

# **Radioskopie an schmelzflüssigen Metallen zur Prozeßoptimierung**

Vom Fachbereich Maschinenbau  
der Universität Hannover

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

genehmigte  
Dissertation

von

Dipl.-Ing. Christian Reichert

geboren am 21.05.1968 in Neumünster

2001

Vorsitz: Prof. Dr.-Ing. G. Redeker

1. Referent: Prof. Dr.-Ing. D. Stegemann

2. Referent: Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. H. Haferkamp

Tag der Promotion: 06.02.2001

## **Abstract** **- deutsche Version -**

Reichert, Christian

### **Radioskopie an schmelzflüssigen Metallen zur Prozeßoptimierung**

In dieser Arbeit wurden die örtlich hochauflösenden Durchstrahlungsverfahren der Mikrofokusradioskopie und der Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie in Kombination mit rechnergestützter Bildverarbeitung erstmalig sowohl in grundlegender Form am Prozeßmodell, als auch in praxisorientierter Form an Prozessen mit schmelzflüssigen Metallen eingesetzt. Gegenstand dieser Untersuchungen ist die Beschreibung dynamischer und z.T. hochdynamischer Vorgänge in schmelzflüssigen Metallen, die im Bereich des Gießens von Aluminium und bei Verfahren der Oberflächenvergütung durch Laserstrahldispersieren stattfinden. Der Einsatz anderer prozeßintegrierbarer Prüfverfahren wird erschwert bzw. ist unmöglich, da diese Prozesse durch optische und/oder mechanische Unzugänglichkeit sowie durch hohe Temperaturen erschwerte Bedingungen zur Prozeßanalyse aufweisen.

Im Bereich Aluminiumkokillenguß wurde mit Hilfe eines Gießmodells ein grundlegendes Konzept zur Erfassung, Analyse und Bewertung von dynamischen Vorgängen, die innerhalb der Einfüll-, Erstarrungs, und Abkühlphasen beim Gießprozeß auftreten, erarbeitet. Dieses Konzept beinhaltet zunächst die on-line Erfassung der Prozeßdynamik mittels Mikrofokusradioskopie. Zu ihrer Analyse und Bewertung wurden aufgrund des großen Bilddatenumfangs automatisierte, anwenderunabhängige Methoden und Algorithmen auf Basis der digitalen Bildverarbeitung entwickelt und zur automatisierten Gießfehlerdetektion und -klassifikation während des Gießvorgangs eingesetzt.

In weiteren Schritten wurden die beim Aluminiumkokillenguß in Grundlagenuntersuchungen erarbeiteten Methoden auf praxisbezogene Prozesse angewendet. Hierbei wurden zunächst im Bereich Aluminiumsandguß mittels angepaßter Mikrofokusradioskopie Einfüll-, Speisungs- und Erstarrungsvorgänge on-line erfaßt, um neuartige Methoden mittels moderner Speisungstechniken zu erproben und Möglichkeiten zur Prozeßoptimierung aufzudecken.

Im Anschluß daran wurde die für den Aluminiumkokillenguß konzipierte Prüfmethode genutzt und in erweiterter, modifizierter Form durch Einsatz einer Hochgeschwindigkeitskamera bei Untersuchungen zum Laserstrahldispersieren eingesetzt. Dabei wurden Schmelzbadströmungen hinsichtlich der Hartstoffpartikelbewegungen mittels Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie erstmals experimentell erfaßt und analysiert.



**Abstract**  
**- english version -**

Reichert, Christian

**Radioscopy on molten metals for process optimization**

This work shows applications of high resolutional x-ray techniques as microfocus-radioscopy and high-speed microfocus-radioscopy in combination with digital image processing. The applications are described for the first-time on a basic process model as well as in a praxis-oriented form on processes with molten metals. The aim of this investigations is the description of dynamic and partly high dynamic events in molten metals which occur in the field of aluminium casting and laser dispersing processes. The use of other process integrable diagnostic techniques is difficult because of optical and mechanical inaccessibility and high process temperatures.

In the field of aluminium mould casting a basic concept was worked out for the detection, analyzation and evaluation of dynamic events which occur during the filling-, solidification- and cooling processes. This concept includes the on-line detection of the process dynamic due to microfocus-radioscopy. For analyzation and evaluation automated methods and algorithms based on digital image analysis were developed and used for the detection and classification of casting defects during the casting process.

Further on this work describes possibilities to use the developed methods for actual industrial problem states in the field of process optimization. In the field of aluminium sand casting due to adapted microfocus-radioscopy filling-, feeding- and solidification processes were detected on-line to test new feeding methods and to find out possibilities for process optimization using modern feeding techniques.

The application of microfocus-radioscopy in combination with a high-speed camera is shown in the last part of this work. This combined method is used to get informations for process optimization of the Laser-dispersing process. During this investigations it was possible for the first-time to visualize and analyse quantitatively high-dynamic flow configurations inside the molten bath by tracking hard particle movements.

**Schlagworte**

Mikrofokusradioskopie  
Gießen  
Laserstrahldispersieren  
Prozessoptimierung

-

**Keywords:**

-

Microfocus-radioscopy

-

Casting

-

Laser dispersing

-

Process optimization

## Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Kerntechnik und Zerstörungsfreie Prüfverfahren der Universität Hannover.

Herrn Prof. Dr.-Ing. D. Stegemann gilt mein besonderer Dank für die gemeinsame Ausarbeitung dieser Aufgabenstellung sowie für die Betreuung und kritische Durchsicht dieser Arbeit. Des weiteren bedanke ich mich für sein Engagement bei der Durchsetzung der Forschungsvorhaben innerhalb des Sonderforschungsbereichs 326, die entscheidend zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. H. Haferkamp danke ich für die Übernahme des Koferates und das Interesse an dieser Arbeit, sowie für die Bemühungen die er der Realisierung des Forschungsprojektes bezüglich der Untersuchungen von Transportprozessen beim Laserstrahldispersieren, welches in Kooperation mit dem Laser Zentrum Hannover und dem Institut für Werkstoffkunde durchgeführt wurde, entgegengebracht hat.

Herrn Prof. Dr.-Ing. G. Redeker danke ich für die Übernahme des Vorsitzes meines Promotionsverfahrens sowie für das Interesse, das er dieser Arbeit entgegenbrachte.

Mein Dank richtet sich ferner an alle Kollegen und Mitarbeiter des Instituts, die mich in der Durchführung dieser Arbeit unterstützt haben. Insbesondere möchte ich hier Herrn Dipl.-Ing. K. L. Feiste nennen, der mir in jahrelanger gemeinsamer Forschungsarbeit beratend und unterstützend zur Seite stand und maßgeblich an dem Gelingen dieser Arbeit beteiligt ist. Herrn Dr.-Ing. W. Reimche möchte ich an dieser Stelle explizit meinen Dank dafür aussprechen, daß er mir eine intensive Bearbeitung meiner Dissertation ermöglichte und mich in der Durchführung dieser stets unterstützt hat.

Den Mitarbeitern des Laser Zentrums Hannover, insbesondere Herrn Dipl.-Ing. Stefan Czerner, danke ich für die Zusammenarbeit bezüglich der Arbeiten zum Laserstrahldispersieren.

Ein besonderer Dank sei auch an Herrn Dipl.-Ing. Jaunich von der Firma FOSECO gerichtet, der durch sein besonderes Engagement die Realisierung eines Forschungsprojektes mit der Firma FOSECO ermöglichte.

Der Deutschen Forschungsgemeinschaft wird gedankt für die Unterstützung dieser Arbeit durch den Sonderforschungsbereich 326 „Prozeßintegrierte Qualitätsprüfung mit Qualitätssinformationssystem für metallische Bauteile des Maschinenbaus.





## **Inhaltsverzeichnis**

	<b>Seite</b>
<b>1.0 Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2.0 Zielsetzung und Konzept der Arbeit</b>	<b>3</b>
<b>3.0 Grundlagen der angewandten Prüftechnik</b>	<b>5</b>
3.1 Konventionelle Mikrofokusradioskopie	5
3.2 Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie	16
3.3 Digitale Bildverarbeitung	17
3.4 Temperaturmessung und –analyse	24
<b>4.0 Untersuchte Fertigungsprozesse</b>	<b>25</b>
4.1 Aluminiumguß in Kokille und Sand	25
4.1.1 <i>Grundlagen von Aluminium-Gußlegierungen</i>	26
4.1.2 <i>Schwerkraftkokillenguß</i>	36
4.1.3 <i>Schwerkraftsandguß</i>	37
4.1.4 <i>Niederdrucksandguß</i>	38
4.1.5 <i>Filterspeiser-Technik</i>	39
4.2 Laserstrahldispergieren	39
<b>5.0 Beschreibung der Versuchsprüftechnik</b>	<b>42</b>
5.1 Mikrofokusradioskopieanlage	42
5.2 Rechnergestützte Hochgeschwindigkeitskamera	45
5.3 Digitales Bildverarbeitungssystem	46
5.4 Mehrkanal-Temperaturerfassungssystem	48
<b>6.0 Versuchsaufbauten</b>	<b>49</b>
6.1 Aluminium-Schwerkraftkokillenguß	49
6.2 Aluminium-Schwerkraftsandguß	50
6.3 Aluminium-Niederdrucksandguß	53
6.4 Laserstrahldispergieren	54

