen den untersuchten Naßgußsanden sind nicht so stark wie vermutet. Dies kann zum einen mit der ähnlichen Abgabe des Adsorptions- und Zwischenschichtwassers der Bentonite, zum anderen mit dem fast identischen Verlauf der DTA von Formstoffmischungen im Temperaturbereich bis 100°C begründet werden. Jedoch wurde gezeigt, daß die Verwendung von Naßgußsanden zu einer erhöhten Gasporosität im Gußstück im Vergleich zum wasserfreien Polyurethan-Verfahren führt.

Stärker wirkte sich jedoch die Art der Formfüllung auf die Porosität im Gußstück aus. Hierbei spielt das Gießverfahren eine große Rolle, wobei sich das Niederdruckgießverfahren deutlich vorteilhafter zeigt, als das Schwerkraftgießverfahren. Zudem wirkte sich die Gestaltung des Laufes auf die Porosität im Gußstück aus. Ein zu geringer Laufquerschnitt führt aufgrund der Überschreitung der kritischen Gießgeschwindigkeit und damit verstärkter Turbulenzbildung zu einer größeren Porosität.

### 3.4.8 Kriterium zur Herstellung porenarmer Gußstücke

Das nachfolgende Schema faßt die Ergebnisse der Gießversuche zusammen. Wenn die aufgezeigten Randbedingungen befolgt werden, sollte es möglich sein, porenarme Gußstücke im Aluminium-Sandguß herzustellen.

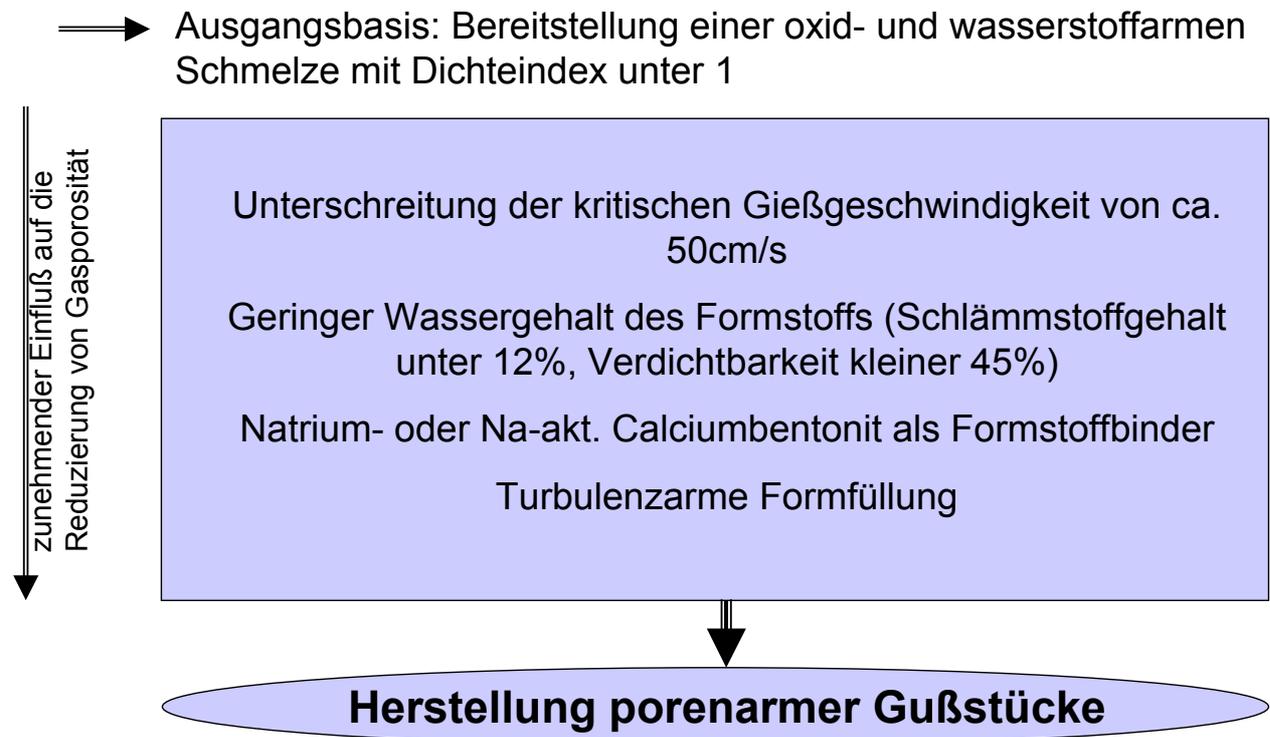


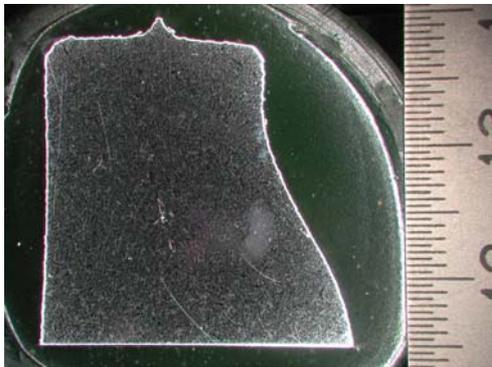
Bild 3.32 Schematische Darstellung der Ergebnisse der Gießversuche zur Minimierung der Gasporosität von Aluminium-Sandguß

## 4. Metallographische Untersuchungen

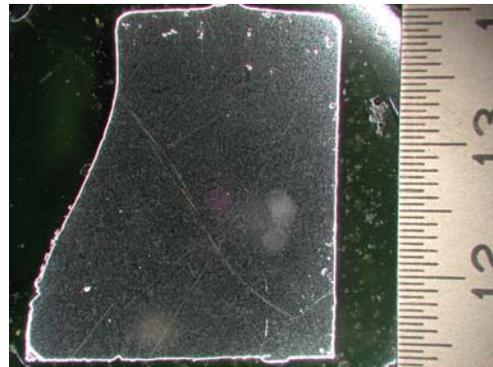
### 4.1 Bestimmung der Porenanteile und -lage

Zur Klärung der Frage, ob es sich bei den gemessenen Porenanteilen um Wasserstoffporosität oder um erstarrungsbedingte Mikrolunker handelt, sind in den folgenden Bildern Makroaufnahmen von verschiedenen Schliffen zu sehen.

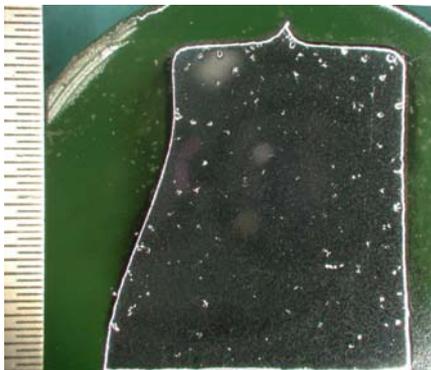
a) Na-aktivierter Ca-Bentonit



b) Wyoming-Bentonit



c) Ca-Bentonit



d) Betriebssand

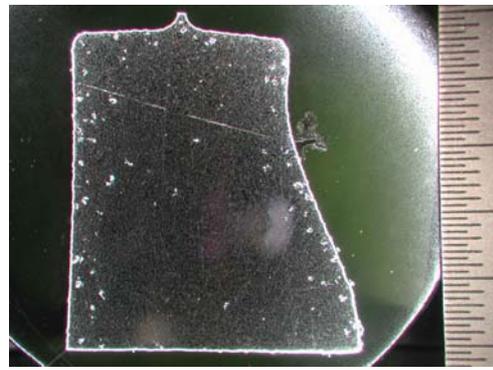


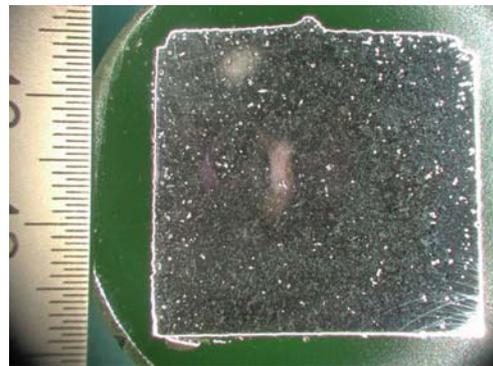
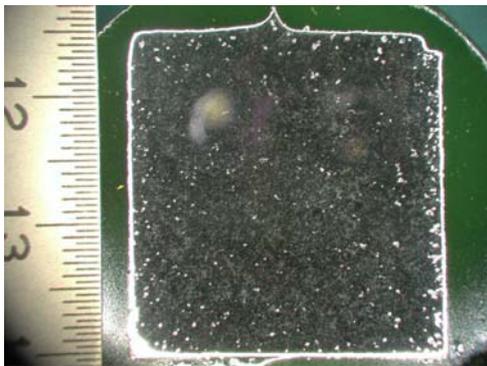
Bild 4.1 Schliffbilder aus Gußstücken, die in verschiedene Formstoffe mit unveredelter Schmelze im Niederdruckguß vergossen wurden: a) Na-aktivierter Ca-Bentonit, b) Wyoming-Bentonit, c) Ca-Bentonit, d) Betriebssand

Bild 4.1 zeigt vier Makroschliffe aus Gußteilen, die in mit Na-aktiviertem Ca-Bentonit, mit Wyoming-Bentonit oder mit Ca-Bentonit gebundenen Formstoff und in Betriebssand mit unveredelter Schmelze vergossen wurden. In a ist fast keine Pore zu erkennen. Dies läßt darauf schließen, daß in den Probegußstücken keine Speisungsprobleme, die zu Mikrolunkern führen können vorhanden sind. Zudem liegen in allen Schliffen die Poren fast ausschließlich am Rand. Beides deutet darauf hin, daß es

sich hier um Wasserstoffporen handelt, die durch das aus dem Formstoff beim Abguß entweichende Wasser hervorgerufen werden. Es zeigt sich deutlich, daß durch den mit Na-aktiviertem Ca-Bentonit gebundenen Formstoff die geringste Porosität verursacht wird. Auch der Schliff aus dem Gußstück, das in einen mit Wyoming-Bentonit gebundenen Formstoff gegossen wurde, zeigt nur vereinzelte Poren am Rand. Eine viel höhere Porosität wird durch mit Ca-Bentonit gebundenen Formstoff und den Betriebssand hervorgerufen, auch hier tritt die Porosität verstärkt in der Randzone auf.

a) Na-akt. Ca-Bentonit Niederdruckguß

b) Na-akt. Ca-Bentonit Schwerkraftguß



c) selbthärtendes PU-Verfahren Niederdruckguß

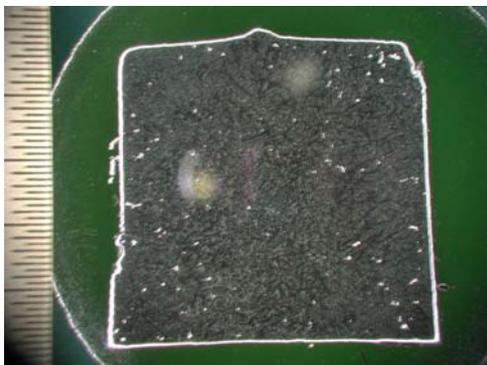


Bild 4.2 Schliffe aus Gußstücken, die mit zwei verschiedenen Gießverfahren und Formstoffen mit veredelter Schmelze gegossen wurden: a) Na-aktivierter Ca-Bentonit Niederdruckguß b) Na-aktivierter Ca-Bentonit Schwerkraftguß c) selbthärtendes Polyurethanverfahren Niederdruckguß

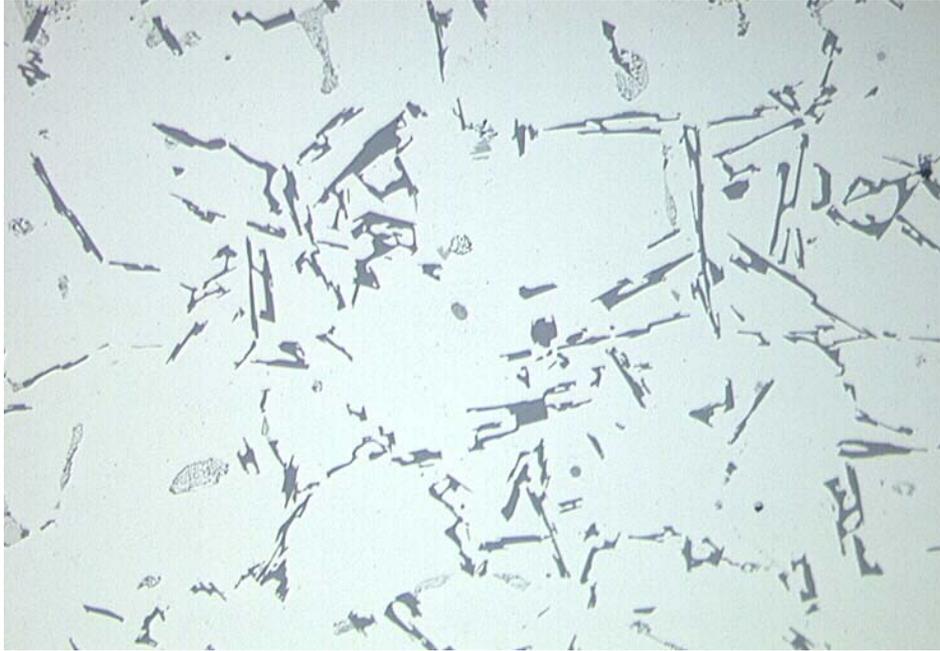
Bild 4.2 zeigt Schliffe aus Gußteilen, die mit Strontium-veredelter Schmelze abgegossen wurden. Die Porosität ist im Gegensatz zu den mit unveredelter Schmelze gegossenen Gußstücken deutlich erhöht. In a liegt der Großteil der Poren am Rand, weshalb auch hier davon ausgegangen werden kann, daß es sich um Wasserstoffporosität handelt. B zeigt mehr Poren, hervorgerufen durch die turbulenterere Formfüllung beim Schwerkraftguß. Hier sind auch mehr Poren im Kernbereich zu erkennen, die jedoch auf Turbulenzen und nicht auf Erstarrungsfehler zurückzuführen sind. Der

wasserfreie Formstoff c ruft erwartungsgemäß die geringste Porosität hervor. Zudem liegen die Poren nicht direkt am Rand, da kein Wasser aus dem Formstoff entweicht. Nur der Wasserstoffgehalt der Schmelze ist hier für die Gasblasenbildung verantwortlich.