---

<b>7.0 Experimentelle Untersuchungen und Ergebnisse</b>	<b>56</b>
7.1 Gießfehlerdetektion und –klassifikation beim Schwerkraftkokillenguß	56
7.1.1 <i>Konzept zur Gießprozeßoptimierung</i>	57
7.1.2 <i>Fehlersegmentierung und -merkmalsextraktion mit digitaler Bildverarbeitung</i>	58
7.1.3 <i>Klassifikationsergebnisse</i>	63
7.2 Erfassung von Speisungs- und Erstarrungsvorgängen beim Aluminiumsandguß	67
7.2.1 <i>Speisungs- und Erstarrungsvorgänge bei modernen Filterspeisern</i>	67
7.2.2 <i>Chemisch unterstützte Speisungsvorgänge</i>	71
7.2.3 <i>Speisungs- und Erstarrungsvorgänge beim Niederdrucksandguß</i>	75
7.2.4 <i>Fazit zum Aluminiumsandguß</i>	79
7.3 Räumliche Verfolgung von Hartstoffpartikeln beim Laserstrahldispersieren	80
7.3.1 <i>Festlegung der maximalen Bildaufnahmefrequenz</i>	80
7.3.2 <i>Kombination Substratwerkstoff-Hartstoffpartikel</i>	82
7.3.3 <i>Zielkonflikt: Geometrische Unschärfe, Vergrößerung und Helligkeit</i>	83
7.3.4 <i>Einfluß relevanter Prozeßparameter auf Partikelbewegungen</i>	84
7.3.5 <i>Vergleich der Versuchsergebnisse mit existierenden Modellansätzen</i>	90
<b>8.0 Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>92</b>
<b>9.0 Literatur</b>	<b>94</b>

## Abkürzungen und Formelzeichen

### Kurzzeichen

$\alpha$	Phasenbezeichnung, Aluminium-Primärkristall
$\Delta t$	Zeitintervall [s]
$\lambda$	Wellenlänge [ $\mu\text{m}$ ]
$\mu$	Linearer Schwächungskoeffizient [1/cm]
$a$	Abstand Objekt - Bildebene [mm]
$a_g$	Grauerthäufigkeit
$A$	Absorption [%]
$b$	Abstand Objekt - Strahlenquelle [mm]
$B$	Legierungselement allgemein
$c$	Schwellwert
$c_1$	Helligkeitskonstante bei linearer Abbildung eines Bildes
$c_2$	Kontrastkonstante bei linearer Abbildung eines Bildes
$C$	Konzentrationsgehalt an B [Massen-%]
$C_0$	Konzentrationsgehalt an B bei $T_0$ [Massen-%]
$C_1$	Konzentrationsgehalt an B bei $T_1$ [Massen-%]
$C(x)$	Wegabhängiges Konzentrationsprofil [Massen-%]
$D$	Dosisaufbaufaktor
$\dot{D}_1$	Auf Objekt auftreffende Strahlendosisleistung [mGy/s]
$\dot{D}_2$	Aus Objekt austretende Strahlendosisleistung [mGy/s]
$f$	Brennweite der Optik [mm]
$F$	Fokusedurchmesser [ $\mu\text{m}$ ]
$g$	Grauwert eines Bildpunktes
$g'$	Grauwert eines transformierten Bildpunktes
$G$	Grauwertmenge
$G_T$	Temperaturgradient [ $^{\circ}\text{C/s}$ ]
$G_b$	Kornfeinungsgröße [s]
$h$	Faltungskernpunkt
$H$	Faltungskern ( $m \times m$ )
$HWS$	Halbwertsschicht
$I_0$	Auf Objekt auftreffende Strahlungsintensität [Quanten/ $\text{m}^2\text{s}$ ]
$I_1$	Aus Objekt austretende Strahlungsintensität [Quanten/ $\text{m}^2\text{s}$ ]
$k$	Faltungskernwert
$L$	Bildzeilenanzahl
$m$	Anzahl der Faltungskernspalten bzw. -zeilen
$m_s$	Mittelwert der Grauwerte eines Bildes
$M$	Vergrößerungsfaktor
$M_E$	Erstarrungsmodul [cm]
$M_{E, \text{Gußteil}}$	Erstarrungsmodul des Gußteils [cm]

---

$M_{E, \text{Speiser}}$	Erstarrungsmodul des Speisers [cm]
$n$	Anzahl der Bildpunkte
$P$	Strahlungsleistung [W]
$p_s$	Relative Grauwerthäufigkeit
$p_s'$	Relative Grauwerthäufigkeit des transformierten Bildes
$q_s$	Mittlere quadratische Abweichung der Grauwerte eines Bildes
$s$	Bildpunkt
$s'$	Transformierter Bildpunkt
$S_1$	Klassenschwerpunkt Klasse 1
$S_2$	Klassenschwerpunkt Klasse 2
$S_3$	Klassenschwerpunkt Klasse 3
$S_F$	Fehlerschwerpunkt
$S$	Bildmatrix
$S'$	Transformierte Bildmatrix
$R$	Bildspaltenanzahl
$t$	Zeitkoordinate [s]
$t_1$	Abkühlzeit zum Zeitpunkt 1 [s]
$t_2$	Abkühlzeit zum Zeitpunkt 2 [s]
$t_E$	Erstarrungszeit [s]
$T_0$	Temperatur der Schmelze [°C]
$T_1$	Temperatur bei Abkühlung [°C]
$T_D$	Eutektische Depression [°C]
$T_{Li}$	Liquidustemperatur [°C]
$T_{LO}$	Obere Liquidustemperatur [°C]
$T_{LU}$	Untere Liquidustemperatur [°C]
$T_M$	Mittelwerttemperatur [°C]
$T_{MAX}$	Maximale Temperatur [°C]
$T_R$	Referenztemperatur der Schmelze im Eutektikum [°C]
$T_{Real}$	Reale Temperatur der Schmelze [°C]
$T_{REK}$	Eutektische Rekaleszenz [°C]
$T_{So}$	Solidustemperatur [°C]
$T_{SO}$	Obere Solidustemperatur [°C]
$T_{SU}$	Untere Solidustemperatur [°C]
$T_U$	Eutektische Unterkühlung [°C]
$TF_o$	Temperatur im oberen Filterbereich [°C]
$TF_m$	Temperatur im mittleren Filterbereich [°C]
$TF_u$	Temperatur im unteren Filterbereich [°C]
$TG_g$	Temperatur des Gußteils im großen Querschnittsbereich [°C]
$TG_k$	Temperatur des Gußteils im kleinen Querschnittsbereich [°C]
$TG_m$	Temperatur des Gußteils im mittleren Querschnittsbereich [°C]
$TS$	Temperatur im Steigrohr [°C]
$u$	Ortskoordinate des Faltungskerns

## Abkürzungen und Formelzeichen

---

$U_b$	Bewegungsunschärfe [mm]
$U_g$	Geometrische Unschärfe [mm]
$U_{ges}$	Gesamte Unschärfe einer Röntgenaufnahme [mm]
$U_i$	Innere Unschärfe [mm]
$v$	Ortskoordinate der Faltungskerns
$V$	Geschwindigkeit [mm/s]
$x$	Materialdicke [cm]
$x$	Ortskoordinate der Bildmatrix
$y$	Ortskoordinate der Bildmatrix
$Z$	Anzahl der Zeitreihenbilder

### Chemische Zeichen

Ag	Silber
Al	Aluminium
Au	Gold
B	Bor
C	Kohlenstoff
Ca	Calcium
CaWO <sub>4</sub>	Calciumwolframoxid
Cs	Cäsium
CsI	Cäsiumjodid
CO <sub>2</sub>	Kohlendioxid
Cu	Kupfer
Fe	Eisen
Gd	Gadolinium
GdO <sub>4</sub>	Gadoliniumoxid
I	Jod
Li	Lithium
LiI	Lithiumjodid
Mo	Molybdän
Na	Natrium
NaI	Natriumjodid
Nb	Niob
Nd	Neodym
O	Sauerstoff
P20	Phosphor aus Zink-Cadmium-Sulfide, angereichert mit Silber
Si	Silizium
Ti	Titan
TiB	Titanborid
W	Wolfram
Y	Yttrium
YAG	Yttrium-Aluminium-Granat-Kristall

### Werkstoffbezeichnungen

Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	keramischer Werkstoff aus Aluminiumoxid (Korund)
G-AlSi6	Aluminium-Silizium-Gußlegierung (6 Massen-% Silizium)
G-AlSi10	Aluminium-Silizium-Gußlegierung (10 Massen-% Silizium)
G-AlSi12	Aluminium-Silizium-Gußlegierung (12 Massen-% Silizium)
NbC	Niobcarbid
S 235 JR	Stahlwerkstoff als Substratwerkstoff
TiAl6V4	Titanbasiswerkstoff als Substratwerkstoff
WC	Wolframcarbid
WSC	Wolframschmelzcarbid

### Sonstige Bezeichnungen

_L	leichter Filter (feinporig)
_S	schwerer Filter (grobporig)
_St	Standardfilter (mittelporig)
AE	Bezeichnung für Speisermaterial (nach FOSECO)
AKP	Abkühlphase
CCD	Charge Coupled Device
EEP	Erstarrungsendphase
DPE	Bezeichnung für Speisermaterial (nach FOSECO)
PBD	Partikel-Belegungs-Dichte
ppi	Pores per inch
TE	Thermoelement

## 1.0 Einleitung

Um in der heutigen Zeit mit einem Produktionsprozeß wettbewerbsfähig zu sein und zu bleiben, müssen ein Maximum an konstanter, hoher Produktqualität erreicht werden, der Fertigungsprozeß ein Optimum an Produktivität leisten, d.h. zeitoptimiert und störungsfrei arbeiten, und die Produktionskosten minimiert werden. Zusammengefaßt beschreiben und bestimmen diese Faktoren die Prozeßqualität. Durch zunehmende Globalisierung der Märkte und steigende Konkurrenz im Wettbewerb ergibt sich somit die übergeordnete Zielsetzung, eine hohe Prozeßqualität zu erreichen. Diese Zielsetzung erfordert es, sowohl die Prozeßabläufe als auch die den Prozeßablauf beeinflussenden Prozeßparameter zu erfassen, zu analysieren und zu bewerten, um eine Prozeßoptimierung hinsichtlich Produktqualität, Prozeßsicherheit und Prozeßproduktivität durch Steuerung bzw. Regelung der Prozeßparameter herbeizuführen. Dabei ist es wichtig, diesen Weg der Prozeßoptimierung schon in der Produktplanungsphase einzuschlagen, um sich einstellende Prozeßfehler schon im Vorfeld aufzudecken, bevor diese sich auf eine Serienfertigung nachteilig auswirken.

Mit dem Hintergrund dieser Problemstellung werden heutzutage erfolgreich Prozeßsimulationen angestellt, anhand derer Prozeßparametervariationen durchgeführt werden können, um Möglichkeiten zur Prozeßoptimierung aufzudecken. Nachteilig wirkt sich hierbei aus, daß Prozeßsimulationen oft aufgrund von Prozeßunkenntnis und -unzugänglichkeit nur mit idealisierten Randbedingungen durchführbar sind, hierdurch nur in einem gewissen Maße den Prozeß realitätsgetreu abbilden können und durch andere Meßverfahren verifiziert bzw. optimiert werden müssen.

Um Prozeßabläufe und die den Prozeß beeinflussenden Prozeßparameter realitätsgetreu erfassen, analysieren und bewerten zu können, sind Prüfmethode bzw. -systeme erforderlich, die prozeßintegriert eingesetzt werden können, um Prozeßzustände und -abläufe on-line zu erfassen. Diese Voraussetzung schränkt die Anwendbarkeit einer großen Anzahl von Prüfmethode stark ein. Kommt erschwerend hinzu, daß der Prozeß aufgrund seiner Eigenart optisch und/oder mechanisch nicht oder nur eingeschränkt zugänglich ist oder erschwerte Prozeßbedingungen, wie z.B. hohe Temperaturen herrschen, bleiben nur wenige Alternativen an einsetzbaren Meßsystemen.

Speziell dynamische Vorgänge in metallischen Schmelzen, beispielsweise beim Gießen oder Oberflächenvergüten mittels Laserstrahldispersieren, stellen eine große Hürde für die Prüftechnik dar. Um derartige Prozesse on-line, d.h. prozeßintegriert zu untersuchen, sind besondere Durchstrahlungstechniken, wie die Mikrofokus- oder Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie, geeignet, selbst hochdynamische Prozesse bei hoher Ortsauflösung zu analysieren.

Gegenstand dieser Arbeit ist daher mit den Verfahren der Mikrofokus- und Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie in Kombination mit digitaler Bildverarbeitung erstmals Me-

thoden darzustellen, welche beim Gießprozeß und Laserstrahldispersieren, d.h. bei Prozessen, bei denen konventionelle Durchstrahlungsmethoden nicht hinreichend eingesetzt werden können, in der Lage sind, die dynamischen Vorgänge in der Schmelze mit hoher Ortsauflösung (Detaildirektvergrößerung) zu erfassen, zu analysieren und zu bewerten, um Möglichkeiten zur Prozeßoptimierung aufzudecken.



## 2.0 Zielsetzung und Konzept der Arbeit

Das Ziel dieser Arbeit ist, zerstörungsfreie, prozeßintegrierbare Methoden und Verfahren zur Optimierung von analysetechnisch schwer zugänglichen Fertigungsprozessen zu entwickeln. Hierbei wird existierende konventionelle Mikrofokusradioskopietechnik oder neu entwickelte Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie problemangepaßt eingesetzt, um dynamische bzw. hochdynamische Prozeßabläufe zu erfassen, zu analysieren, miteinander zu vergleichen und nach erfolgter Bewertung durch gezielte Steuerung relevanter, prozeßbeeinflussender Größen und Parameter zu optimieren.

Als analysetechnisch schwer zugänglich sind dabei diejenigen Fertigungsprozesse zu verstehen, bei denen der Einsatz anderer Meßtechniken oder die Ankopplung von Sensoriken nicht möglich bzw. mit technisch nicht vertretbarem Aufwand zu realisieren ist und die interessierenden Prozeßabläufe zum einen durch Fertigungsmittel wie Kokillen oder Formen bzw. durch das Bauteil oder das Schmelzbad verdeckt sind.

Aufgrund des großen Datenvolumens wird die Erfassung, Analyse und Bewertung der in digitalen Bildern vorliegenden Prozeßdynamik automatisiert mit Hilfe spezieller an die Bedürfnisse der Systemtechnik angepaßter Bildverarbeitungsalgorithmen durchgeführt. Hiermit können gleichzeitig anwenderabhängige Einflüsse auf das Untersuchungsergebnis vermieden werden.

Das übergeordnete Konzept der Arbeit beinhaltet zunächst wissenschaftlich grundlegende Arbeiten auf dem Gebiet der Mikrofokusradioskopie beim Aluminiumkokillenguß. Mit ihrer Hilfe werden Strategien und Methoden zur Prozeßanalyse und -optimierung entwickelt und auf ihre Tauglichkeit hin überprüft. Aufbauend hierauf, d.h. unter Verwendung des erarbeiteten Grundlagenwissens und der entwickelten Prüfmethodik, werden industriell angewendete Arbeiten zur Entwicklung bzw. Optimierung von Aluminiumsandgußverfahren durchgeführt. Durch Erhöhung der Prüfgeschwindigkeit wird das im Fertigungsbereich Aluminiumgießen erarbeitete, auf der Mikrofokusradioskopie basierende Prüfkonzept unter Beibehaltung wesentlicher Bestandteile in die Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie beim Laserstrahldispersion überführt.

Die grundlegenden Arbeiten im Bereich der Mikrofokusradioskopie sind Teil des Sonderforschungsbereichs 326 „Prozeßintegrierte Qualitätsprüfung und Qualitätssystem für metallische Bauteile des Maschinenbaus“, in dem für den Fertigungsbereich Gießen Grundlagenuntersuchungen mittels Mikrofokusradioskopie durchgeführt werden, um Konzepte zur Optimierung des Schwerkraftkokillengußverfahrens zu erstellen. Durch Einsatz der Mikrofokusradioskopie in Kombination mit automatisierter digitaler Bildverarbeitung wird der Kokillengußprozeß prozeßintegriert erfaßt, um die Entstehung von Gießfehlern während der Erstarrungs- und Abkühlphase on-line detektieren und klassifizieren zu können. Hierbei

ist hinsichtlich der Gießprozeßoptimierung grundsätzlich die Herbeiführung einer gerichteten Erstarrung der Schmelze von besonderem Interesse. Durch Analyse und Bewertung von auf diese Weise erfaßten Prozeßdynamiken unter gezielter Variation relevanter Prozeßparameter, ergibt sich die Möglichkeit, eindeutige Zusammenhänge zwischen Prozeßgrößen und resultierenden Bauteilqualitäten aufzuzeigen.

Zur industriellen Umsetzung der in den Grundlagenuntersuchungen am Modell entwickelten Prüfmethodiken werden diese in Zusammenarbeit mit dem Industrieunternehmen FOSECO im Rahmen von Projekten zur Entwicklung neuer Aluminium-Sandgießverfahren angewendet. Durch Kombination von Mikrofokusradioskopie mit digitaler Bildverarbeitung und Mehrkanal-Temperaturerfassung wird die Möglichkeit geboten, neu entwickelte Filterspeiser-Systeme zu erproben, hinsichtlich ihrer Speisungseigenschaften zu analysieren und gezielt zu optimieren. Auch die Entwicklung und der Einsatz chemisch präparierter, die Speisung aktiv unterstützender Speiser sowie ihre Auswirkung auf den Gießprozeß und die Gußteilqualität werden durch die Anwendung der entwickelten Prüfmethodik forciert. Durch radioskopische Analysen der dynamischen Vorgänge im Speiser werden die dazu notwendigen Schritte zur Verfahrensoptimierung aufgedeckt. Ein weitere industrielle Anwendung der Prüfmethodik ergibt sich im Bereich der Gießprozeßentwicklung bei erstmaligem Einsatz von Gießfiltern beim Aluminium-Niederdruckguß. Durch Mikrofokusradioskopie und Temperaturanalyse werden hier Einfüllprozesse im Filterbereich des Steigrohres erfaßt, analysiert und die eingesetzten Filter hinsichtlich ihrer strömungsbeeinflussenden Eigenschaften bewertet sowie Speisungsvorgänge beurteilt.

Die Übertragung der Prüfmethode Mikrofokusradioskopie auf die der Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie für die Prozeßanalyse örtlich stark begrenzter, hochdynamischer Vorgänge wird anhand von Untersuchungen am Laserstrahldispersierprozeß gezeigt. In den in Zusammenarbeit mit dem Laser Zentrum Hannover durchgeführten Untersuchungen werden durch Einsatz problemangepaßter Mikrofokusradioskopie in Kombination mit rechnergestützter Hochgeschwindigkeitskamera und digitaler Bildverarbeitung die mikroskopischen, hochdynamischen Prozeßabläufe in Schmelzbädern beim Laserstrahldispersieren unter Variation der Prozeßparameter on-line erfaßt. Diese meßtechnische Erfassung bietet erstmalig die Möglichkeit, die sich einstellenden Schmelzbadströmungen und ihre Auswirkungen auf die Transportprozesse von Hartstoffpartikeln zu analysieren, abzubilden und in Form prozeßgerechter Parameter hinsichtlich der Prozeßoptimierung umzusetzen. Die im Experiment erarbeiteten Ergebnisse sind geeignet, die bisher zum Einsatz kommenden stark eingeschränkten Randbedingungen existierender mathematischer Modellbildungen zu bestätigen, zu ergänzen bzw. zu ersetzen.