## 4.2 Bestimmung der Veredelungswirkung

Bei der Legierung EN AC- $\text{AlSi7Mg0,3}$  sind neben der Ausscheidung von primären Aluminium-Mischkristalldendriten die Wachstumsvorgänge der eutektischen Körner für die Gefügebildung verantwortlich. Bei unveredeltem Eutektikum entstehen große, mit Schmelze durchsetzte eutektische Körner, in denen das eutektische Aluminium nur teilweise nachfolgt. Dieses Eutektikum wächst nur schwach gekoppelt. Die erheblich kleineren eutektischen Körner bei veredeltem Eutektikum wachsen dagegen langsam mit einer geschlossenen Wachstumsfront. Aufgrund der Veränderung der Wachstumskinetik des Siliciums wächst dieses in veredelten Schmelzen stärker verzweigt und eng gekoppelt mit dem eutektischen Aluminium / <sup>47/48/</sup> Bild 4.3 zeigt die Gefügebilder eines unveredelten und eines veredelten Probe-  
gußstückes. Das Gefügebild des unveredelten Gußstückes zeigt ein körniges Gefüge, welches durch polyedrisches (primäres) Silicium und durch regellos verteilte, grobe stäbchenförmige Siliciumkristalle gekennzeichnet ist. Das Eutektikum ist deutlich gröber ausgebildet als das des veredelten Gußstückes. Das Gefügebild des veredelten Gußstückes zeigt ein leicht unterveredeltes Gefüge, wie es für eine Strontium-Veredelung bei Sandguß üblich ist. Jedoch zeigen auch die unterveredelten Bereiche (rechts unten) ein feineres Gefüge als das unveredelte Eutektikum.

a) unveredelt



b) Sr-veredelt

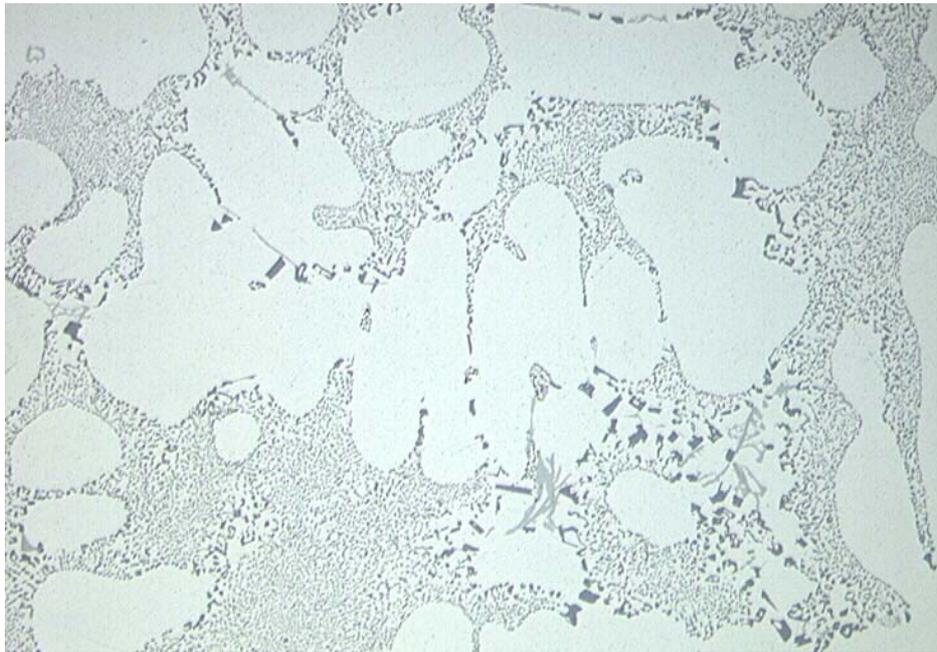


Bild 4.3 Gefügebilder eines a) unveredelten und b) veredelten Gußstückes, Maßstab 1:200, aus der Legierung EN AC-AISi7Mg0,3

### 4.3 Untersuchung der Porenmorphologie

Zur Untersuchung der Porenmorphologie wurden REM-Untersuchungen an Schliffen von Proben verschiedener Versuchsreihen durchgeführt. In Tabelle 4.1 sind die untersuchten Proben aufgeführt.

Probenbez.	Formstoff	Verfahren	Veredelung	Gießsystem
A	Betriebssand	ND	nein	gr. Lauf im Oberk.
B	Na-akt. Ca-Bentonit	ND	nein	gr. Lauf im Oberk.
C	Na-akt. Ca-Bentonit	ND	Sr	gr. Lauf im Oberk.
D	Na-akt. Ca-Bentonit	S	Sr	gr. Lauf im Oberk.
E	selbsth. PU-Verfahren	ND	Sr	gr. Lauf im Oberk.

Tabelle 4.1 Übersicht über die im REM untersuchten Proben

Die Probe A zeigt fast ausschließlich Poren am Rand, direkt unter der Gußhaut. Daher läßt sich schließen, daß es sich um Wasserstoffporen handelt, die durch das aus dem Formstoff entweichende Wasser gebildet werden. Die Poren sind groß und zerklüftet. Sie werden zu einer Zeit gebildet, zu der ein Dendritennetzwerk besteht, jedoch noch Schmelzkanäle in den Zwischenräumen vorliegen. Eine Ausdehnung der Poren ist in den Schmelzkanälen möglich, die Porenform wird vom Dendritennetzwerk bestimmt, siehe Bild 4.4.

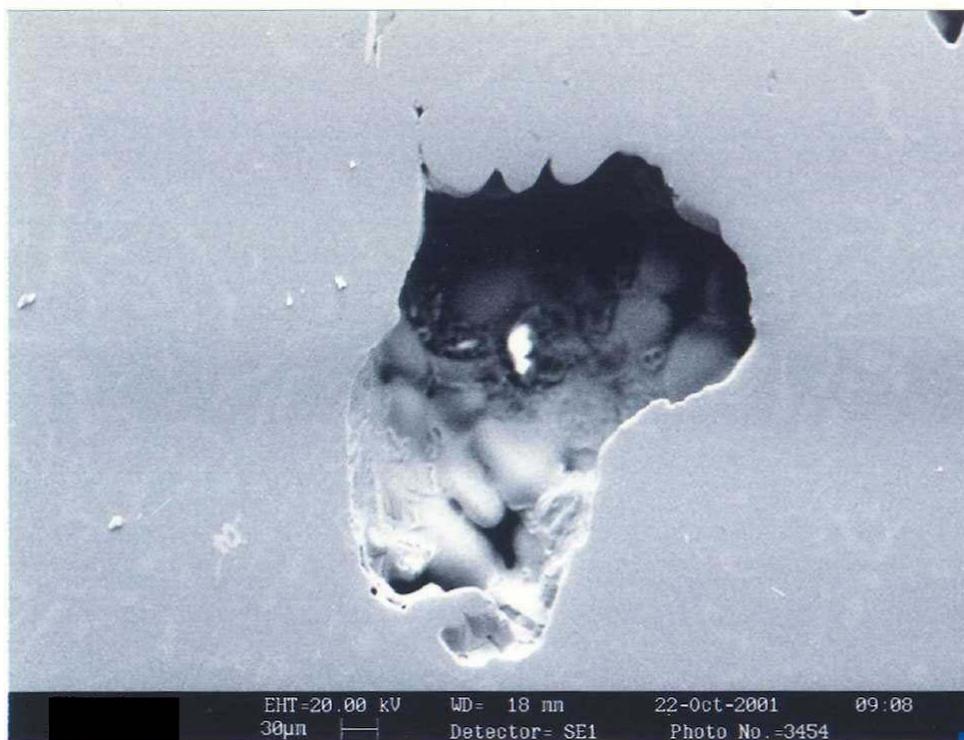
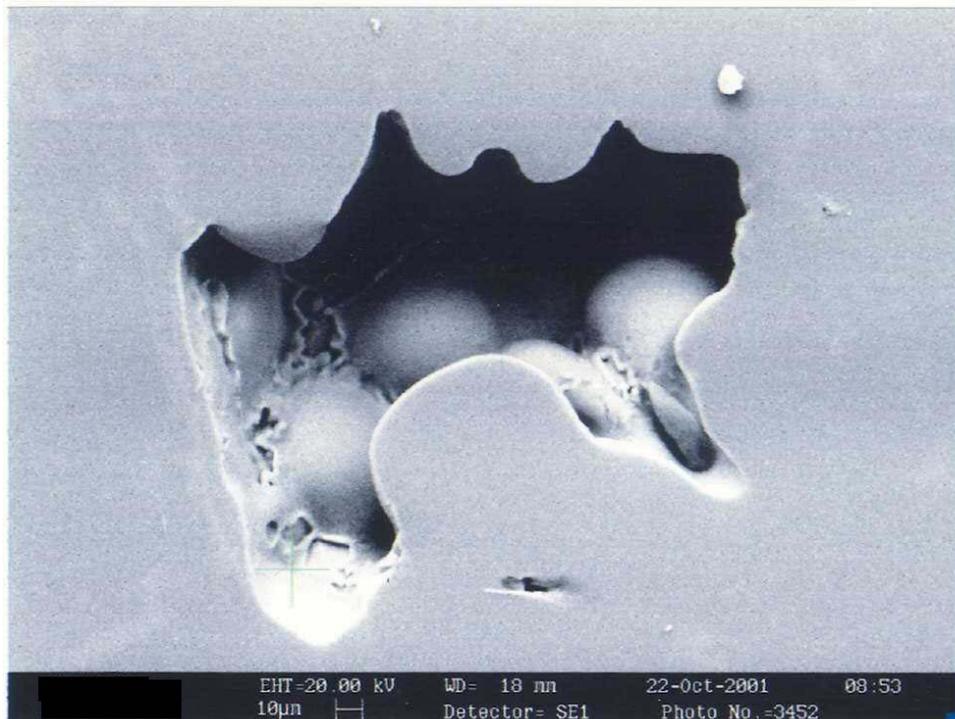


Bild 4.4 Poren am Rand der Probe A

Der Schliff der Probe B weist fast keine Poren auf, nur sehr vereinzelt sind einige Poren am Rand zu finden. Diese haben sich wahrscheinlich zu einem noch späteren Zeitpunkt als bei Probe A gebildet, da ihre Gestalt stärker zerklüftet ist. Das läßt darauf schließen, daß nur noch wenige Schmelzkanäle vorhanden waren, siehe Bild 4.5.

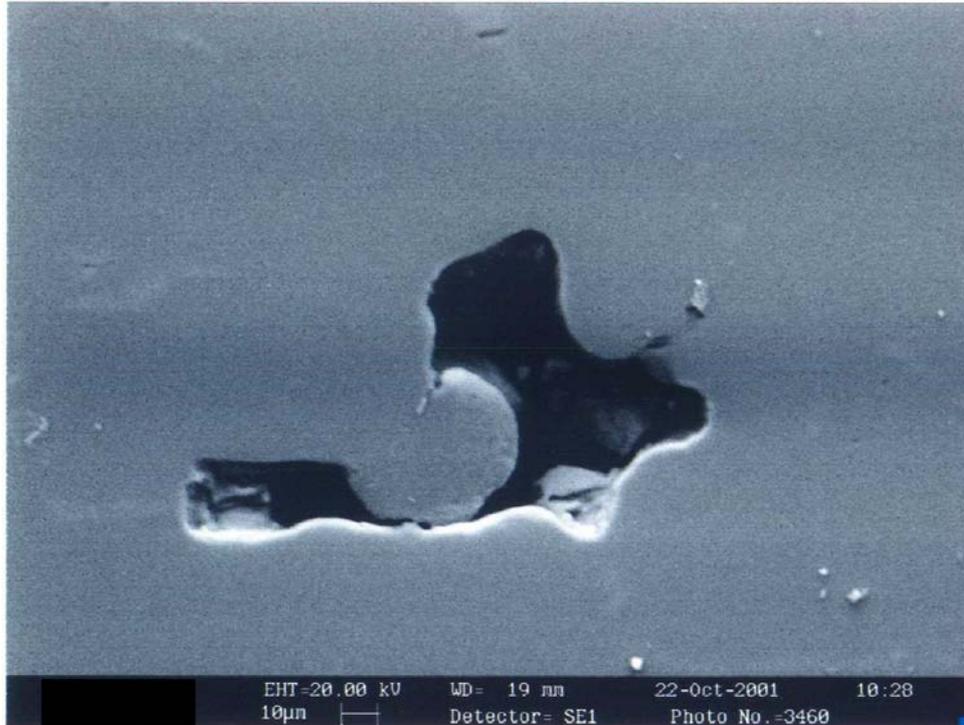


Bild 4.5 Pore am Rand der Probe B

Im Schliff C sind deutlich mehr Poren vorhanden, die jedoch auch überwiegend am Rand vorliegen. Bild 4.6 zeigt eine kleine Wasserstoffpore nahe der Gußhaut, die von  $Mg_2Si$ -Ausscheidungen umgeben ist. Eine weitere  $Mg_2Si$ -Phase ist rechts neben der Pore zu erkennen. Zudem sind auch Eisennadeln trotz des geringen Eisengehaltes der Legierung von ca. 0,1% zu erkennen. Die chemische Analyse hat eine Zusammensetzung dieser Phase von 68,02 atom% Aluminium, 19,78 atom% Silicium und 12,2 atom% Eisen ergeben. Das deutet auf die Phase  $Al_5FeSi$  hin.