Alle im Rahmen dieser Arbeit entstandenen Ergebnisse zeigen auf, daß ein bisher noch nicht ausgeschöpftes Potential an Einsatzmöglichkeiten für die Anwendung der prozeßintegrierten Mikrofokusradioskopie als Werkzeug zur Analyse hochdynamischer Vorgänge existiert.

## 3.0 Grundlagen der angewandten Prüftechnik

In diesem Abschnitt wird eine Übersicht der bei diesen Arbeiten eingesetzten Prüftechniken gegeben und auf deren Grundlagen eingegangen. Im Mittelpunkt dieser Arbeiten steht ein Mikrofokus-Radioskopiesystem, welches in Verbindung mit digitaler Bildverarbeitung und dem Einsatz einer Hochgeschwindigkeitskamera die zur Untersuchung verschiedener dynamischer Vorgänge notwendigen Radioskopiedaten liefert.

### 3.1 Konventionelle Mikrofokusradioskopie

Die Mikrofokusradioskopie findet heutzutage ihren Einsatz als zerstörungsfreies Prüfverfahren bei Anwendungen, die eine starke Detaildirektvergrößerung mit hochwertiger Bildqualität erfordern, um kleinste Objekte im Bereich  $>10\ \mu\text{m}$  radioskopisch zu erfassen [1, 2] oder bei denen die konventionellen Methoden der Radioskopie unzulänglich sind. So wird diese Technik beispielsweise in der Halbleiterindustrie zur Inspektion von Lötstellen und Leiterplatten eingesetzt oder im Bereich der Metallindustrie bei der Prüfung von Schweißnähten und Punktschweißverbindungen zur Detektion kleinster Risse, wie auch bei der Herstellung von Keramiken und Verbundwerkstoffen zur Aufdeckung ungleichförmiger Dichteverteilungen durch poröse Bereiche [3, 4]. Den umfangreichen Einsatzbereich dieser Technik schildern weitere Ausführungen in [5, 6, 7, 8]. Der Einsatz von Bildverstärkern in Kombination mit digitalen Bildverarbeitungssystemen bietet die Möglichkeit, verschiedenste Bildoperationen mit Einzel- und Serienbildern durchzuführen und damit Abbildungen von bewegten Objekten in Echtzeit zu erzeugen und zu analysieren [9]. Dadurch kann die Mikrofokusradioskopie als Prüfverfahren sehr flexibel eingesetzt und gezielt auf die jeweiligen Erfordernisse zugeschnitten werden, wie das in [10] beschriebene Beispiel zur Detektion von Poren durch angepasste digitale Bildverarbeitung bei der Herstellung von Keramiken zeigt. So gewinnt die Mikrofokusradioskopie in Verbindung mit digitaler automatisierter Bildverarbeitung in den letzten Jahren immer mehr an Bedeutung und wird unter anderem auch als automatisiertes Prozeßüberwachungssystem und zur Charakterisierung von Produktionsprozessen eingesetzt, wie aus dem Bereich des Gießereiwesens in [11, 12, 13] berichtet wird.

In der hier beschriebenen Arbeit soll die Mikrofokusradioskopie jedoch nicht in erster Linie als zerstörungsfreies Prüfverfahren eingesetzt werden, wie in zahlreichen Publikationen beschrieben wird, sondern darüber hinaus als System zur Observierung und Analyse von dynamischen Vorgängen innerhalb von Fertigungsprozessen und Prozeßabläufen genutzt werden, wie einleitend beschrieben wurde.

#### Aufbau einer Röntgenröhre

Zur Erzeugung von Röntgenstrahlung wird eine Röntgenröhre verwendet, deren schematischer Aufbau in Bild 3.1.1 wiedergegeben ist. Von einem in einer Vakuumröhre befindlichen Heizdraht werden Elektronen emittiert. Durch das zwischen dem Heizdraht und dem Anodenmaterial anliegende Hochspannungsfeld werden diese freien Elektronen beschleunigt und

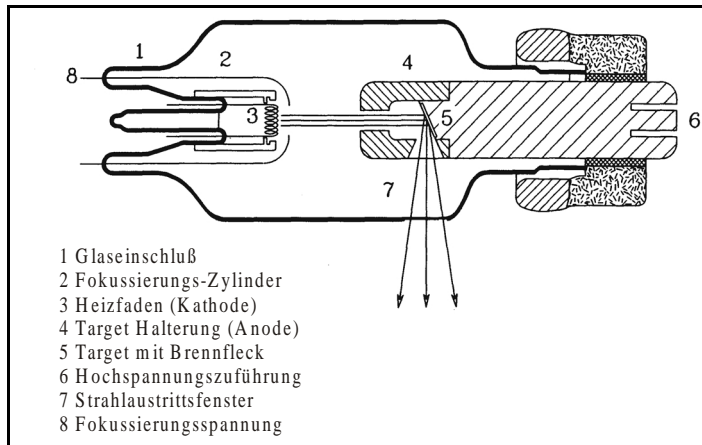


Bild 3.1.1: Aufbau einer Röntgenröhre nach [3]

treffen mit einer hohen kinetischen Energie auf die Anode, die auch als Target bezeichnet wird. Durch die im folgendem Absatz bei der Entstehung von Röntgenstrahlung beschriebenen Effekte wird von dem Auftreffpunkt der Elektronen auf das Anodenmaterial (Fokus) das Röntgenspektrum emittiert. Hierbei ist jedoch zu bemerken, daß lediglich 1% der kinetischen Energie der auftreffenden Elektronen in Röntgenstrahlung, der restliche Teil dieser Energie im Anodenmaterial in Wärme umgewandelt wird. Aufgrund dieser hohen thermischen Belastung wird das Target einer Röntgenröhre vorwiegend aus schweratomigen, hochschmelzenden Metallen wie z.B. Wolfram hergestellt. Targetmaterialien mit hohen Ordnungszahlen zeichnen sich außerdem durch eine vergleichbar hohe Intensitätsausbeute aus. Auch bei Verwendung eines hochschmelzenden Targetmaterials kann grundsätzlich auf eine zusätzliche Kühlung der Anode nicht verzichtet werden [14, 15].

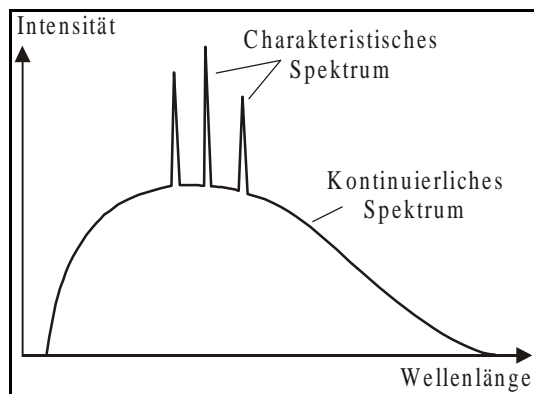


Bild 3.1.2: Röntgenspektrum nach [3]

[15]. Zum einen besteht es aus der Bremsstrahlung mit einem kontinuierlichen Spektrum, zum anderen aus der charakteristischen Strahlung mit einem Linienspektrum bei charakteristischen Wellenlängen.

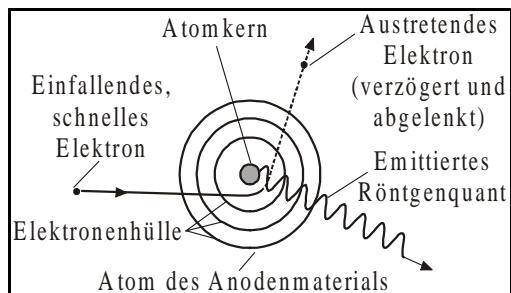


Bild 3.1.3: Entstehung von Bremsstrahlung nach [19]

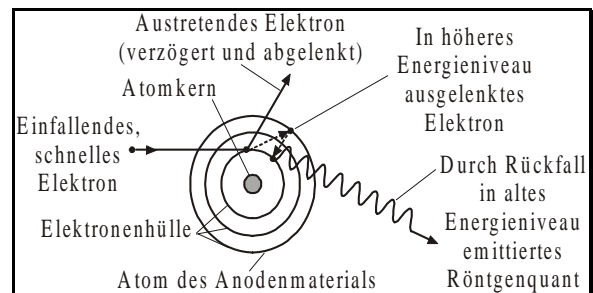


Bild 3.1.4: Entstehung von charakteristischer Strahlung [19]

treffen mit einer hohen kinetischen Energie auf die Anode, die auch als Target bezeichnet wird. Durch die im folgendem Absatz bei der Entstehung von Röntgenstrahlung beschriebenen Effekte wird von dem Auftreffpunkt der Elektronen auf das Anodenmaterial (Fokus) das Röntgenspektrum emittiert. Hierbei ist jedoch zu bemerken, daß lediglich 1% der kinetischen Energie der auftreffenden Elektronen in Röntgenstrahlung

### Entstehung von Röntgenstrahlung

Röntgenstrahlen sind sehr energiereiche elektromagnetische Wellen mit Wellenlängen im Bereich von ca.  $10^{-8}$  m (weiche Strahlung) bis  $10^{-14}$  m (harte Strahlung). Sie entstehen, wenn stark beschleunigte freie Elektronen durch den Aufprall auf Materie abgebremst werden, und breiten sich mit Lichtgeschwindigkeit aus.

Das Röntgenspektrum, das in Bild 3.1.2 dargestellt ist, setzt sich aus zwei Anteilen zusammen

Die Bremsstrahlung wird durch die Wechselwirkung der einfallenden Elektronen mit den Atomkernen des Anodenmaterials verursacht. Das Entstehungsprinzip läßt sich Bild 3.1.3. entnehmen.

Die charakteristische Strahlung wird verursacht durch eine Wechselwirkung der einfallenden Elektronen mit der Elektronenhülle der Atome des Anodenmaterials. Dieser Effekt ist in Bild 3.1.4. dargestellt.

### Schwächung von Röntgenstrahlen

Die Schwächung von Röntgenstrahlen beim Durchgang durch Materie erfolgt durch Absorption und Streuung, wobei nach [14, 15] in den meisten Fällen die Absorption den weitaus größeren Anteil der Strahlenschwächung bewirkt. Der Grad der Schwächung ist nach [3, 15] von der Wellenlänge der Röntgenstrahlung, der Materialdicke sowie der Materialart (Ordnungszahl, Dichte) abhängig. Bei der Berechnung der Strahlenschwächung geht man nach [3] am besten von einer monochromatischen Röntgenstrahlung aus. Hiermit ergibt sich nach Gleichung 3.1.1 die Schwächung als Verhältnis der Intensität der durch eine Schicht der Dicke  $x$  hindurchgelassenen Strahlung  $I_1$  zur eingestrahnten Intensität  $I_0$  für eine bestimmte Wellenlänge. Es gilt:

$$I_1 = I_0 \cdot e^{-\mu \cdot x} \cdot D \qquad \text{Gl. 3.1.1}$$

Darin ist:

- $\mu$  linearer Schwächungskoeffizient des durchstrahlten Materials für eine bestimmte Wellenlänge in  $\text{m}^{-1}$
- $x$  Schicht- bzw. Materialdicke in m
- D Dosisaufbaufaktor

Die Schwächung der Strahlungsintensität erfolgt demnach exponentiell und ist abhängig vom linearen, strahlungsenergie- und materialabhängigen (Kernladungszahl, Dichte) Schwächungskoeffizienten  $\mu$  sowie der durchstrahlten Schichtdicke  $x$ . Der Dosisaufbaufaktor D ist eine Zahl größer als 1, die die Anhebung der Strahlungsintensität  $I_1$  durch auftretende Streustrahlung berücksichtigt [3, 16]. Er ist abhängig vom Material, seiner Dicke, der Strahlungsenergie und von der Geometrie des Versuchsaufbaus. Da mit zunehmendem Dosisaufbaufaktor der Kontrast und die Fehlererkennbarkeit einer Röntgenaufnahme verringert werden, ist dieser so klein wie möglich zu halten, wie in [3] näher beschrieben wird.

Ein anschaulicher und häufig interessanter Wert ist die Halbwertsschicht HWS eines bestimmten Materials für eine bestimmte Wellenlänge. Diese ist als die Schichtdicke eines Materials definiert, nach deren Durchdringung die Strahlungsintensität auf die Hälfte geschwächt wird. Für die Halbwertsschicht HWS gilt [3]:

$$I_1 = I_0 / 2 \quad \text{Gl. 3.1.2}$$

Hiermit ergibt sich die Halbwertsschicht eines Stoffes:

$$HWS = \ln 2 / \mu = 0,693 / \mu \quad \text{Gl. 3.1.3}$$

Gleichung 3.1.3 zeigt, daß die Intensität einer Röntgenstrahlung beim Durchdringen von  $n$  Halbwertsschichten auf das  $1/2^n$ -fache geschwächt wird. Es wird deutlich, daß die Halbwertsschicht HWS direkt vom linearen Schwächungskoeffizienten abhängt. Dieser ist wiederum von der Ordnungszahl und Dichte des zu durchstrahlenden Stoffes sowie der Energie der einfallenden Strahlung abhängig. Bei abnehmender Energie der Röntgenstrahlung und steigender Ordnungszahl und Dichte des zu durchstrahlenden Stoffes wird die Halbwertsschicht kleiner. Bei konstanter Strahlungsenergie ist demnach z.B. die Halbwertsschicht von Blei wesentlich geringer als die von Aluminium [15].

#### Besonderheiten der Mikrofokustechnik

Die Mikrofokustechnik stellt eine Sonderform der Röntgentechnik dar. Die oben beschriebenen allgemeinen physikalischen Grundlagen der Röntgentechniken sind jedoch identisch. Die wesentliche Unterscheidung dieser Röntgensysteme liegt lediglich in der Größe des verwendeten Fokus und den sich unmittelbar daraus ergebenden Betriebsparametern und Einsatzmöglichkeiten. In Tabelle 3.1.1 [3] sind die Fokusdurchmesser verschiedener Röntgentechniken einander gegenübergestellt.

<i>Röntgentechnik</i>	<i>Fokusdurchmesser [mm]</i>
Konventionell	1 bis 4
Minifokus	bis 0,2
Mikrofokus	$10^{-3}$ bis 0,05

*Tabelle 3.1.1 Fokusdurchmesser verschiedener Röntgentechniken*

#### Mikrofokusanlage

Bei der Mikrofokustechnik ist es das Ziel, bei ausreichender Strahlungsintensität durch einen möglichst kleinen Fokus die Bildgüte zu verbessern. Die Fokusgröße ist mit ausschlaggebend für die geometrische Unschärfe und damit auch für die Bildgüte. Je kleiner der Fokus, desto kleiner die geometrische Unschärfe und umso besser die Bildgüte. Aus diesem Grunde ist es das Ziel beim Aufbau von Mikrofokusanlagen, Fokusdurchmesser im Mikrometerbereich zu erzielen. Zur Erzielung sehr kleiner Fokusdurchmesser sind eine Reihe aufeinander abgestimmte technische Anforderungen zu erfüllen, die durch besondere Bauteile verwirklicht werden.

### Elektronenkanone

Zur Erzeugung freier beschleunigter Elektronen (Elektronenstrom), die anschließend noch fokussiert werden, dient die Elektronenkanone. Eine Prinzipskizze ist in Bild 3.1.5 dargestellt, die die Auslegung der Elektronenbeschleunigung beinhaltet. Die Beschleunigung erfolgt durch ein elektrisches Feld, das zwischen Kathode und Anode anliegt. Seine Form ist im Bild

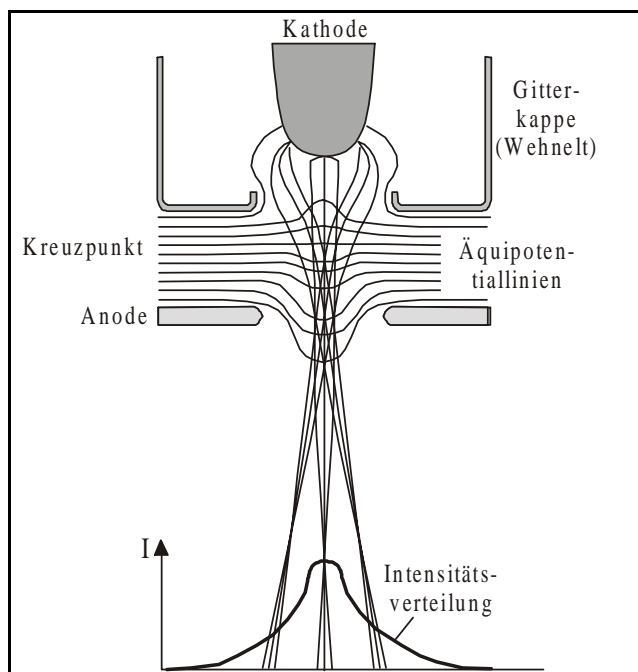


Bild 3.1.5: Elektronenkanone nach [3]

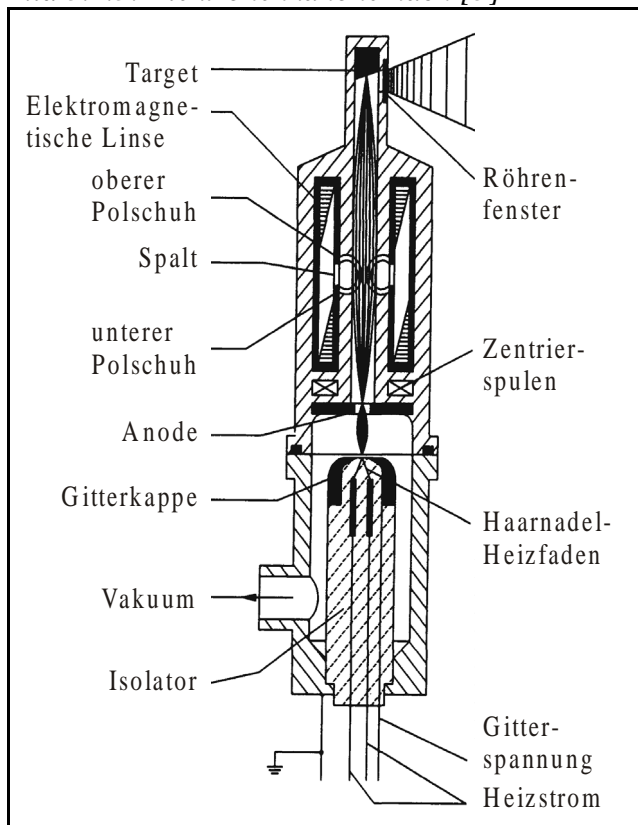


Bild 3.1.6: Aufbau einer Mikrofokusröntgenröhre nach [3]

durch senkrecht zu den Feldlinien verlaufende Äquipotentiallinien skizziert und wird durch die Geometrie der Kathode, der Gitterkappe (Wehnelt-Zylinder) und die Anode gebildet. Die Kathode liegt normalerweise auf negativem Potential im Vergleich zur Anode, so daß die Elektronen zur Anode hin beschleunigt werden. Dabei passieren sie die Öffnung der Gitterkappe, deren elektrisches Potential verändert werden kann. Bei negativem Potential, in Bezug auf die Kathode, kann der Elektronenstrom von der Kathode zur Anode hin unterbunden werden. Weiterhin sorgt die Form des elektrischen Feldes, die durch das Potential der Gitterplatte beeinflusst werden kann, für eine Fokussierung des Elektronenstromes. Die Lage und Güte des im Bild dargestellten Kreuzungspunktes können somit über die Potentiale geregelt werden. Typische Werte für den Durchmesser des Kreuzungsbereiches liegen in der Größenordnung von 10 bis 100  $\mu\text{m}$ .