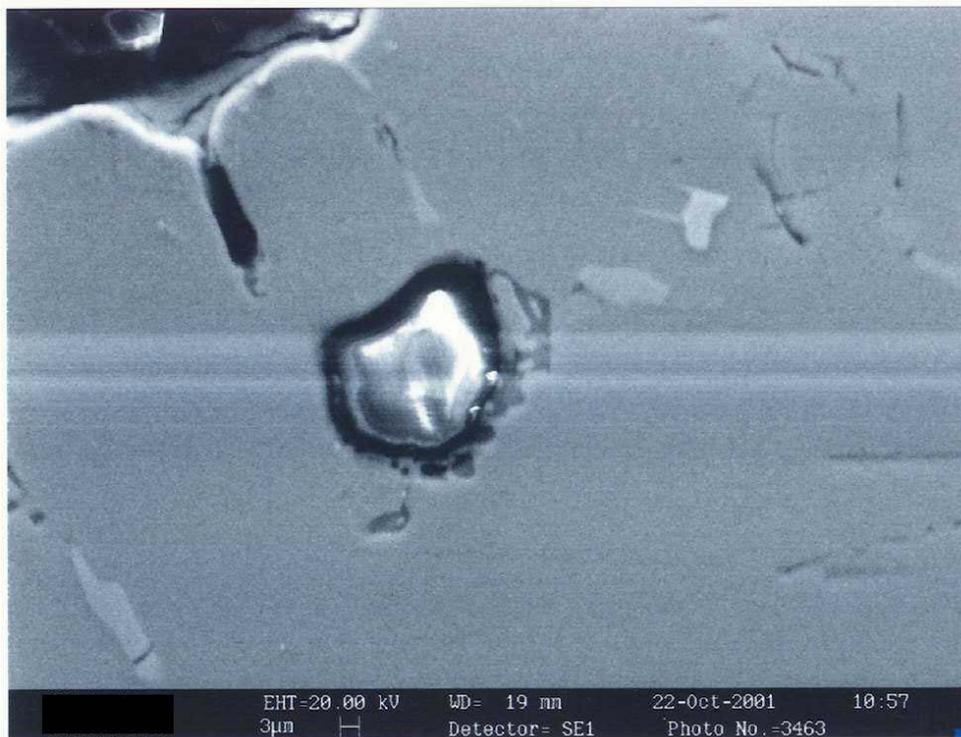


Bild 4.6 Pore am Rand der Probe C mit  $Mg_2Si$ - und  $Al_5FeSi$ -Ausscheidungen

Probe D zeigte die meisten Poren. Durch die aufgrund von Turbulenzen beim Schwerkraftguß hervorgerufene hohe Oxidzahl und der damit günstigen Keimbildungsbedingungen sind schon zu einem frühen Zeitpunkt Poren entstanden, weshalb auch große runde Poren vorliegen, Bild 4.7. Diese werden zu einem Zeitpunkt gebildet, zu dem überwiegend flüssige Phase vorliegt. Daher können die Poren unbeeinflusst vom sich ausbildenden Dendritennetzwerk wachsen. Auch hier sind links neben der Pore Eisennadeln zu erkennen.

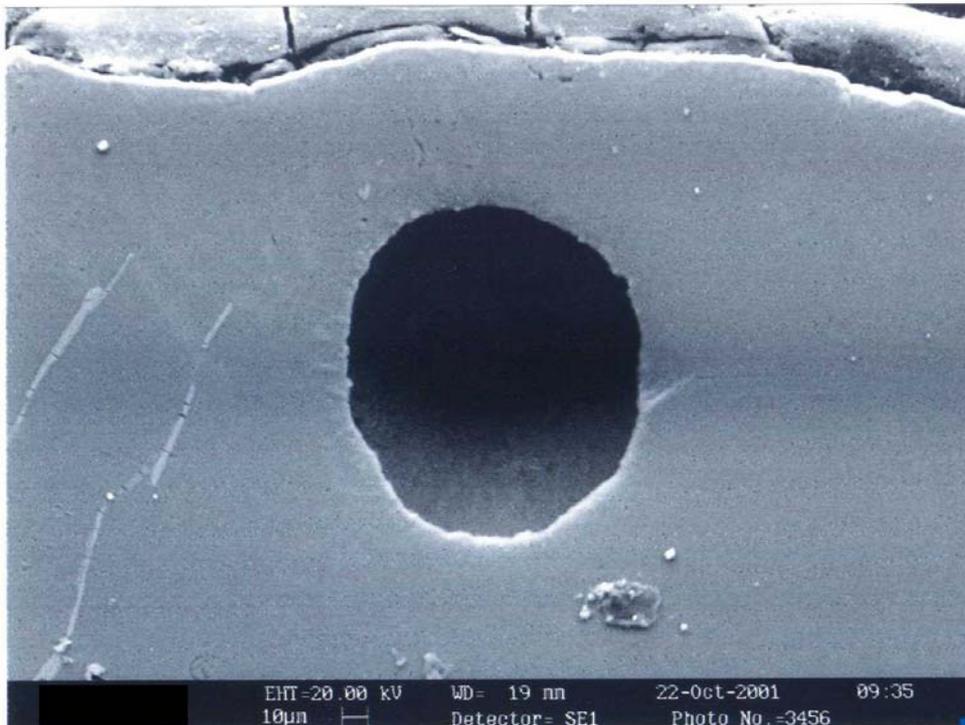


Bild 4.7 Pore am Rand der Probe D mit  $Al_5FeSi$ -Ausscheidungen

Der einzige Schliff, der keine Poren direkt unter der Gußhaut zeigt, ist Probe E. Dies ist darauf zurückzuführen, daß mit dem selbsthärtenden Polyurethan-Verfahren ein wasserfreier Formstoff verwendet wurde und somit keine Wasseraufnahme der Schmelze aus dem Formstoff stattfinden kann. Die in Bild 4.8 gezeigte Pore befindet sich somit auch nicht direkt unter der Gußhaut, sondern einige Millimeter weiter im Inneren des Gußstücks. Die Morphologie der Pore ähnelt den Poren der Schlitze A und B. Es ist davon auszugehen, daß der Entstehungszeitpunkt in etwa gleich ist.

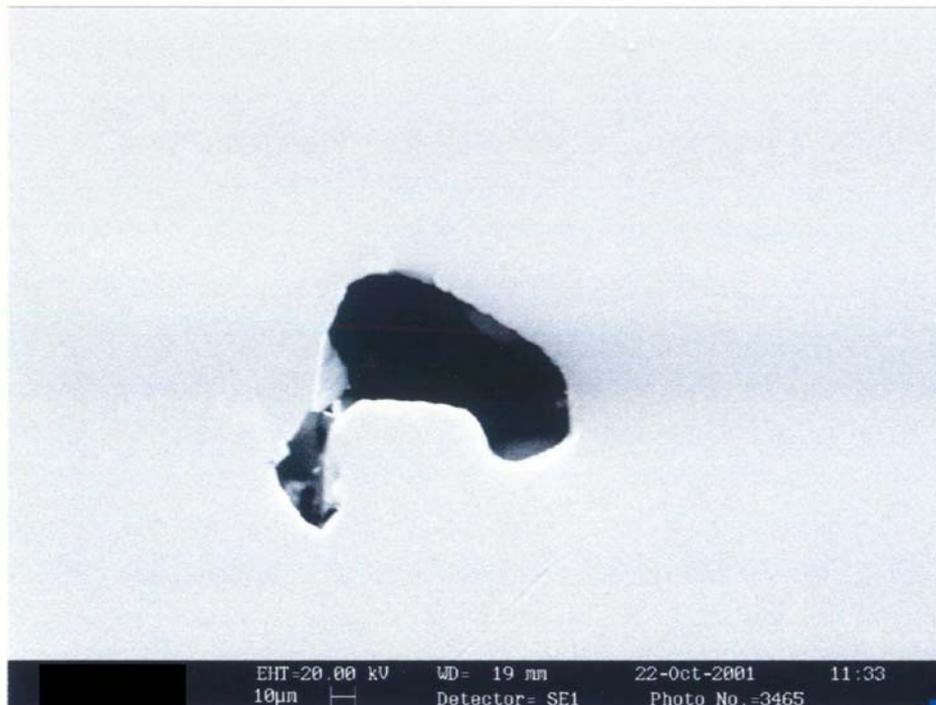


Bild 4.8 Pore in der Probe E

#### 4.4 Zusammenfassung der metallographischen Untersuchungen

Die Schliffbilder weisen eindeutig darauf hin, daß die in dieser Arbeit auftretenden Poren auf Gasporosität beruhen. Diese werden zum einen aus dem Anfangswasserstoffgehalt der Schmelze und zum anderen aus dem während des Abgusses von der Schmelze aufgenommenen, aus dem Formstoff entweichenden, Adsorptions- und Zwischenschichtwasser gebildet. Die Randlage der Poren weist darauf hin, daß der Wasserstoff in erster Linie durch formstoffbedingte Wasserstoffaufnahme aus der Schmelze stammt.

## 5. Dynamische mechanische Eigenschaften

### 5.1 Theoretische Grundlagen der Dauerschwingfestigkeit

Die im statischen Zugversuch ermittelten Festigkeitswerte lassen nur ungenügende Aussagen über das wirkliche Betriebsverhalten von Bauteilen zu, wenn die Betriebskräfte oder die im Betrieb auftretenden Momente in ihrer Größe oder ihrer Richtung zeitlichen Änderungen unterworfen sind. Diese Erfahrungen führten zum Begriff der Dauerschwingfestigkeit. Experimentell wurde ermittelt, daß diese immer weit unter der statischen Festigkeit liegt / 50/.

Unter Dauerbeanspruchung wird die Einwirkung von nach Größe und Richtung sich fortwährend regelmäßig oder unregelmäßig ändernden Kräften, Biege oder Verdrehmomenten auf Maschinen, Maschinenteile oder Maschinenelemente verstanden. Bei einer derartigen Beanspruchung kommt es weniger auf den zeitlichen Verlauf zwischen den Grenzwerten, sondern auf die Höhe der Grenzwerte selbst an. Es kann im allgemeinen angenommen werden, daß die Dauerbeanspruchung sinusförmig verläuft. Daher läßt sich auch der Spannungsverlauf durch eine Sinuskurve beschreiben. Die Zahl der in der Zeiteinheit erfolgten Schwingspiele ist so lange bedeutungslos, wie die Schwingspielzahl nicht sehr niedrig (z.B. einige Schwingspiele in der Stunde) oder so hoch wird, daß dadurch die Dauerfestigkeit beeinflussende Erwärmungen auftreten / 50/.

Die infolge der Betriebsbeanspruchung auftretenden Spannungen verteilen sich nicht gleichmäßig über den Querschnitt oder gradlinig von Rand zum Kern abnehmend, wie es den Grundgleichungen der Festigkeitslehre zugrunde liegt, sondern weichen mehr oder weniger von dieser Spannungsverteilung ab. Durch die Gestalt der Teile, die Oberflächengüte, Art der Krafteinleitung, Eigenspannungen, Werkstofffehler wie z.B. Poren im Gußstück usw. werden örtliche Spannungsspitzen hervorgerufen. Diese Spannungsspitzen bilden die Ausgangspunkte für Dauerschwingbrüche / 50/.

In der Praxis sind die Spannungs-Zeit-Verläufe häufig äußerst komplex. Der Beanspruchungsablauf kann determiniert erfolgen (periodisch oder aperiodisch), er kann aber auch mehr oder weniger stochastisch (regellos) verlaufen. Verallgemeinert wird von schwingender Beanspruchung gesprochen. Zum Vergleich verschiedener Werkstoffe bezüglich ihres Dauerschwingverhaltens sowie für grundsätzliche Untersuchungen über die Vorgänge bei Wechselbeanspruchung wird daher meist ein vereinfachter Versuch (Einstufenversuch) durchgeführt, bei dem sich die Sinusbeanspruchung während des Versuches nicht ändert / 51/.

Bei periodischer Beanspruchung wird zwischen den Bereichen Zugschwell-, Wechsel- und Druckschwellbelastung unterschieden, siehe Bild 5.1.

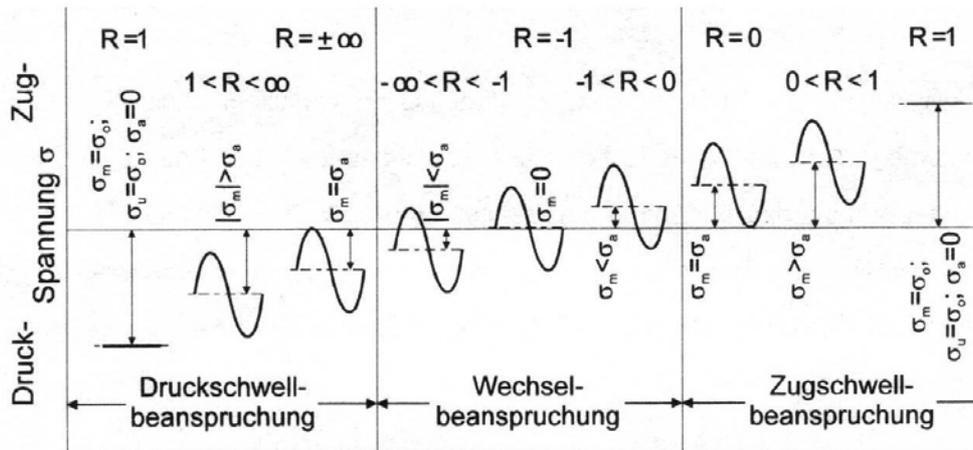


Bild 5.1 Bereiche der Schwingbeanspruchung / 52/

Der grundlegende technische Ermüdungsfestigkeitsversuch ist der auf A. Wöhler (1862) zurückgehende Einstufen-Schwingversuch, bei dem ungekerbte oder gekerbte, nicht genormte Probestäbe oder Bauteile einer periodisch wiederholten, im allgemeinen sinusförmigen Spannungsamplitude konstanter Größe (Zug-, Biege- oder Torsionsbelastung) bei gleichbleibender ruhender Mittellast unterworfen werden. Die bis zum Bruch der Proben aufgenommenen Schwingspielzahlen  $N_B$  werden zu den unterschiedlich hohen Spannungsamplituden horizontal aufgetragen. Daraus ergibt sich die Wöhler-Linie, siehe Bild 5.2.

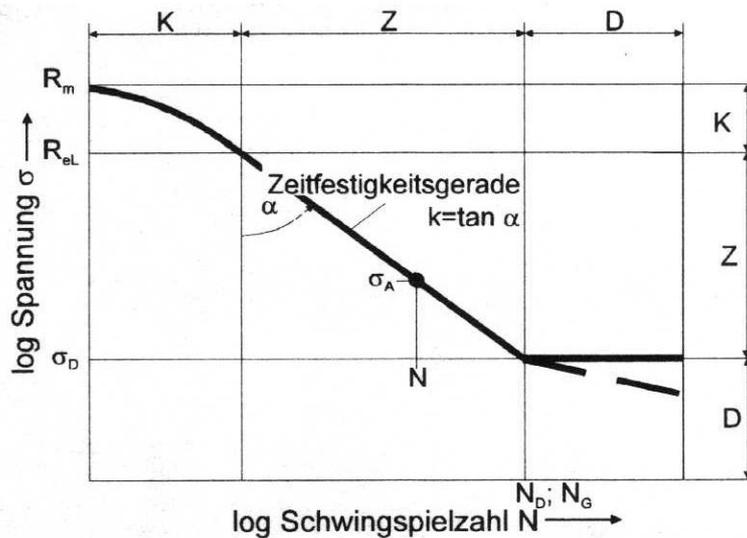


Bild 5.2 Kennwerte der Wöhler-Linie und Abgrenzung der Bereiche Dauerfestigkeit (D), Zeitfestigkeit (Z) und Kurzzeitfestigkeit (K) / 53/

Bei der üblichen doppellogarithmischen Darstellung erhält man einen Kurvenzug aus zwei Geraden. Der Knickpunkt kennzeichnet den Übergang von Zeitfestigkeit zu Dauerfestigkeit. Das Zeitfestigkeitsgebiet kann in zwei Abschnitte unterteilt werden,

den Bereich der Kurzzeitfestigkeit bis etwa  $N=5 \cdot 10^4$  und den eigentlichen Zeitfestigkeitsbereich bis etwa  $2 \cdot 10^6$  Schwingspiele. Das horizontale Auslaufen der Wöhler-Linie in den Dauerfestigkeitsbereich tritt nur bei Werkstoffen mit kubisch-raumzentriertem Gitter und interstitiell gelösten Atomen auf, während bei austenitischen Stählen, Kupfer- und Aluminiumlegierungen (kubisch-flächenzentrierte Gitter) ein weiterer stetiger Festigkeitsabfall zu beobachten ist. Ein Werkstoff gilt im allgemeinen dann als dauerhaft, wenn nach Erreichen der Grenzschwingspielzahl kein Bruch aufgetreten ist / 51/. Für Leichtmetalle wird eine Grenzschwingspielzahl von  $10 \cdot 50 \cdot 10^6$  angegeben / 55/.

In Bild 5.3 werden schematisch die wichtigsten Einflußgrößen auf das Schwingfestigkeitsverhalten hervorgehoben. Da in dieser Arbeit zwei unterschiedliche Beanspruchungsarten, zum einen Zug-Druck-Wechsel- und zum anderen Biege-Wechselbeanspruchung, auftreten, soll vor allem auf den Einfluß der Beanspruchungsart eingegangen werden, siehe Bild 5.3 b). Dabei steigt die Wechselfestigkeit mit zunehmender Inhomogenität des Spannungszustandes an, da bei inhomogener Beanspruchung nur kleinere Volumenteile den höchsten Spannungen ausgesetzt werden. Somit kommt es aus statistischen Gründen weniger leicht zur Anrißbildung / 51/.

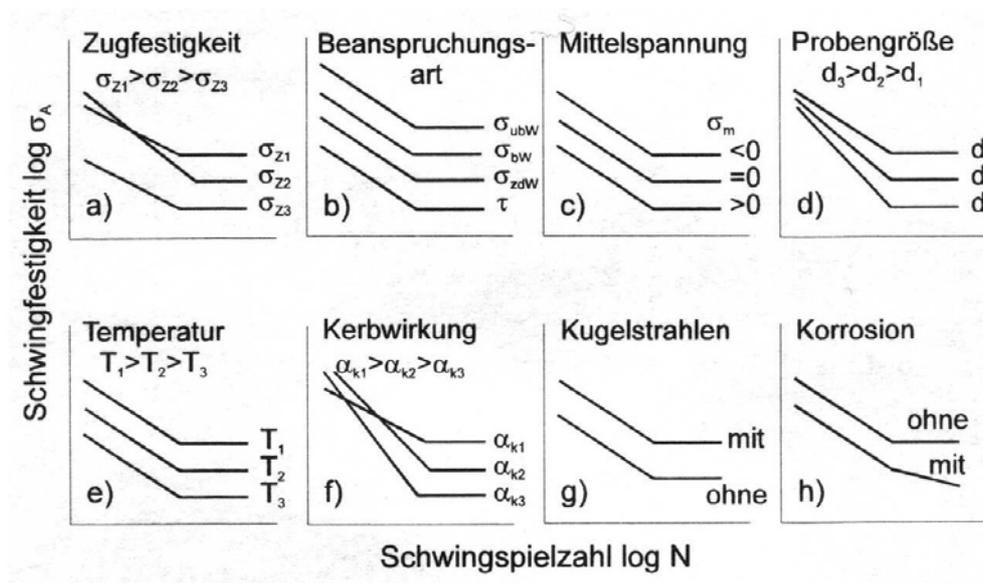


Bild 5.3 Schematische Darstellung der Einflußparameter auf die Schwingfestigkeit von Proben oder Bauteilen im Wöhler-Versuch / 54/

In dieser Arbeit wurden zwei Versuchsreihen zur Ermittlung der Dauerfestigkeit durchgeführt. Die erste Versuchsreihe diente der Untersuchung des Einflusses verschiedener Formstoffe mit bearbeiteter Prüffläche bei Zug-Druck-Wechselbelastung. In der zweiten Versuchsreihe wurde der Einfluß der Formfüllung untersucht, wobei hier mit Gußhaut unter Biegewechselbeanspruchung geprüft wurde.

## 5.2 Zug-Druck-Wechselfestigkeit

Zur Untersuchung des Formstoffeinflusses auf die Zug-Druck-Wechselfestigkeit wurden drei Versuchsserien mit verschiedenen Formstoffen, eine mit einem mit Ca-Bentonit gebundenen Formstoff, eine mit einem mit Na-aktiviertem Ca-Bentonit gebundenen Formstoff und eine mit einem Betriebssand als Formstoff durchgeführt. Als Gießverfahren diente das Niederdruckgußverfahren. Die Proben waren 15mm Rundproben. Das Modell für die Versuche zeigt Bild 5.4.

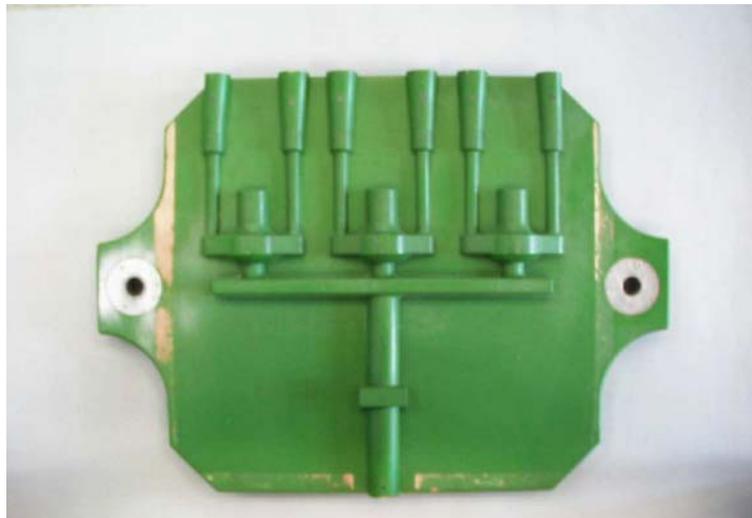


Bild 5.4 Modellplatte der Proben für die Zug-Druck-Wechselfestigkeit

Die gegossenen Proben wurden einer T6-Wärmebehandlung unterzogen. Darauf folgte die mechanische Bearbeitung bis zur endgültigen Probegeometrie nach ASTM E 466, siehe Bild 5.5. Die Proben wurden einer Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ausgesetzt mit  $R=-1$ . Es wurden Einstufenversuche mit unterschiedlichen Lastamplituden durchgeführt, als Grenzwahrscheinlichkeit des Zeitfestigkeitsbereichs wurden  $10^7$  Lastwechsel festgelegt.

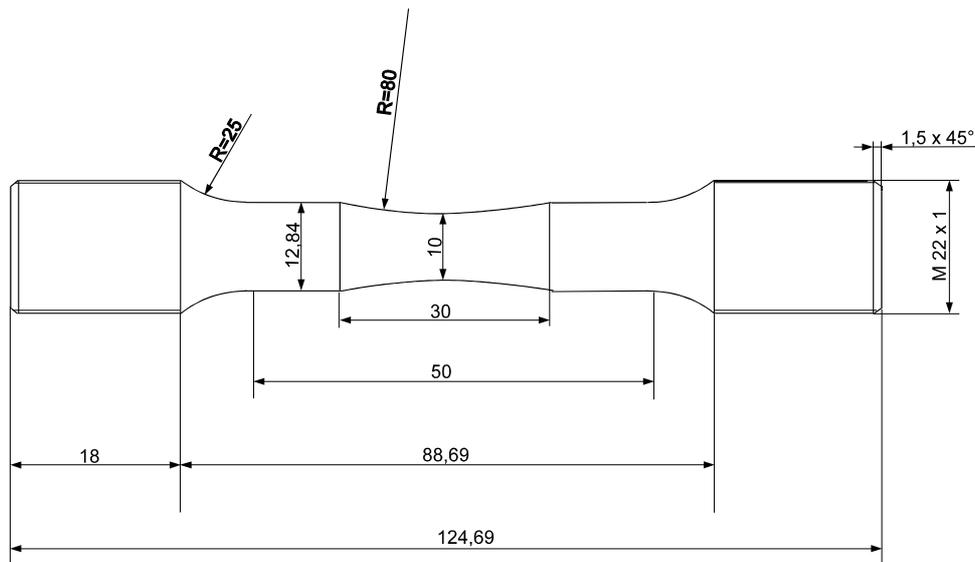


Bild 5.5 Probengeometrie zur Untersuchung der Zug-Druck-Wechselfestigkeit nach ASTM E 466

Bild 5.6 zeigt die Zug-Druck-Wechselfestigkeiten der drei Versuchsserien. Diese unterschieden sich durch den Formstoff in den sie gegossen wurden. Alle anderen Parameter waren identisch. Es ist zu erkennen, daß das Niveau der drei Versuchsserien vergleichbar ist. Unterschiede liegen innerhalb der Fehlertoleranz, die eingefügten Linien dienen nur als Trendlinie. Dies ist damit zu erklären, daß der Großteil der Poren, die durch das aus dem Formstoff entweichende Wasser gebildet werden, nahe der Gußoberfläche liegt. Diese wurde jedoch bei diesen Prüfkörpern bearbeitet. Die sonstige Gefügeausbildung ist bei allen Versuchsserien aufgrund der gleichen Parameter als identisch anzusehen, somit muß auch die Zeit- und Dauerfestigkeit der drei Versuchsserien das gleiche Niveau aufzeigen.

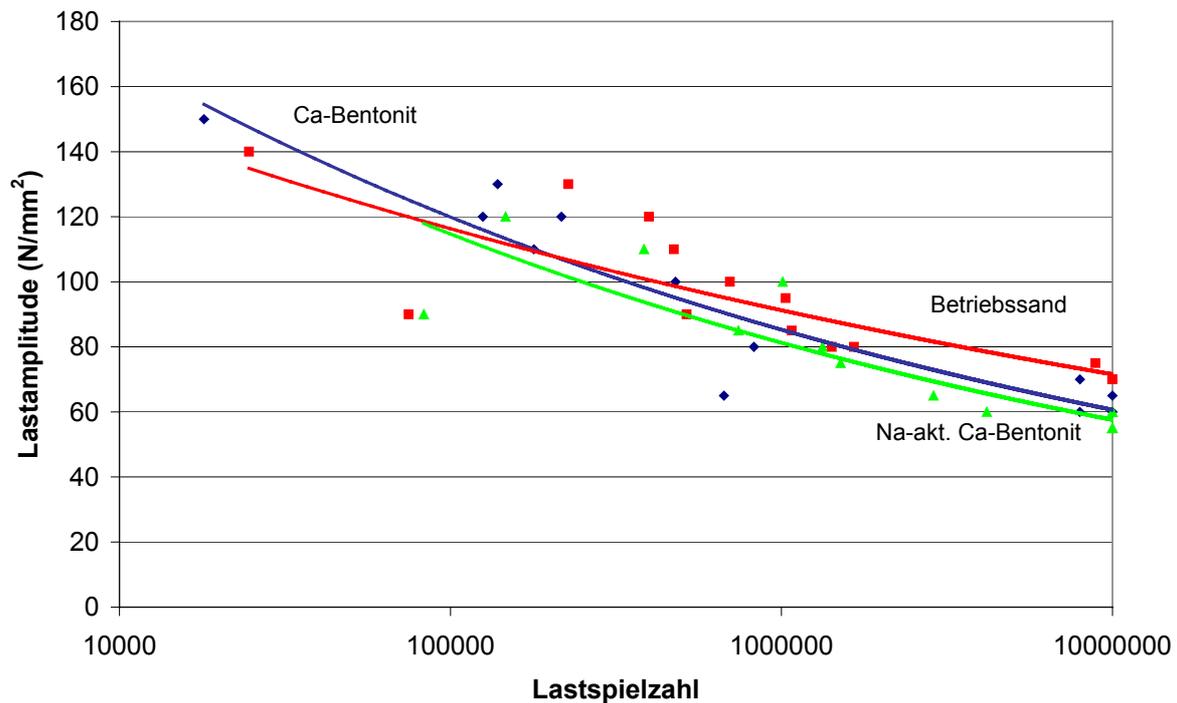


Bild 5.6 Zug-Druck-Wechselfestigkeit von Probestäben nach ASTM E 466 mit verschiedenen Formstoffen, Legierung EN AC-AISi7Mg0,3 Sr-veredelt, T6-wärmebehandelt

### 5.3 Biegewechselfestigkeit anhand von Kugelformproben

In einer zweiten Versuchsreihe zur Untersuchung des Einflusses der Formfüllung auf die Biegewechselfestigkeit wurden Kugelformproben im Niederdruckguß und im Schwerkraftguß hergestellt. Im Gegensatz zu den Probestäben wurde die Prüffläche nicht mechanisch bearbeitet, so daß die Gußhaut mit berücksichtigt wurde. Die Modellvorrichtung zeigt Bild 5.7. Die Probendicke im Prüfbereich betrug 6mm, die Länge 165mm und die Breite 50mm. Alle Proben wurden einer T6-Wärmebehandlung unterzogen. Die Untersuchungen wurden auf einem Mehrprobenprüfstand „RUMUL“ der Firma Georg Fischer Fahrzeugtechnik AG durchgeführt. Zur besseren Darstellung des Dauerfestigkeitsbereichs wurden Durchläufer bis über 30000000 Lastwechsel geprüft.