Um insgesamt eine sehr gute Fokussierung zu erreichen, was zur Erzielung kleiner Fokusdurchmesser ausschlaggebend ist, sind eine Reihe weiterer Maßnahmen erforderlich, die in Bild 3.1.6 dargestellt sind.

### Haarnadel-Heizfaden

Eine wesentliche Voraussetzung für eine gute Fokussierung ist ein mög-

lichst kleiner Durchmesser der Elektronenemissionsquelle. Aus diesem Grunde werden sehr feine Haarnadel-Heizfäden in die Gitterkappe eingesetzt, die ausgewechselt werden können. Der Haarnadel-Heizfaden wird durch den Heizstrom erhitzt, wodurch eine Elektronenemission erfolgt. Der gesamte Vorgang der Emission und der Fokussierung läuft unter Hochvakuum ab. Da der Heizfaden von Zeit zu Zeit ausgewechselt werden muß, ist das Hochvakuum-System ein offenes System, das belüftet werden kann.

### *Elektromagnetische Linse*

Nach dem Austritt aus dem Heizfaden werden die Elektronen, wie schon beschrieben, durch das elektrische Feld beschleunigt und gebündelt. Für den nachfolgenden weiteren Fokussierungsprozeß ist es wichtig, daß die Elektronen nach Passieren der Anode eine möglichst einheitliche Energie besitzen, da der elektromagnetische Fokussierungsprozeß zur Erzeugung eines möglichst scharfen Fokus auf eine gleichartige Geschwindigkeit der Elektronen abgestimmt werden muß. Die Fokussierung der Elektronen erfolgt durch eine elektromagnetische Linse.

Wegen der hohen örtlichen Wärmebelastung des Targets im Fokus ist eine Kühlung des Targets erforderlich. Zum Schutz der Vakuumdichtungen vor Überhitzung im Bereich des Strahlkopfes ist eine Wasserkühlung zweckmäßig.

Der Vorteil des geringen Fokusdurchmessers der Mikrofokusröntgentechnik macht sich erheblich in der Qualität der erzeugten Röntgenaufnahmen bemerkbar [2]. Um dieses zu verdeutlichen, wird im folgenden auf die die Qualität einer Röntgenaufnahme bestimmenden Faktoren näher eingegangen.

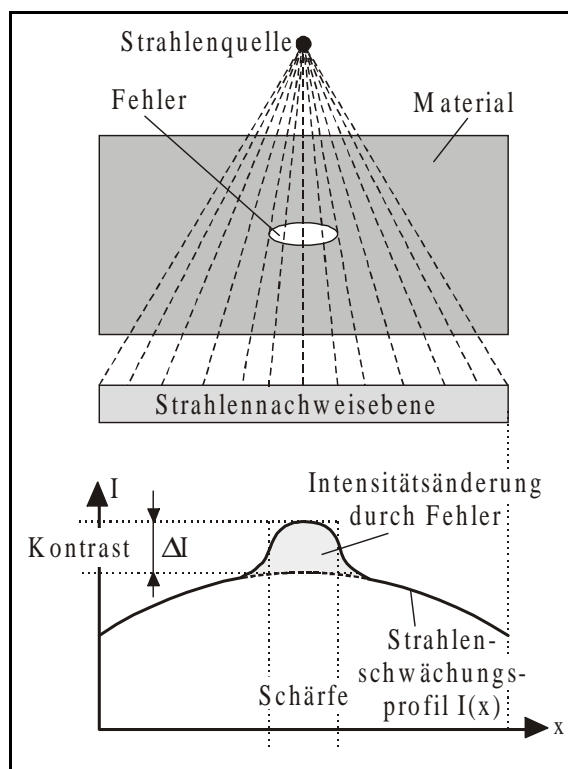


Bild 3.1.7: Kontrast und Schärfe einer Röntgenaufnahme nach [3]

deutlichen, wird im folgenden auf die die Qualität einer Röntgenaufnahme bestimmenden Faktoren näher eingegangen.

Die wesentlichen Faktoren für die Bildgüte von Röntgenaufnahmen sind deren Schärfe sowie ihr Kontrast [14, 15]. Durch die Zunahme dieser Faktoren wird die Fehlererkennbarkeit einer Röntgenaufnahme wesentlich verbessert. Der Kontrast ist nach [3] definiert als die Differenz der Strahlungsschwächung ( $\Delta I$ ) zweier benachbarter Bereiche. Er läßt sich dem in Bild 3.1.7 dargestellten Strahlenschwächungsprofil eines durchstrahlten Prüfkörpers mit Fehler entnehmen.

Der Kontrast einer Röntgenbildaufnahme wird beeinflusst durch die Härte der Strahlung, die Größe des Dosisaufbaufaktors, die



Ausmaße des abzubildenden Fehlers in Strahlungsrichtung sowie die linearen Schwächungskoeffizienten des zu durchstrahlenden Materials und des Fehlers.

Während der Kontrast nicht durch die Größe des Fokus beeinflusst wird, macht sich die Verringerung des Fokusdurchmessers erheblich in der zunehmenden Schärfe der Röntgenaufnahme bemerkbar. Zur Beschreibung der Schärfe wird im allgemeinen der Umweg über die einfacher zu erklärende Unschärfe gewählt [14, 15, 16]. Die Gesamtunschärfe einer Röntgenaufnahme ist nach Gleichung 3.1.4 definiert als:

$$U_{ges} = \left( U_g^3 + U_i^3 + U_b^3 \right)^{1/3} \quad \text{Gl. 3.1.4}$$

Sie setzt sich zusammen aus der geometrischen Unschärfe  $U_g$ , der inneren Unschärfe  $U_i$ , sowie einer Bewegungsunschärfe  $U_b$ .

#### Bewegungsunschärfe $U_b$

Eine Bewegungsunschärfe tritt auf, wenn sich das Objekt oder die Strahlenquelle während des Abbildungsvorgangs bewegt. Bei Verwendung von Filmen zum Strahlennachweis können Bewegungen zu erheblichen Bewegungsunschärfen führen. Bei Einsatz von Strahlendetektoren kann hingegen mit geeigneten Kamerasystemen eine Bewegungsunschärfe durch hohe Verschlusszeiten der Kamerablende vermieden werden. Für Aufnahmen ohne Bewegung ist die Bewegungsunschärfe  $U_b = 0$ .

#### Innere Unschärfe $U_i$

Die innere Unschärfe  $U_i$  des Strahlennachweissystems wird hervorgerufen durch statistische Streuungen in den Eigenschaften der Informationsträger. Im Rahmen dieser Arbeit werden filmlose Durchstrahlungsaufnahmen mit einem aus mehreren Komponenten bestehenden Röntgenbildaufnahmesystem (Strahlendetektor, Röntgenbildverstärker, Optik) erstellt, auf das im Verlaufe dieses Kapitels noch näher eingegangen wird. Auch hier sind die wesentlichen Faktoren für die innere Unschärfe das Detektormaterial sowie Ionisationsprozesse, welche wiederum von der Strahlungsintensität abhängen [17].

#### Geometrische Unschärfe $U_g$

Die geometrische Unschärfe  $U_g$  ist eine von der Geometrie des Versuchsaufbaus sowie des Fokusdurchmessers des Röntgensystems abhängige Größe (Bild 3.1.8). Sie läßt sich mit Hilfe des Strahlensatzes durch Gleichung 3.1.5 wie folgt beschreiben:

$$U_g = F \cdot \frac{a}{b} \quad \text{Gl. 3.1.5}$$

mit:  $F$ =Fokusdurchmesser,  $b$ =Abstand Strahlungsquelle-Objekt,  $a$ =Abstand Objekt-Bildebene

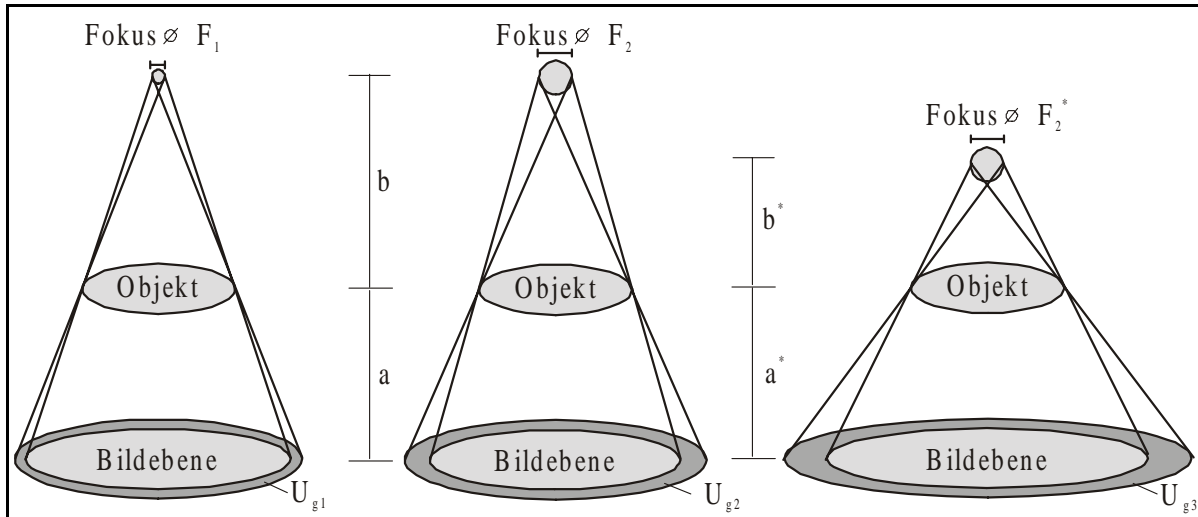


Bild 3.1.8: Geometrische Unschärfe einer Abbildung nach [3]