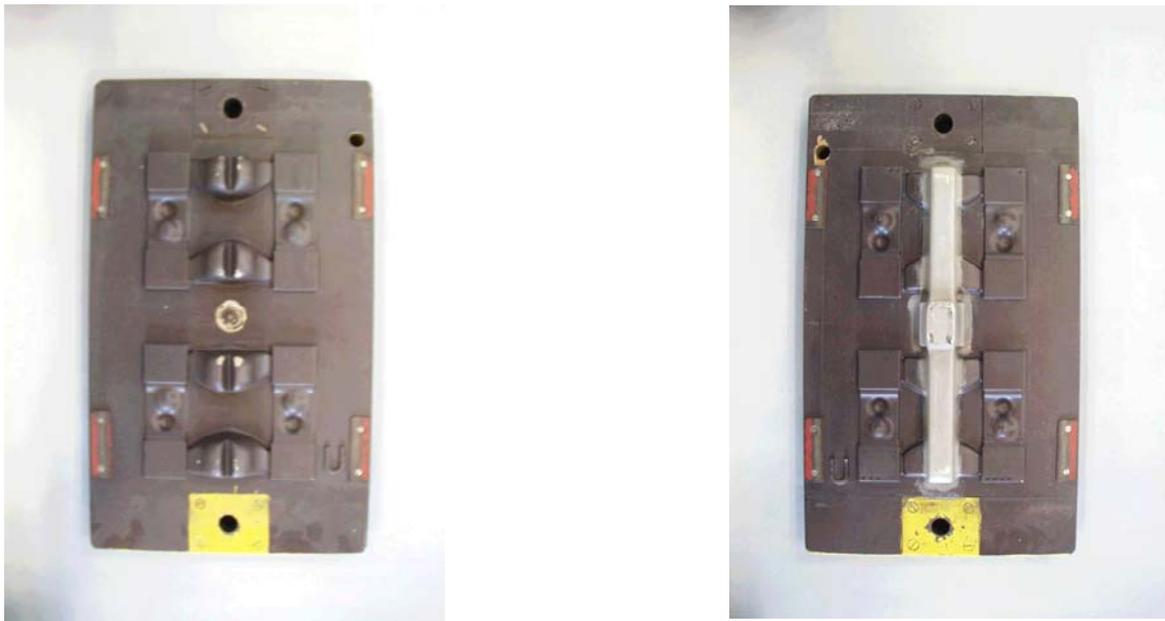


Bild 5.7 Modelleinrichtung der Kugelformproben zur Bestimmung der Dauerfestigkeit

Die Proben wurden einer Biegewechselbeanspruchung mit  $R=-1$  unterzogen mit jeweils konstanter Lastamplitude. Das Niveau der Dauerfestigkeit liegt deutlich höher als bei den Proben, die einer Zug-Druck-Wechselfestigkeit ausgesetzt wurden, was an der Beanspruchungsart liegt / 54/. Das Niveau der Versuchsserie im Niederdruckguß liegt etwas höher als das der Versuchsserie im Schwerkraftguß. Es handelt sich hierbei jedoch um Stichversuche, daher dienen die eingefügten Linien nur als Trendlinien. Beim Niederdruckguß trat schon bei einer Spannung von  $79\text{N/mm}^2$  ein Durchläufer (über 30.000.000 Lastwechsel) auf, wobei dies beim Schwerkraftguß erst bei  $72\text{N/mm}^2$  der Fall war. Es ist somit zu vermuten, daß die Dauerfestigkeit beim Niederdruckguß auf einem höheren Niveau liegt als beim Schwerkraftguß.

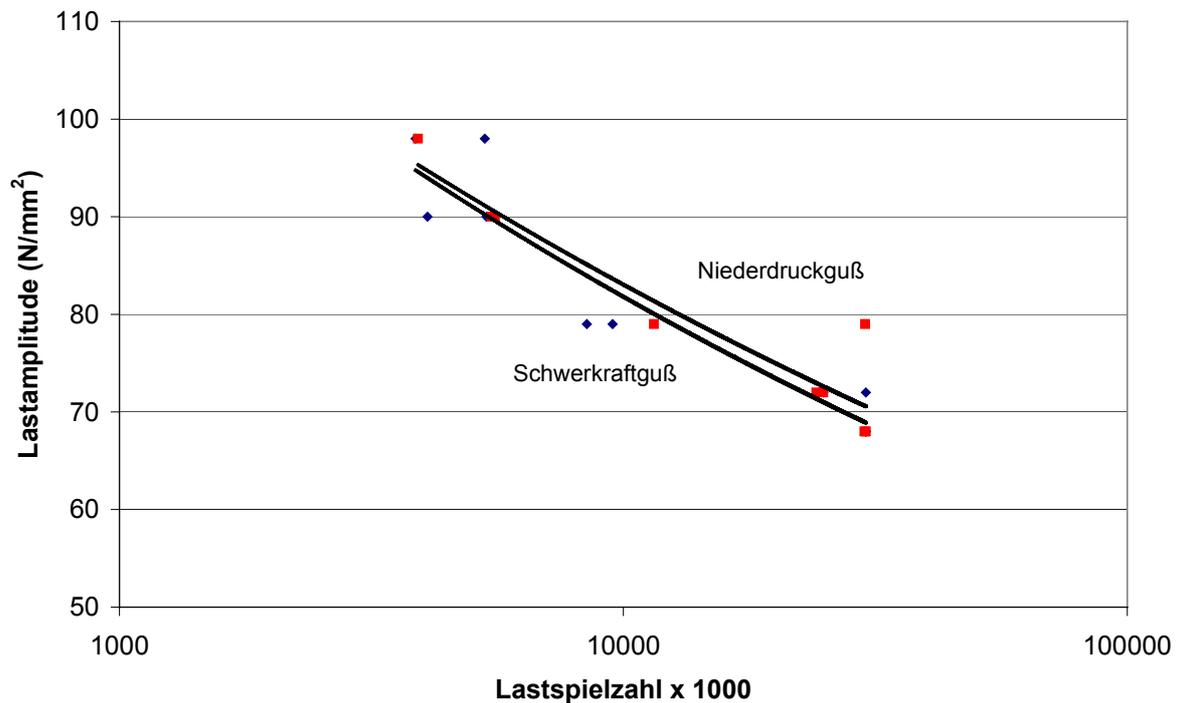


Bild 5.8 Biegewechselfestigkeit anhand von Kugelformproben mit zwei verschiedenen Gießverfahren, Legierung EN AC-AISi7Mg0,3 Sr-veredelt, T6-wärmebehandelt

#### 5.4 Zusammenfassung der Untersuchungen der Dauerschwingfestigkeit

Die Untersuchungen der Dauerschwingfestigkeit haben gezeigt, daß bei bearbeiteter Oberfläche kein Einfluß des Formstoffs vorhanden ist. Durch die Bearbeitung werden die Poren nahe der Gußhaut entfernt. Da dort jedoch die Hauptunterschiede in der Porosität beim Gießen in verschiedene tongebundene Formstoffe beim Niederdruckguß liegen, sind die Wöhlerlinien auf einem vergleichbaren Niveau.

Beim Verfahrenvergleich zwischen Niederdruckguß und Schwerkraftguß jedoch zeigen sich Unterschiede im Verlauf der Wöhlerlinien. Die im Niederdruckguß gefertigten, unbearbeiteten Proben wiesen eine etwas höhere Dauerfestigkeit auf, als die im Schwerkraftguß hergestellten Proben.

Der Vergleich der beiden unterschiedlichen Prüfmethode zeigt deutlich, daß bei Biegewechselbeanspruchung höhere Werte in der Dauerfestigkeit erzielt werden als bei Zug-Druck-Bearbeitung.

## 6. Diskussion und Ausblick

Die im ersten Teil der Arbeit durchgeführten Differenzthermoanalysen dienten der Klärung des Entwässerungsverhaltens von Bentoniten unterschiedlicher Lagerstätten und Kationenbelegung zur Vorauswahl geeigneter Bentonite. Es zeigte sich, daß die Unterschiede bei der Abgabe des Adsorptions- und Zwischenschichtwassers bis etwa 250°C gering sind. Nur der Ca-Bentonit gibt sein Zwischenschichtwasser langsamer und bei etwas höheren Temperaturen ab. Größere Unterschiede zeigen sich erst bei der Kristallwasserabgabe, die jedoch bei Aluminiumsandguß aufgrund der geringen Temperaturen im Formstoff einen vernachlässigbaren Einfluß auf die Wasserabgabe des Formstoffs an die Schmelze während des Gießens und Erstarrens hat.

Anschließend wurden Formstoffmischungen, die zum Teil neben Bentonit weitere Additive enthielten, untersucht. Hierbei zeigte sich, daß durch Additive der Gesamtwasserverlust bis 300°C gegenüber den mit reinen Bentoniten gebundenen Formstoffen verringert werden kann. Der Formstoff mit dem höchsten Schlammstoffgehalt zeigte erwartungsgemäß den größten Wasserverlust. Auffällig war jedoch, daß im niedrigen Temperaturbereich bis 100°C der Verlauf der Wasserabgabe bei allen untersuchten Formstoffen sehr ähnlich war und die Kurven erst später auseinander liefen.

Die Gießversuche wurden zuerst mit einer unveredelten Schmelze der Legierung EN AC- $\text{AlSi7Mg0,3}$  durchgeführt. Hierbei bewirkte das aus dem mit Na-aktiviertem Ca-Bentonit gebundenen Formstoff entweichende Wasser die geringste Porosität im Gußstück. Die Abgüsse in einen halbsynthetischen Betriebssand hatten die größten Porenanteile zur Folge, was mit dem hohen Schlammstoffanteil und dem damit verbundenen hohen Wassergehalt des Formstoffes zusammenhängt. Auch eine höhere Verdichtbarkeit und damit ein höherer Wassergehalt des Formstoffs führte zu einer höheren Porosität. Die zusätzlich angelagerten Wasserschichten sind schwach gebunden und können somit leicht wieder abgegeben werden. Die Verwendung von Ca-Bentonit als Formstoffbinder führte zu einem großen Porenanteil im Gußstück. Dies ist damit zu begründen, daß ein Ca-Bentonit im Vergleich zu einem Na-Bentonit oder einem aktivierten Ca-Bentonit sein Adsorptions- und Zwischenschichtwasser schneller an die Schmelze abgibt.

Im zweiten Teil der Gießversuche wurde mit Sr- und Na-veredelter Schmelze gearbeitet. Hierbei wurden die Ergebnisse der vorangegangenen Versuche mit unveredelter Schmelze bestätigt.

Bei der Untersuchung des Einflusses der Formfüllung auf die Entstehung von Gasporosität bei Aluminium-Sandguß spielt die Gestaltung des Gießsystems die wesentliche Rolle. Beim Vergleich von Niederdruckguß gegenüber Schwerkraftguß schnitt das Niederdruckgußverfahren aufgrund der turbulenzarmen Formfüllung deutlich

besser ab. Eine Verringerung des Laufquerschnittes bewirkt bei gleicher Gießzeit eine Erhöhung der Strömungsgeschwindigkeit und dadurch eine turbulente Strömungsfront, wenn eine kritische Gießgeschwindigkeit überschritten wird. Dies erhöht den Oxidgehalt und damit die Porenbildung im Gußstück.

Im Laufe der Untersuchungen zeigte sich, daß der tongebundene Formstoff einen deutlichen Einfluß auf die Entstehung von Gasporosität bei Aluminium-Sandguß hat. Mindestens zwei Drittel der Poren ist auf eine Aufgasung der Schmelze durch Wasser aus dem Formstoff zurückzuführen. Jedoch sind die Unterschiede zwischen verschiedenen Naßgußsanden geringer als erwartet. Die wenigsten Poren verursachten Formstoffe, die mit Na-Bentoniten oder Na-aktivierten Ca-Bentoniten gebunden waren. Ein hoher Schlammstoffanteil des Formstoffes wirkte sich negativ aus. Das durch den Schlammstoff gebundene Wasser scheint nur schwach gebunden und damit sehr leicht zu entweichen. Es kann somit eine verstärkte Porenbildung im Gußstück bewirken. Auch eine Erhöhung der Verdichtbarkeit führt zu einer Porositätssteigerung. Auch hier sind die äußeren Wasserschichten schwach gebunden und können leicht abgegeben werden.

Einen weitaus größeren Einfluß jedoch hat die Formfüllung. Entscheidend hierbei ist es, turbulenzarm zu gießen, was z.B. beim Niederdruckgießverfahren möglich ist. Zudem ist bei der Auslegung des Gießsystems darauf zu achten, daß die kritische Gießgeschwindigkeit nicht überschritten wird, da sonst auch beim Niederdruckguß unerwünschte Turbulenzen verursacht werden.

Die Arbeit zeigt, daß eine Minimierung der Gasporosität durch die Wahl eines turbulenzarmen Gießverfahrens, eines auf das jeweilige Gußteil ausgelegten Gießsystems und eines Formstoffes mit geringem Wassergehalt möglich ist.

Anhand von Dauerfestigkeitsuntersuchungen wurde zum einen der Einfluß des Formstoffes als auch die Auswirkung der Formfüllung untersucht. Hierbei zeigte sich, daß bei bearbeiteten Proben, auch bei Verwendung verschiedener Naßgußsande ein vergleichbares Zeit- und Dauerfestigkeitsniveau auftritt. Unterschiede bei nicht bearbeiteten Proben ergaben sich jedoch bei Verwendung verschiedener Gießverfahren und somit unterschiedlicher Formfüllbedingungen. Beim turbulenzarmen Niederdruckguß wurden etwas höhere Dauerfestigkeiten erreicht als im Schwerkraftguß.

In zukünftigen Arbeiten sollten die Auswirkungen der unterschiedlichen Porenanteile auf die mechanischen Eigenschaften umfangreicher untersucht werden, wobei vor allem die dynamischen Eigenschaften von Interesse sind. Hierbei sollte auch der Verfahrensvergleich zwischen Niederdruckguß und Schwerkraftguß anhand einer größeren Probenzahl verifiziert werden. Zudem sollten die DTA von Formstoffmischungen weitergeführt werden, um sie eventuell als Verfahren zur Beurteilung des Wasserabgabeverhaltens von Naßgußsanden einsetzen zu können. Insbesondere ist der Einfluß von Additiven genauer zu untersuchen. Ein besonderes Augenmerk sollte bei zukünftigen DTA auf der Wasserabgabegeschwindigkeit liegen. Auf diesen Ergebnissen aufbauend sollten Gießversuche angeschlossen werden, um

gebnissen aufbauend sollten Gießversuche angeschlossen werden, um die Auswirkungen dieser Additive auf die Porosität und die mechanischen Eigenschaften im Gußstück zu quantifizieren. Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit beziehen sich nur auf die Legierung EN AC- $\text{AlSi7Mg0,3}$ , es sollten auch Versuchsserien mit anderen Legierungen durchgeführt werden, um die Übertragbarkeit zu prüfen. Zudem wurde wegen der besseren Reproduzierbarkeit der Schmelzequalität überwiegend mit Strontium als Veredelungsmittel gearbeitet, es sollten jedoch weitere Versuche mit Natrium als Veredelungsmittel durchgeführt werden, um den Einfluß des Veredelungsmittels genauer zu quantifizieren.

## 7. Zusammenfassung

Zur Herstellung qualitativ hochwertiger Gußstücke in Aluminium-Sandguß ist es notwendig eine wasserstoff- und oxidarme Schmelze bereitzustellen. Jedoch nimmt eine Aluminiumschmelze während der Formfüllung wieder Wasserstoff auf, insbesondere durch das aus dem tongebundenen Formstoff entweichende Wasser. Zudem entstehen durch turbulente Formfüllung Oxide, die potentielle Keimstellen für Wasserstoffporen sind, welche die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflussen. Ziel der Arbeit war die quantitative Ermittlung der Einflüsse des Formstoffs, insbesondere der verschiedenen als Binder verwendeten Bentonitsorten, und der Formfüllung auf die Entstehung von Gasporosität im Gußstück. Zur Klärung des formstoffbedingten Einflusses wurde zuerst das Wasserabgabeverhalten von Bentoniten unterschiedlicher Lagerstätten und Kationenbelegung untersucht, anschließend das von Formstoffmischungen, die unterschiedliche Bentonite und Additive als Binder enthielten. Die hierbei gewonnenen Ergebnisse dienen als Grundlage für Gießversuche zur Untersuchung der Einflüsse verschiedener Formstoffe, Gießverfahren und Gießsysteme auf die Entstehung von Gasporosität im Gußstück. Die Gießversuche zur Untersuchung von Naßgußsanden wurden überwiegend im Niederdruckgußverfahren durchgeführt, um den Einfluß von Turbulenzen zu minimieren. Als Qualitätskriterium der Gießversuche wurde der Porenanteil in den entnommenen Schliffen mittels automatischer Bildanalyse bestimmt. Die Auswirkung der durch unterschiedliche Gießsysteme hervorgerufenen Turbulenzen wurde anhand verschiedener Anschnittsysteme, die sich in Querschnitt und Lage des Laufs unterschieden, untersucht. Hierbei kamen sowohl der turbulenzarme Niederdruckguß als auch konventioneller Schwerkraftguß zum Einsatz.

Bei der Untersuchung des Wasserabgabeverhaltens von Bentoniten zeigte sich, daß sich die Bentonite, die Natriumionen als Zwischenschichtkationen halten, sehr ähnlich im unteren Temperaturbereich während der Adsorptions- und Zwischenschichtwasserabgabe verhalten. Jedoch scheint der Na-aktivierte Calciumbentonit etwas weniger Wasser abzugeben als die natürlichen Natriumbentonite. Der Calciumbentonit gibt im Gegensatz dazu sein Zwischenschichtwasser etwas langsamer und bei höheren Temperaturen ab.

Bei den Differenzthermoanalysen der Formstoffmischungen wurden auch Formstoffe, die neben Bentonit Additive enthielten, untersucht. Die Zugabe von Additiven bewirkte eine Verringerung des Wasserabgabevermögens des Formstoffs. Am meisten Wasser verlor ein Betriebssand, der aufgrund eines Schlammstoffanteils von 17% im Gegensatz zu den anderen Formstoffen mit einem Schlammstoffanteil von 6-7% einen höheren Wassergehalt bei gleicher Verdichtbarkeit aufweist. Das Verhalten bei niedrigen Temperaturen bis 100°C war bei allen untersuchten Formstoffen sehr ähn-

lich, sie unterschieden sich erst zwischen 100 und 150°C in der abgegebenen Wassermenge.

Anhand von Messungen und Berechnungen der Temperaturverläufe während der Erstarrung sollte geklärt werden, ob die Kristallwasserabgabe des Formstoffbinders vernachlässigt werden kann. Nur direkt an der Grenzfläche Formstoff/Metall liegen Temperaturen im Sand vor, die eine solche Wasserabgabe ermöglichen. Schon 1mm von der Grenzfläche entfernt ist eine Kristallwasserabgabe unwahrscheinlich. Daher ist davon auszugehen, daß der Kristallwasseranteil im Verhältnis zum freigesetzten Gesamtwasseranteil aus dem Formstoff vernachlässigbar ist.

Die Untersuchung von Schliffbildern zeigte, daß es sich bei der Porosität in den Probegußstücken fast ausschließlich um Gasporosität handelt und der prozentuale Anteil der Erstarrungslunker am Gesamtporenanteil vernachlässigt werden kann. Die überwiegende Randlage der Poren in den Gußstücken läßt darauf schließen, daß ein Großteil des für die Bildung der Poren verantwortlichen Wasserstoffs aus dem Formstoff stammt.

Die Gießversuche zu Ermittlung des Formstoffeinflusses auf die Bildung von Gasporosität bei der Erstarrung wurden sowohl mit unveredelter als auch mit veredelter Schmelze der Legierung EN AC-AISi7Mg0,3 durchgeführt. In den Versuchsserien mit unveredelter Schmelze bewirkte das aus dem mit Na-aktiviertem Calciumbentonit gebundenen Formstoff entweichende Wasser die geringste Porosität im Gußstück, gefolgt von dem aus dem mit Wyoming-Bentonit gebundenen Formstoff entweichenden Wasser. Die größte Porosität wird durch den Betriebssand hervorgerufen, wodurch sich der Einfluß des Schlammstoffgehaltes, der eine starke Erhöhung des absoluten Wassergehaltes im Formstoff bewirkt und somit mehr Wasser an die Schmelze abgegeben werden kann, zeigt. Auffällig ist der hohe Porenanteil der Gußstücke, die in einen mit Calciumbentonit gebundenen Formstoff abgegossen wurden. Dies ist damit zu begründen, daß ein Calciumbentonit sein Adsorptions- und Zwischenschichtwasser beim Gießen schneller abgibt. Die Ergebnisse der Porenflächenuntersuchungen von in mit verschiedenen Formstoffen mit Sr-veredelter Schmelze gegossenen Gußstücken bestätigen die Ergebnisse der Versuche mit unveredelter Schmelze. Auch hier erzeugt das aus dem mit Na-aktiviertem Calciumbentonit gebundene Formstoff entweichende Wasser die geringste Porosität. Der durch den mit Wyoming-Bentonit gebundenen Formstoff hervorgerufene Porenanteil liegt auf einem leicht erhöhten Niveau. Diejenigen Gußstücke, die in einen mit Calciumbentonit gebundenen Formstoff und in Betriebssand abgegossen wurden, zeigen eine deutlich höhere Porosität. Die Gußstücke, die in einen nach dem wasserfreien Polyurethan-Verfahren hergestellten Formstoff gegossen wurden, enthielten die geringste Porosität. Die vorhandenen Poren dieser Gußteile sind fast ausschließlich auf den Ausgangswasserstoffgehalt der Schmelze zurückzuführen. Somit läßt sich der Porenanteil, der auf den Ausgangswasserstoffgehalt der Schmelze zurückzuführen ist, von dem Porenanteil, der durch das aus dem Formstoff entweichende Wasser

hervorgerufen wird, quantitativ trennen. Diese Ergebnisse wurden durch Stichversuche mit Na-veredelter Schmelze bestätigt.

Die Unterschiede der verschiedenen Naßgußsande in Bezug auf die Porosität im Gußstück waren nicht so groß wie erwartet. Dies kann zum einen mit dem ähnlichen Verlauf der Adsorptions- und Zwischenschichtwasserabgabe der Bentonite, zum anderen mit dem fast identischen Verlauf der Differenzthermoanalysen der Formstoffmischungen im Temperaturbereich bis 100°C begründet werden.

Stärker wirkte sich die Formfüllung auf die Porosität im Gußstück aus. Hierbei spielte das Gießverfahren eine große Rolle, wobei sich das Niederdruckgießverfahren deutlich vorteilhafter zeigte als das Schwerkraftgießverfahren. Zudem bewirkte eine Verringerung des Laufquerschnittes eine Erhöhung der Porosität, da aufgrund der Überschreitung der kritischen Gießgeschwindigkeit eine verstärkte Turbulenzbildung hervorgerufen wurde. Die dadurch höhere Zahl keimwirksamer Oxide bewirkte einen größeren Porenanteil im Gußstück.

Untersuchungen der dynamischen mechanischen Eigenschaften anhand von Wöhlerkurven zeigten, daß bei bearbeiteter Oberfläche kein Einfluß des Formstoffs vorhanden ist. Durch die mechanische Bearbeitung werden die Poren nahe der Gußhaut entfernt. Da dort jedoch die Hauptunterschiede in der Porosität beim Gießen in verschiedene tongebundene Formstoffe beim Niederdruckguß liegen, sind die Wöhlerlinien auf einem vergleichbaren Niveau.

Beim Verfahrensvergleich zwischen Niederdruckguß und Schwerkraftguß jedoch zeigen sich Unterschiede im Niveau der Wöhlerlinien. Im Niederdruckguß werden bei unbearbeiteten Proben höhere Dauerfestigkeiten erreicht als im Schwerkraftguß.

In der Arbeit wurde gezeigt, daß durch die Verwendung eines turbulenzarmen Gießverfahrens, durch ein auf das Gußteil ausgelegtes Gießsystem, das Turbulenzen verhindert, und durch die Wahl eines geeigneten Formstoffs mit niedrigem Schlammstoffgehalt die Porosität im Gußstück bei Aluminium-Sandguß auf ein für dynamisch belastete Bauteile akzeptables Niveau minimiert werden kann.

## 8. Literaturverzeichnis

- / 1/ F.- J. Klinkenberg: „Wasserstoff und Porosität in Aluminium“; Verlag Mainz, Wissenschaftsverlag, Aachen, 1998
- / 2/ X.-G. Chen, F.-J. Klinkenberg, R. Ellerbrok, S. Engler: „Wirksamkeit der Impelerentgasung und Wiederaufgasungsvorgänge bei Aluminiumschmelzen“; Gießerei-Praxis 1995, Nr.9/10, S.162-169
- / 3/ E. Flemming, W. Tilch: „Formstoffe und Formverfahren“; Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig Stuttgart, 1993
- / 4/ H. Haddenhorst, A. Kiebel: „Alcoa Green Sand Casting“; Gießerei-Praxis, 2001, Nr.1, S.23-26
- / 5/ J. Campbell: „New Advances in Aluminium Casting Technology“; Foundry Trade Journal International, März 1992, S.9-13
- / 6/ H.-E. Schwiete: „Theoretische und praktische Probleme der Bentonitforschung“; Giesserei 44, 28.Mai 1957, S.165-174
- / 7/ E. Piwowarsky, D. Boenisch: „Vergleichende Untersuchungen an siebzehn in- und ausländischen Bentoniten“; Gießerei Technisch-Wissenschaftliche Beihefte, Heft 13, Juli 1954, S.653-658
- / 8/ anonym: „Was ist Bentonit“; Südchemie
- / 9/ anonym: „Was ist Bentonit“; [www.bentonit.de](http://www.bentonit.de)
- / 10/ K. Jasmund, G. Lagaly: „Tonminerale und Tone“; Steinkopff Verlag Darmstadt, 1993
- / 11/ A. Bauer: „Tone“; unveröffentlichter Bericht vom Forschungszentrum Karlsruhe, Institut für Nukleare Entsorgungstechnik, 1998
- / 12/ W. Patterson, D. Boenisch, S. S. Khanna: „Einfluß von Kation und Anion auf die Naßfestigkeit tongebundener Gießereiformsande“; Gießerei Technisch-Wissenschaftliche Beihefte 14, Heft 2, April1962, S.117-125

- / 13/ D. Boenisch: „Die Wasserbindung an Tonen und ihre Bedeutung für die Festigkeit des Gießereiformsand“; Tonindustrie-Zeitung und Keramische Rundschau, Sonderdruck aus TIZ-Zbl. 86, 1962, Heft 10, S. 237-245
- / 14/ E. Frey: „Untersuchungen zur Kolloidchemie von Tonmineralen“; Dissertation Fachbereich Chemie und Pharmazie, TU München, 1977
- / 15/ U. Hoffmann: „Aus der Chemie der hochquellfähigen Tone (Bentonite)“; Angewandte Chemie, 68. Jahrgang, Nr.2, 1956, S. 53-61
- / 16/ K. Jasmund: „Die silicatischen Tonminerale“; Verlag Chemie, Weinheim/ Bergstraße, 1955
- / 17/ G. Brümmer: „Freies Wasser- das Phantom der Formstoffaufbereitung“; Vortrag im Fachausschuß Leichtmetallguß, Düsseldorf, 30.09.1999
- / 18/ K.-E. Granitzki, J. Teufel: „Feuerfeste Gießereitone, ihre Eigenschaften und Prüfmöglichkeiten“; Giesserei 51, Heft 21, 15. Okt. 1964, S. 642-654
- / 19/ H.E. Schwiete, G.Ziegler, C.Kliesch: „Thermochemische Untersuchungen über die Dehydratation des Montmorillonits“; Forschungsberichte des Wirtschafts- und Verkehrsministeriums Nordrhein-Westfalen, Westdeutscher Verlag, Köln und Opladen, 1958
- / 20/ X.- G. Chen, F.- J. Klinkenberg, S. Engler: „Qualitätskontrolle der Aluminiumschmelze – Ein Überblick“; Gießerei- Praxis Nr.1/2,1993, S.14- 26
- / 21/ Aluminium-Taschenbuch, 14. Auflage, Aluminiumverlag, Düsseldorf, 1983
- / 22/ P. Lutze, J. Ruge: „Wasserstoff in Aluminium und seinen Legierungen“; Metall 44, 1990, S.741-748
- / 23/ C.E. Ransley, H. Neufeld: „The solubility of Hydrogen in Liquid and Solid Aluminium“; J. Inst. Metals 74, 1948, S.599- 620
- / 24/ J. Campbell: „Pore Nucleation in Solidifying Metals“; in: The Solidification of Metals, The Iron and Steel Institute, London 1968, S.18- 26
- / 25/ J. Campbell: „Castings“; Butterworth- Heinemann Ltd., Oxford, 1991
- / 26/ C.E. Ransley, D.E.J. Talbot: „Wasserstoff- Porosität in Metallen unter besonderer Berücksichtigung des Aluminiums und seiner Legierungen“; Z. Metallkunde 46,1955,S.328- 337
- / 27/ X.- G. Chen, S. Engler: „Blasenbildung und Porenmorphologie in erstarrenden Aluminiumgußstücken“; Metall 48. Jahrgang, Nr.3/94, S.276- 283