Da die Bildqualität in hohem Maße von der Schärfe abhängt, ist darauf zu achten, die geometrische Unschärfe so gering wie möglich zu halten. Wie man Gleichung 3.1.5 entnehmen kann, gibt es hierbei drei Möglichkeiten:

- Fokusdurchmesser  $F$  klein
- Abstand Strahlungsquelle-Objekt  $b$  groß
- Abstand Objekt-Bildebene  $a$  klein

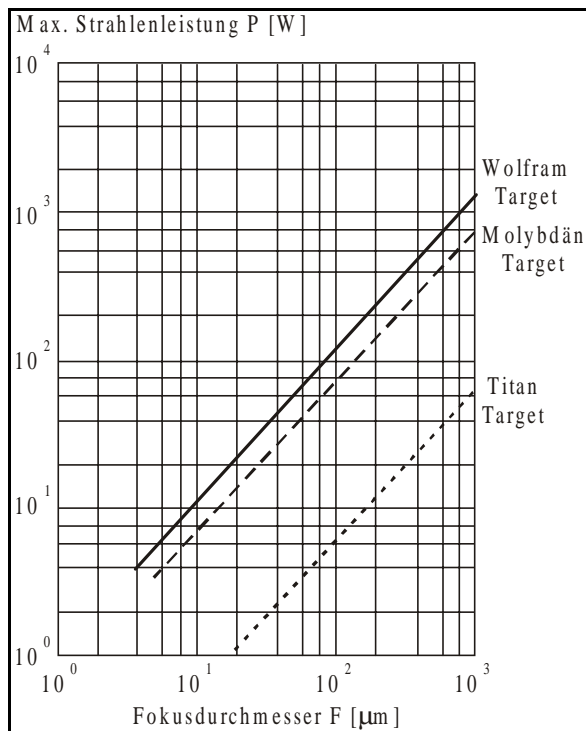


Bild 3.1.9: Targetbelastung in Abhängigkeit des Fokusdurchmessers nach [18]

aber die zur Durchstrahlung eines Bauteils notwendige Strahlungsleistung zur Verfügung zu

#### Verringerung des Fokusdurchmessers $F$

Um die geometrische Unschärfe zu reduzieren und somit die Bildqualität zu erhöhen, ist es wünschenswert, den Durchmesser des Fokus so gering wie möglich zu gestalten. Da, wie vorangehend erwähnt wurde, ca. 99% der kinetischen Energie der auf das Target auftreffenden Elektronen in Wärme umgewandelt wird, hat die Fokusgröße einen unteren Grenzwert. Dieser resultiert aus der begrenzten Wärmebeständigkeit des Targetmaterials [18]. Wie aus Bild 3.1.9 am Beispiel unterschiedlicher Targetmaterialien ersichtlich wird, nimmt die zulässige Targetbelastbarkeit bei abnehmendem Fokusdurchmesser erheblich ab.

Um einen Einbrand und somit die Zerstörung des Targets zu vermeiden, gleichzeitig

stellen, muß ein Kompromiß zwischen der Größe des Fokusbereichs und den Betriebsparametern (Beschleunigungsspannung, Röhrenstrom) des Röntgensystems eingegangen werden.

#### Variation der Abstände $a$ und $b$

Wie der Reduzierung des Fokusbereichs sind auch der Variation der Abstände  $b$  und  $a$  gewisse Grenzen gesetzt. Ein Effekt ist hierbei die Tatsache, daß bei größer werdenden Abständen von der Strahlenquelle die Strahlungsintensität proportional zum Abstandsquadrat abnimmt [3]. Die Abnahme der Strahlungsdosis läßt sich anhand Gleichung 3.1.6 wie folgt berechnen:

$$\dot{D}_2(b) = \frac{\pi \cdot F^2 \cdot \dot{D}_1}{4 \cdot \pi \cdot b^2} = \frac{F^2}{4 \cdot b^2} \cdot \dot{D}_1 \quad \text{Gl. 3.1.6}$$

Zusätzlich können Probleme aus mangelndem Platzangebot oder aus Gründen des Strahlenschutzes auftreten, so daß der Abstand  $b$  nur innerhalb bestimmter Grenzen variierbar ist. In der konventionellen Röntgentechnik mit Fokusbereichs von 1 bis 4mm wird grundsätzlich versucht, den Abstand  $a$  möglichst klein zu halten, um so die geometrische Unschärfe zu minimieren. Bei der Verwendung der Mikrofokus-Röntgentechnik mit Fokusbereichs von 10 bis 100  $\mu\text{m}$  ist die Variation der Abstände  $b$  und  $a$  in wesentlich größeren Bereichen möglich. Nimmt der Abstand  $a$  zwischen dem Objekt und der Bildebene Werte größer als 0 an, so kommt es zu einer Vergrößerung  $M$  des Objekts in der Bildebene.

Für die Vergrößerung  $M$  ergibt sich aus Bild 3.1.8 die Gleichung 3.1.7:

$$M = \frac{b + a}{b} \quad \text{Gl. 3.1.7}$$

Durch Einsetzen von Gleichung 3.1.7 in Gleichung 3.1.5 ergibt sich Gleichung 3.1.8 mit der die geometrische Unschärfe  $U_g$  als Funktion des Fokusbereichs  $F$  und der Vergrößerung  $M$  wiedergegeben wird als:

$$U_g = F \cdot (M - 1) \quad \text{Gl. 3.1.8}$$

Mit dieser Gleichung ist es auf einfache Weise möglich, den dominierenden Vorteil der Mikrofokusröhren gegenüber konventionellen Systemen auszudrücken. Durch Auftragen der geometrischen Unschärfe über dem Vergrößerungsfaktor  $M$  bei verschiedenen Fokusbereichs ergibt sich die in Bild 3.1.10 dargestellte Graphik.

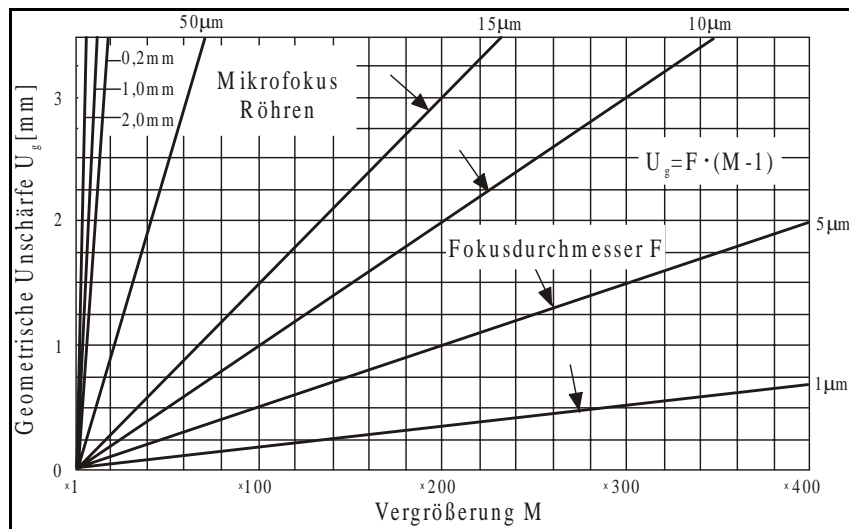


Bild 3.1.10: Geometrische Unschärfe und Vergrößerungsfaktor in Abhängigkeit des Fokusdurchmessers nach [3]

Die Kennlinien bei großen Fokusdurchmessern verlaufen sehr steil, so daß selbst bei geringen Vergrößerungen mit hohen Werten der geometrischen Unschärfe gerechnet werden muß. Im Gegensatz dazu verlaufen die Kennlinien der Mikrofokus-Systeme wesentlich flacher, welches bei hohen Vergrößerungsfaktoren zu einer erheblich geringeren Verschlechterung der Bildqualität durch die geometrische Unschärfe führt [2].

Der Vorteil der Mikrofokustechnik, die Abstände  $b$  und  $a$  und somit den Vergrößerungsfaktor  $M$  fast beliebig variieren zu können, ermöglicht es zum einen, *sehr kleine Objekte* zu prüfen, zum anderen größere, sicherheitsrelevante Bauteile auf *kleinste Fehler* zu untersuchen.

### Strahlungsnachweis

Röntgenstrahlen werden beim Durchdringen eines Prüfkörpers teilweise absorbiert, d.h. die Absorption von Röntgenstrahlen führt zu einer Reduzierung der Strahlungsintensität. Der Strahlungsnachweis durch Ermittlung der Strahlungsintensitätsverteilung nach Durchdringen des Prüfkörpers liefert somit Informationen über den Fehler im Prüfkörper bzw. über die Materialstruktur des Prüfkörpers. Es werden im wesentlichen zwei Verfahren zum Strahlungsnachweis eingesetzt:

- Strahlungsmessung mit strahlungsempfindlichen Filmen
- Strahlungsmessung mit Detektoren

Da die Filmtechnik bei den in dieser Arbeit dargestellten Untersuchungen nicht angewendet wurde, wird hier nicht auf die Grundlagen der Filmtechnik eingegangen. Zu detaillierten Abhandlungen dieses Themas sei auf [3] verwiesen.