- / 28/ B. Chalmers: „Prinziples of Solidification“; John Wiley & Sons, Inc., New York/London, 1964
- / 29/ A.V. Bradshaw: „Kinetic Aspects of Vakuum Refining“; Le Vide Nr.138, 1968, S.376- 404
- / 30/ S. Kästner, J. Krüger, P. Winkler: „Aluminium- Vakuumentgasung in der Gießerei – Stand der Technik“; Giesserei 66, 1979, S.56- 62
- / 31/ S.N. Tiwari, J. Beech: „Origin of Gas Bubbles in Aluminium“; Metal Science, 1978, S.356- 362
- / 32/ S.M. Wolf, A.P. Lewitt, J.Brown: „Whister-Metal Matrix Bonding“; Chemical Engineering Progreß, 1966, Nr.3, S.74-78
- / 33/ W. Thiele: „Die Oxidation von Aluminium und Aluminium- Legierungs- Schmelzen“; Aluminium 38, 1962, S.707- 715, und S.780- 786
- / 34/ C.J. Simensen, G. Berg: „A Survey of Inclusions in Aluminium“; Aluminium 56, 1980, S.335- 340
- / 35/ C.E. Eckert: „Inclusions in Aluminium Foundry Alloys“; Modern Casting, Nr.4 1991, S.28- 30
- / 36/ X.- G. Chen, S. Engler: „Einfluß des Wasserstoffgehaltes auf die Porosität von Aluminium- Silizium- und Aluminium- Magnesium- Legierungen“; Giesserei 78, 1991, S.679- 684
- / 37/ X.- G. Chen, S. Engler: „Wasserstoff und Porosität in Aluminium- Silicium- und Aluminium- Magnesium- Legierungen“; Metall 45,1991, S.995- 1000 und 1125- 1231
- / 38/ J.E. Gruzleski: „Grain Refinement, Modification and Melt Hydrogen - Their Effects of Microporosity, Shrinkage, and Impact Properties in A356 Alloy“; AFS Transactions 100, 1992, S.415- 424
- / 39/ J.E. Gruzleski: „The Art and Science of Modification: 25 Years of Process“; AFS Transactions 100, 1992, S.673- 683
- / 40/ G. Lazlas, P. Laty: „Gas Porosity and Metal Cleanliness in Aluminium Casting Alloys“; AFS Transactions, 99, 1991, S.83- 90
- / 41/ X.- G. Chen, J.E. Gruzleski: „Influence of melt cleanliness on pore formation in aluminium- silicon- alloys“; Int. J. Cast. Metals Nr.9, 1996, S.17- 26
- / 42/ J. Runyoro, S.M.A. Boutorabi, J.Campbell: „Critical Gate Velocities for Film-Forming Casting Alloys: A Basis for Process Specification“; AFS Transactions 102, 1992, S.225-234
- / 43/ T.L. Sutton: „Aluminium-Castings – a step forward into the next century“; Foundryman, Juni 1997, S.217-229

- / 44/ W. Bunk, H.B. v. Zabiensky: „Beitrag zur Kenntnis des Zusammenhangs zwischen Gasgehalt und Verunreinigungen in Aluminiumschmelzen“; Z. Metallkunde, 1968, Band 59, Heft 10, S.757-761
- / 45/ G. Lambert: „Herstellung von Aluminium-Fahrwerkskomponenten auf kastengebundenen Hochleistungs-Formanlagen“; Gießerei-Erfahrungsaustausch, April 1999, S.168-174
- / 46/ W. Menk, R. Kupferschmid: „Stahl, Aluminium und Magnesium im Wettbewerb: Leichtbau mit Gußwerkstoffen – kein Widerspruch“; Konstruieren und Gießen, ZGV- Zentrale für Gußverwendung, Düsseldorf, 1999, Nr.3, S.4-14
- / 47/ „Gießereikunde“; Umdruck zur Vorlesung Gießereikunde und zum großen Gießereitechnischen Praktikum, 1.Auflage, RWTH-Aachen, 1993
- / 48/ X.-G. Chen, R. Ellerbrok, S. Engler: „Über die eutektischen Körner von Aluminium-Silicium-Legierungen – Teil 2. Lamellares und unveredeltes Eutektikum“; Gießereiforschung 42, 1990, Nr.1, S.11-18
- / 49/ H. Pries, E. Helmke: „Einsatz der quantitativen Bildanalyse zur Bestimmung der Porengehalte in Aluminiumdruckgußteilen“; Giesserei 88, Nr. 12, Düsseldorf, 2001, S.49-55
- / 50/ Tauscher: „Dauerfestigkeit von Stahl und Gußeisen“; VEB Fachbuchverlag Leipzig, 4. Auflage, 1982
- / 51/ „Praktikum Werkstoffprüfung“; Institut für Eisenhüttenkunde der RWTH-Aachen, 11. Auflage, 1996
- / 52/ DIN 50100: „Werkstoffprüfung – Dauerschwingversuch – Begriffe, Zeichen, Durchführung, Auswertung“; Fachnormenausschuß Materialprüfung (FNM) im DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Februar 1978
- / 53/ E. Haibach: „Betriebsfestigkeit – Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung“; VDI-Verlag, Düsseldorf, 1989
- / 54/ H. Gudehus, H. Zenner: „Leitfaden für eine Betriebsfestigkeitsrechnung“; Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 3. Auflage, 1995
- / 55/ H. Blumenauer: „Werkstoffprüfung“; Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 6. Auflag, 1994

- / 56/ A.A. Monteiro, M.A. Paiva, A.V.O. Correa, E.R. Correa, E. Albertin, R. Fuoco: "Microporosity: formation mechanism and typical morphologies in modified and unmodified 356 aluminium alloy"; 60. Gießerei-Weltkongreß, 1993
- / 57/ H. Iwahori, K. Yonekura, Y. Yamamoto, M. Nakamura: Mikroporosität und Speisungsverhalten von mit Natrium und Strontium veredelten Aluminium-Silicium-Legierungen"; Gießerei-Praxis, Berlin, Nr.3, 1992, S.29-36
- / 58/ W. Büchen: „Oxidation und Wasserstoffaufnahme von Aluminiumschmelzen – bei Formguß während der Schmelzebewegung möglichst vermeiden“; Gießerei 75, Düsseldorf, Nr.17, 1988, S.491-498
- / 59/ H. Stroppe: „Einfluß der Porosität auf die mechanischen Eigenschaften von Gußlegierungen“; Gießereiforschung 52, Düsseldorf, Nr.2, 2000, S.58-60
- / 60/ C.M. Sonsino, K. Dieterich: „Einfluß der Porosität auf da Schwingfestigkeitsverhalten von Aluminium-Gußwerkstoffen – Teil 1“; Gießereiforschung 43, Düsseldorf, Nr.3, 1991, S.119-130
- / 61/ C.M. Sonsino, K. Dieterich: „Einfluß der Porosität auf da Schwingfestigkeitsverhalten von Aluminium-Gußwerkstoffen – Teil 2“; Gießereiforschung 43, Düsseldorf, Nr.4, 1991, S.131-140
- / 62/ G. Schindelbacher: „Einfluß unterschiedlicher Porosität auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung GD- $\text{AlSi9Cu3}$ “; Gießerei-Praxis, Berlin, Nr.19, 1993, S.381-392
- / 63/ „Einfluß der Porosität bei Aluminiumgußlegierungen auf die Schwingfestigkeit unter Biegebelastung, auf die Rißentstehung und auf den Rißfortschritt“; AiF-Abschlußbericht, Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit LBF, Darmstadt, 1997
- / 64/ D.S. Edwards, J. Hunter: „The Cosworth Process“; Foundry Trade Journal, Juli 1992
- / 65/ E. Flemming, K. Moroni: „Grundlagenuntersuchungen zum Einsatz des Gefrierformverfahrens für die Herstellung von Kernen in der Gießerei“; Schlußbericht eines BMBF-Forschungsvorhabens, Mai 1998

## 9. Anhang

### 9.1 Parameter und Ergebnisse der Gießversuche

Formstoff	Na-akt. Ca- Bentonit	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	0,053
Gießsystem	gr. L. O	0,051
Veredelungsmittel (ppm)	ohne	0,011
Gießtemperatur (°C)	750	0,020
Gießzeit (s)	7	0,013
Dichteindex	0,42	0,019
Hallentemperatur (°C)	24	0,056
Luftfeuchtigkeit (%)	25	0,026
Luftdruck (hPa)	1016	0,025
Verdichtbarkeit (%)	45	0,055
Wassergehalt (%)	2,6	0,021
Bindermenge (GT)	8	0,053
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	8,9	
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,22	
Gasdurchlässigkeit	117	
Schlammstoffgehalt (%)	6,3	
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,034	
Standardabweichung	0,017	

Formstoff	Wyoming	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	0,052
Gießsystem	gr. L. O.	0,033
Veredelungsmittel (ppm)	ohne	0,036
Gießtemperatur (°C)	750	0,106
Gießzeit (s)	9	0,117
Dichteindex	0,55	0,041
Hallentemperatur (°C)	22	0,080
Luftfeuchtigkeit (%)	25	0,031
Luftdruck (hPa)	1026	0,053
Verdichtbarkeit (%)	45	0,202
Wassergehalt (%)	2,6	0,083
Bindermenge (GT)	8	0,042
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	10,2	0,0105
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,22	0,033
Gasdurchlässigkeit	130	0,039
Schlammstoffgehalt (%)	6,5	0,075
		0,018
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,077	0,080
Standardabweichung	0,048	

Formstoff	Ca-Bentonit	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	0,266
Gießsystem	gr. L. O.	0,183
Veredelungsmittel (ppm)	ohne	0,297
Gießtemperatur (°C)	750	0,161
Gießzeit (s)	7	0,218
Dichteindex	0,43	0,513
Hallentemperatur (°C)	23	0,379
Luftfeuchtigkeit (%)	35	0,190

Luftdruck (hPa)	1008	
Verdichtbarkeit (%)	44	
Wassergehalt (%)	2,7	
Bindermenge (GT)	8	
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	11,4	
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,14	
Gasdurchlässigkeit	129	
Schlammstoffgehalt (%)	6,1	
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,276	
Standardabweichung	0,112	

Formstoff	Betriebssand	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	0,082
Gießsystem	gr. L. O.	0,052
Veredelungsmittel (ppm)	ohne	0,102
Gießtemperatur (°C)	750	1,141
Gießzeit (s)	8	0,149
Dichteindex	0,45	0,208
Hallentemperatur (°C)	26	0,453
Luftfeuchtigkeit (%)	34	0,196
Luftdruck (hPa)	1016	0,511
Verdichtbarkeit (%)	45	0,446
Wassergehalt (%)	4,2	0,229
Bindermenge (GT)		0,168
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	9,2	0,413
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,25	0,299
Gasdurchlässigkeit	63	0,382
Schlammstoffgehalt (%)	17,1	0,558
		0,799

Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,32	0,578
Standardabweichung	0,20	

Formstoff	Wyoming	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	0,129
Gießsystem	gr. L. O.	0,335
Veredelungsmittel (ppm)	ohne	0,271
Gießtemperatur (°C)	750	0,181
Gießzeit (s)	8	0,049
Dichteindex	0,5	0,029
Hallentemperatur (°C)	24	0,062
Luftfeuchtigkeit (%)	25	0,034
Luftdruck (hPa)	1022	0,036
Verdichtbarkeit (%)	59	0,021
Wassergehalt (%)	3,2	0,069
Bindermenge (GT)	8	0,083
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	9,3	
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,26	
Gasdurchlässigkeit	123	
Schlammstoffgehalt (%)	6,6	
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,108	
Standardabweichung	0,103	

Formstoff	Na-akt. Ca-Bentonit	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	0,094
Gießsystem	gr. L. O.	0,093
Veredelungsmittel (ppm)	ohne	0,170
Gießtemperatur (°C)	750	0,039

Gießzeit (s)	8	0,017
Dichteindex	0,42	0,040
Hallentemperatur (°C)	24	0,029
Luftfeuchtigkeit (%)	25	0,034
Luftdruck (hPa)	1016	0,008
Verdichtbarkeit (%)	58	0,014
Wassergehalt (%)	2,9	0,035
Bindermenge (GT)	8	0,016
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	8,7	
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,22	
Gasdurchlässigkeit	137	
Schlammstoffgehalt (%)	6,1	
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,049	
Standardabweichung	0,045	

Tabelle 9.1 Parameter und Ergebnisse der Porenflächenuntersuchungen der Versuchsserien mit unveredelter Schmelze der Legierung EN AC-AISi7Mg0,3 im Niederdruckguß

Formstoff	Na-akt. Ca-Bentonit	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	0,69
Gießsystem	gr. L. O.	0,61
Veredelungsmittel (ppm)	250 Sr	0,39
Gießtemperatur (°C)	750	1,09
Gießzeit (s)	9	0,70
Dichteindex	0,92	0,41
Hallentemperatur (°C)	24	0,17
Luftfeuchtigkeit (%)	26	0,36
Luftdruck (hPa)	1013	0,30
Verdichtbarkeit (%)	45	0,39

Wassergehalt (%)	2,6	0,51
Bindermenge (GT)	8	0,67
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	10,5	1,29
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,21	0,85
Gasdurchlässigkeit	125	0,54
Schlammstoffgehalt (%)	6,3	1,00
		0,51
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,61	0,52
Standardabweichung	0,28	

Formstoff	Ca-Bentonit	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	1,09
Gießsystem	gr. L. O.	0,62
Veredelungsmittel (ppm)	240 Sr	0,78
Gießtemperatur (°C)	750	0,87
Gießzeit (s)	8	0,88
Dichteindex	074	0,91
Hallentemperatur (°C)	25	1,61
Luftfeuchtigkeit (%)	21	1,43
Luftdruck (hPa)	1004	1,16
Verdichtbarkeit (%)	45	1,37
Wassergehalt (%)	2,7	0,94
Bindermenge (GT)	8	2,19
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	11,4	0,84
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,14	0,65
Gasdurchlässigkeit	129	0,91
Schlammstoffgehalt (%)	6,2	1,04
		0,64
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	1,03	0,53
Standardabweichung	0,41	

Formstoff	Wyoming	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	0,78
Gießsystem	gr. L. O.	0,69
Veredelungsmittel (ppm)	240 Sr	0,68
Gießtemperatur (°C)	750	1,01
Gießzeit (s)	8	0,71
Dichteindex	1	0,69
Hallentemperatur (°C)	24	1,22
Luftfeuchtigkeit (%)	27	1,07
Luftdruck (hPa)	1015	0,98
Verdichtbarkeit (%)	45	0,94
Wassergehalt (%)	2,8	0,55
Bindermenge (GT)	8	0,65
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	10,2	0,83
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,22	0,48
Gasdurchlässigkeit	130	0,68
Schlammstoffgehalt (%)	6,1	0,80
		0,86
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,79	0,60
Standardabweichung	0,19	

Formstoff	Betriebssand	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	0,80
Gießsystem	gr. L. O.	0,83
Veredelungsmittel (ppm)	250 Sr	0,81
Gießtemperatur (°C)	750	0,81
Gießzeit (s)	8	0,87
Dichteindex	0,9	0,90
Hallentemperatur (°C)	19	1,12
Luftfeuchtigkeit (%)	42	1,03

Luftdruck (hPa)	1010	1,08
Verdichtbarkeit (%)	43	0,99
Wassergehalt (%)	4,6	1,01
Bindermenge (GT)	8	1,14
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	21	1,18
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,22	0,60
Gasdurchlässigkeit	82	0,90
Schlammstoffgehalt (%)	16,4	0,97
		1,03
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,96	1,14
Standardabweichung	0,15	

Formstoff	PU-Verfahren	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND	0,19
Gießsystem	gr. L. O.	0,22
Veredelungsmittel (ppm)	230 Sr	0,14
Gießtemperatur (°C)	750	0,45
Gießzeit (s)	8	0,32
Dichteindex	0,9	0,36
Hallentemperatur (°C)	24	0,21
Luftfeuchtigkeit (%)	42	0,17
Luftdruck (hPa)	1002	0,21
Verdichtbarkeit (%)		0,23
Wassergehalt (%)		0,18
Bindermenge (GT)	1,2	0,16
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )		0,34
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )		0,21
Gasdurchlässigkeit		0,20
Schlammstoffgehalt (%)		0,22
		0,16

Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,24	0,28
Standardabweichung	0,08	

Formstoff	Na-akt. Bentonit	Ca-	Mittelwerte Porenfläche (%) (2 Versuchsserien)
Gießverfahren	ND		0,68 0,79
Gießsystem	gr. L. U.		0,74 0,50
Veredelungsmittel (ppm)	240 Sr		0,70 0,66
Gießtemperatur (°C)	750		0,72 0,72
Gießzeit (s)	8		1,02 0,67
Dichteindex	0,7		0,91 0,52
Hallentemperatur (°C)	24		0,94 0,66
Luftfeuchtigkeit (%)	42		0,60 0,70
Luftdruck (hPa)	1007		0,63 0,68
Verdichtbarkeit (%)	43		0,74 0,75
Wassergehalt (%)	2,6		0,78 1,07
Bindermenge (GT)	8		0,60 0,83
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	10,9		0,66 0,59
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,18		0,39 0,76
Gasdurchlässigkeit	114		0,71 0,65
Schlammstoffgehalt (%)	6,6		0,76 0,74
			0,64 0,78
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,70	0,71	0,45 0,68
Standardabweichung	0,15	0,13	

Formstoff	Na-akt. Bentonit	Ca-	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	ND		0,63 1,26
Gießsystem	kl. L. U.		0,87 0,75
Veredelungsmittel (ppm)	240 Sr		0,73 1,04

Gießtemperatur (°C)	750	1,30	1,18
Gießzeit (s)	9	0,86	1,75
Dichteindex	0,7	0,95	1,07
Hallentemperatur (°C)	23	0,88	1,24
Luftfeuchtigkeit (%)	45	0,84	0,98
Luftdruck (hPa)	1008	1,18	0,95
Verdichtbarkeit (%)	43	0,93	1,43
Wassergehalt (%)	2,6	1,02	1,29
Bindermenge (GT)	8	1,13	1,09
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	11	0,89	1,03
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,18	0,89	0,89
Gasdurchlässigkeit	115	1,30	0,75
Schlammstoffgehalt (%)	6,6	1,18	0,86
			1,04
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	0,97	1,09	0,97
Standardabweichung	0,20	0,25	

Tabelle 9.2 Parameter und Ergebnisse der Porenflächenuntersuchungen der Versuchsserien mit Sr-veredelter Schmelze der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 im Niederdruckguß

Formstoff	Na-akt. Ca-Bentonit	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	Schwerkraftguß	1,16
Gießsystem	gr. L. O.	1,32
Veredelungsmittel (ppm)	250 Sr	1,65
Gießtemperatur (°C)	750	1,78
Gießzeit (s)	12	1,26
Dichteindex	1	1,61
Hallentemperatur (°C)	28	1,74
Luftfeuchtigkeit (%)	22	1,25
Luftdruck (hPa)	1021	1,27

Verdichtbarkeit (%)	43	1,56
Wassergehalt (%)	2,5	0,97
Bindermenge (GT)	8	1,48
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	10,5	2,02
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,21	1,57
Gasdurchlässigkeit	125	1,65
Schlammstoffgehalt (%)	6,3	1,43
		1,36
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	1,49	1,69
Standardabweichung	0,26	

Formstoff	Na-akt Bentonit	Ca-	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	Schwerkraftguß		1,31
Gießsystem	gr. L. U.		1,40
Veredelungsmittel (ppm)	250		1,40
Gießtemperatur (°C)	750		1,52
Gießzeit (s)	12		0,83
Dichteindex	0,85		0,90
Hallentemperatur (°C)	25		0,91
Luftfeuchtigkeit (%)	31		1,11
Luftdruck (hPa)	1018		1,30
Verdichtbarkeit (%)	43		1,52
Wassergehalt (%)	2,6		0,93
Bindermenge (GT)	8		1,16
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	9,9		1,31
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,19		0,93
Gasdurchlässigkeit	120		0,94
Schlammstoffgehalt (%)	6,2		1,37
			0,79

Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	1,14	0,90
Standardabweichung	0,25	

Formstoff	Na-akt. Ca-Bentonit	Mittelwerte Porenfläche (%)
Gießverfahren	Schwerkraftguß	2,94
Gießsystem	kl. L. U.	1,86
Veredelungsmittel (ppm)	240	1,42
Gießtemperatur (°C)	750	1,91
Gießzeit (s)	13	1,69
Dichteindex	0,85	1,49
Halltemperatur (°C)	26	1,87
Luftfeuchtigkeit (%)	36	1,35
Luftdruck (hPa)	1010	1,56
Verdichtbarkeit (%)	43	2,18
Wassergehalt (%)	2,7	0,99
Bindermenge (GT)	8	1,00
Gründruckfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	6,6	2,06
Naßzugfestigkeit (N/cm <sup>2</sup> )	0,20	1,01
Gasdurchlässigkeit	107	1,71
Schlammstoffgehalt (%)	6,1	2,50
		1,33
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	1,69	1,52
Standardabweichung	0,52	

Tabelle 9.3 Parameter und Ergebnisse der Porenflächenuntersuchungen der Versuchsserien mit Sr-veredelter Schmelze der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 im Schwerkraftguß

Formstoff	Na-akt. Ca-Bentonit	Ca-Bentonit	Betriebssand	PU-Verfahren
Gießverfahren	S	S	S	S
Gießsystem	gr. L. U.	gr. L. U.	gr. L. U.	gr. L. U.
Veredelungsmittel (ppm)	66 Na	66 Na	66 Na	66 Na
Gießtemperatur (°C)	740	740	740	740
Gießzeit (s)	12	12	12	12
Dichteindex	0,2	0,2	0,2	0,2
Verdichtbarkeit	45	45	45	
Gesamtmittelwert Porenfläche (%)	1,26	2,1	2,14	0,40
Standardabweichung	0,19	0,5	0,17	0,12
Mittelwerte Porenfläche (%)				
	0,99	2,27	1,96	0,25
	1,35	1,70	2,12	0,39
	1,21	1,92	2,24	0,45
	1,01	1,96	2,04	0,53
	1,41	1,51	1,92	
	1,20	1,94	2,19	
	1,52	2,39	2,46	
	1,39	3,14	2,20	

Tabelle 9.4 Parameter und Ergebnisse der Porenflächenuntersuchungen der Versuchsserien mit Na-veredelter Schmelze der Legierung EN AC-AISi7Mg0,3 im Schwerkraftguß

## 9.2 Ergebnisse der Untersuchungen der Zug-Druck-Wechselfestigkeit

Lastamplitude (N/mm <sup>2</sup> )	Lastwechsel
150	18000
130	138300
120	125200
120	216300
110	178600
100	478500
80	826100
70	5299100
65	10000000
70	7977300
65	6700000
60	10000000
60	7969500
60	10000000

Tabelle 9.5 Untersuchungen der Zug-Druck-Wechselfestigkeit bearbeiteter und wärmebehandelter Proben der Sr-veredelten Legierung EN AC-Si7Mg0,3 mit Ca-Bentonit als Formstoffbinder

Lastamplitude (N/mm <sup>2</sup> )	Lastwechsel
140	24600
130	227000
120	398100
110	473000
100	698800
95	1029200
90	516700
90	74800

85	1074000
80	1655600
80	1418500
75	8890100
70	10000000
70	10000000

Tabelle 9.6 Untersuchungen der Zug-Druck-Wechselfestigkeit bearbeiteter und wärmebehandelter Proben der Sr-veredelten Legierung EN AC-Si7Mg0,3 mit Betriebssand als Formstoff

Lastamplitude (N/mm <sup>2</sup> )	Lastwechsel
120	146700
110	384400
100	1008400
90	82990
85	741200
80	1330500
75	1509800
65	2881400
60	10000000
60	10000000
60	4172000
55	10000000
55	10000000
55	10000000

Tabelle 9.7 Untersuchungen der Zug-Druck-Wechselfestigkeit bearbeiteter und wärmebehandelter Proben der Sr-veredelten Legierung EN AC-Si7Mg0,3 mit Na-aktiviertem Ca-Bentonit als Formstoffbinder

### 9.3 Ergebnisse der Untersuchungen der Biegewechselfestigkeit

Lastamplitude (N/mm <sup>2</sup> )	Lastspielzahl Schwerkraftguß	Lastspielzahl Niederdruckguß	Nie-
98	5307000	3910000	
98	3869000		
90	5347000	5560000	
90	4086000	5473000	
79	8464000	11501000	
79	9521000	30186000	
72	30282000	24922000	
72	24927000	24154000	
68	30279000	30100000	
68	30268000	30282000	

Tabelle 9.8 Ergebnisse der Untersuchungen der Biegewechselfestigkeit unbearbeiteter und T6-wärmebehandelter Proben der Sr-veredelten Legierung EN AC-Si7Mg0,3; Durchläufer sind grau gekennzeichnet

### 9.4 Verzeichnis der Abkürzungen

a	Temperaturleitfähigkeit	m <sup>2</sup> /s
a <sub>F</sub>	Temperaturleitfähigkeit des Formstoffs	m <sup>2</sup> /s
a <sub>M</sub>	Temperaturleitfähigkeit des Metalls	m <sup>2</sup> /s
A	Sievertskonstante	
A <sub>0</sub>	homogene Keimbildungsarbeit	J
A(⊖)	heterogene Keimbildungsarbeit	J
B	Sievertskonstante	
c <sub>H</sub>	Konzentration des gelösten Wasserstoffs	cm <sup>3</sup> /100g
c <sub>p</sub>	spezifische Wärmekapazität	J/kgK
F	Querschnittsfläche	m <sup>2</sup>
λ	Wärmeleitfähigkeit	J/Kms
p <sub>A</sub>	atmosphärischer Druck	Pa

$p_B$	Innendruck der Blase	Pa
$p_{H_2}$	Partialdruck des Wasserstoffs	Pa
$p_K$	Kapillardruck	Pa
$p_M$	metallostatischer Druck	Pa
$r$	Radius der entstehenden Blase	m
$r_C$	Spaltbreite am Kerbaustritt	m
$\Theta$	Benetzungswinkel	Grad
$\rho$	Dichte	kg/m <sup>3</sup>
$\sigma$	Oberflächenspannung	N/m
$t$	Gießzeit	s
$T$	Temperatur	K
$T_B$	Berührungstemperatur Formstoff/Metall	K
$T_F$	Temperatur des Formstoffs	K
$T_M$	Temperatur des Metalls	K
$v$	Geschwindigkeit	m/s
$V_0$	Ausgangsvolumen	m <sup>3</sup>
$V_k$	kritische Volumen	m <sup>3</sup>
$W$	Gießgewicht	kg
$We$	Weberzahl	

## Lebenslauf

### Persönliche Angaben

Vera Vogel

Geboren: 14.04.74 in Wetzlar

Familienstand: ledig

Staatsangehörigkeit: deutsch

### Schulausbildung

08/80 – 06/89 Kestner-Schule in Wetzlar

08/89 – 05/93 Hochrhein-Gymnasium in Waldshut-Tiengen (allgemeine Hochschulreife)

### Studienausbildung

10/93 – 04/96 Grundstudium Metallurgie und Werkstofftechnik an der RWTH-Aachen

04/96 – 09/99 Hauptstudium der Metallurgie und Werkstofftechnik mit Fachrichtung Gießereikunde an der RWTH-Aachen

### Beruflicher Werdegang

10/95 – 02/97 Studentische Hilfskraft am Gießereiinstitut der RWTH-Aachen

03/97 – 10/98 Studentische Hilfskraft bei der ACCESS GmbH in Aachen

11/99 – 08/02 Mitarbeiterin der IfG- Institut für Gießereitechnik GmbH in Düsseldorf

Seit 10/02 Betriebsingenieurin bei Daimler-Chrysler