### Strahlungsmessung mit Detektoren

Zur Erfassung dynamischer Vorgänge ist eine Echtzeiterfassung der Strahlungsintensität notwendig. Dazu dienen sogenannte Strahlungsdetektoren, die einfallende Röntgenstrahlen entweder in Lichtstrahlung umwandeln, um ein sichtbares Bild der Strahlungsintensitätsverteilung zu erhalten, oder sie in meßbare Strom- oder Spannungssignale umformen, um die Ab-

bildung auf elektronischem Wege auf einem Monitor darzustellen. Zur Umwandlung von Röntgenstrahlung können im Detektormaterial verschiedene Prozesse ausgenutzt werden. Dabei sind zwei Arten von Wechselwirkungen der Strahlungsquanten mit den Atomen des Detektormaterials zu unterscheiden: Anregung von Elektronen und Ionisation.

#### *Anregung von Elektronen*

Die Anregung eines Elektrons erfolgt durch Abgabe von Energie des hochenergetischen Strahlungsquants in Form eines Stoßes. Dabei wird ein Elektron des Detektoratoms in einen höheren Energiezustand befördert. Um den ursprünglichen Energiezustand wieder herzustellen, wird die aufgenommene Energie in Form von Strahlung freigesetzt. Bei den für Detektoren verwendeten Materialien liegt der Wellenlängenbereich der emittierten Strahlung im sichtbaren Bereich und führt dadurch zu sogenannten Leuchterscheinungen (Lumineszenz) [3, 15].

#### *Ionisation*

Wird durch den Stoß des Strahlungsquants so viel Energie übertragen, daß das Elektron aus seinem Elektronenverband des Detektoratoms herausgeschlagen wird, spricht man von Ionisation. Dabei nehmen die anderen Elektronen den frei gewordenen Platz ein. Die hierbei auftretende Energiezustandsänderung führt ebenfalls zur Strahlungsaussendung wie im obigen Fall der Anregung. Bei geeigneter Wahl des Detektormaterials werden auch hier die Strahlungsquanten in Licht umgewandelt.

#### *Szintillationsdetektoren*

Die durch Anregung von Elektronen und Ionisation hervorgerufenen Leuchterscheinungen bei Detektormaterialien werden als Lumineszenz bezeichnet. Sie lassen sich in Fluoreszenz und Phosphoreszenz unterteilen [15]. Bei der Fluoreszenz wird die eingestrahlte Energie in sehr kurzer Zeit als Fluoreszenzstrahlung wieder abgegeben, phosphoreszierende Stoffe hingegen speichern die Energie und strahlen diese über einen längeren Zeitraum wieder ab. Die Nachleuchtdauer kann dabei Sekunden oder auch Tage betragen. Gebräuchliche fluoreszierende Detektormaterialien besitzen Helligkeitshalbwertszeiten von ca. 0,9 ms [15].

Szintillationen sind Fluoreszenzen mit sehr kurzen Abklingzeiten, d.h. die Helligkeitshalbwertszeiten und damit die Phosphoreszenz ist sehr gering. Typische Szintillatoren sind lichtdurchlässige Ionenkristalle, bei denen ein Teil der metallischen Hauptkomponente durch ein Fremdmetall ersetzt ist. Dieser absichtliche Einbau von Fremdatomen veranlaßt das Auftreten von Störstellen, an denen sich angeregte Elektronen herabsetzen, wobei Lichtquanten emittiert werden. Die am häufigsten bei der Messung von Röntgenstrahlen verwendeten Szintillationskristalle sind Alkalijodide in Form von Natriumjodid (NaI), Caesiumjodid (CsI) oder Lithiumjodid (LiI) [15, 19].

Szintillationsdetektoren werden einerseits zum Nachweis von Röntgenstrahlung in Form eines Szintillationszählers eingesetzt, der Impulse liefert, die in ihrer Höhe der absorbierten Quantenenergie proportional sind. Damit können quantitative Messungen von Röntgenstrahlen

realisiert werden. Andererseits werden Szintillationsdetektoren, wie auch bei den in dieser Arbeit beschriebenen Untersuchungen, zur Darstellung von Echtzeitröntgenbildern eingesetzt. In diesem Fall wird auch von Röntgenbildverstärkern gesprochen. Röntgenbildverstärker bestehen aus den Komponenten:

- Eingangsbildschirm
- Elektronenbeschleunigung und –fokussierung
- Fluoreszenzbildschirm

Der Eingangsbildschirm ist aufgebaut aus einer Vielzahl von Szintillationskristallen, die auf einer dünnen Trägerschicht (meist Aluminium) angeordnet sind. Hinter der Szintillationskristallschicht befindet sich eine Photokathode, aus der eine Emission von Elektronen erfolgt. Die austretenden Elektronen werden durch eine Mehrfachanordnung von Ringelektroden beschleunigt, gebündelt und fokussiert. Die Ringelektroden dienen dabei als elektrostatische Linsen [20]. Die beschleunigten Elektronen treffen nun als konvergierender Strahl auf einen als Anode wirkenden Fluoreszenzbildschirm kleineren Durchmessers. Die gesamte Anordnung ist in einem evakuierten röhrenförmigen Gehäuse untergebracht, man spricht daher auch von Bildverstärkerröhren. Bedingt durch die Beschleunigung und Fokussierung der Elektronen sowie durch den gegenüber dem Eingangsbildschirm relativ geringen Durchmesser des Fluoreszenzbildschirms wird eine Intensitätserhöhung des Röntgenbildes erreicht. Der Verstärkungsfaktor ergibt sich aus dem Produkt der Differenz der Bildschirmflächen (Eingangsbildschirm-Fluoreszenzbildschirm) und der eingebrachten Elektronenbeschleunigungsenergie. Dabei werden Werte von bis zu 1000 erreicht [21]. Das auf dem Fluoreszenzbildschirm sichtbare Röntgenbild wird mittels geeigneter Optiken einer Kamera zugeführt. Das Funktionsprinzip sowie detaillierte Angaben des hier eingesetzten Röntgenbildverstärkers ist Kapitel 5.1 bzw. Bild 5.1.2 zu entnehmen.

### 3.2 Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie

Die Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie unterscheidet sich gegenüber der oben beschriebenen konventionellen Mikrofokusradioskopie im wesentlichen nur durch den Einsatz einer Hochgeschwindigkeitskamera zur Aufnahme von Röntgenbildern. Dadurch können hochdynamische Vorgänge untersucht und analysiert werden. Die bei der konventionellen Mikrofokusradioskopie eingesetzte Videokamera ermöglicht Echtzeitaufnahmen mit Bildfrequenzen von 25 Hz. Mit der hier zur Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie eingesetzten Kamera können je nach Bildauflösung Bildsequenzen von 1000 Hz und mehr zur Analyse hochdynamischer Vorgänge herangezogen werden. Weitere Informationen zu dem hier eingesetzten Hochgeschwindigkeitskameranystem liefert Kapitel 5.2.

Die Bildentstehung bei digitalen Kameras basiert auf die Umwandlung von Lichtteilchen (Photonen) in elektrische Ladungen (z.B. Elektronen) mittels lichtempfindlicher, ladungsgespalteter Bausteine (Charge-Coupled Devices, CCD) aus Silizium-Halbleitern. CCD-

Sensoren sind mit einer Vielzahl dieser Bausteine flächig bestückt, welche wiederum die Auflösung des entstehenden Bildes, bzw. die Anzahl der Bildpunkte vorgeben.

Die von den CCD-Sensoren in elektrische Ladungen gewandelten Photonen werden in Kondensatoren gesammelt und als Ladungspakete in eine elektrische Spannung konvertiert. Die Größe der Ladungspakete ist dabei proportional der einfallenden Photonenzahl. Das als Spannung vorliegende elektrische Signal wird verstärkt und einem A/D-Wandler zugeführt und kann von dort aus digital weiterverarbeitet werden. Die Bildaufnahmefrequenz einer CCD-Kamera wird demnach, abgesehen von physikalischen Grenzen der Photonenabsorption von Silizium-Halbleitern, rein elektronisch gesteuert. Nach heutigem Stand der Technik ermöglichen moderne A/D-Wandler und elektronisch gesteuerte Verschlusstechniken für CCD-Sensoren sowie der Einsatz von Hochleistungsrechnern mit hoher Speicherkapazität und Datentransferrate höchste Bildaufnahmefrequenzen bei hoher Bildauflösung. Ein vom Institut für Strömungsmechanik der DLR in Göttingen entwickeltes Hochgeschwindigkeitskamarasystem (Modell UHSV-288) ermöglicht beispielsweise Bildraten von 1 Million Bilder pro Sekunde. Die Auflösung der Bilder beträgt 752 x 528 Pixel bei 256 Graustufen [22].

### 3.3 Digitale Bildverarbeitung

Im folgenden werden einige Grundlagen zur Bildverarbeitung erläutert, die, angefangen bei der Digitalisierung von Bildern bis hin zu digitalen Bildoperationen, die Hintergrundinformationen zu den bei dieser Arbeit angewandten Bildverarbeitungsschritten liefern sollen.

#### Digitalisierung von Bilddaten

Die von einer CCD-Videokamera gelieferten analogen Bildsignale werden von einem A/D-Wandler in digitale Signale umgewandelt. Dabei wird eine Rasterung des Bildes entsprechend der Anzahl der CCD's auf dem CCD-Sensor vorgenommen. Die dadurch entstehende zweidimensionale Bildmatrix enthält die Bildinformationen in Form von Grauwerten für jedes Bildelement (Picture element, Pixel) dieser Matrix. Die Matrix enthält im folgenden Fall, vorgegeben durch den eingesetzten Kamerateyp, 512 x 512 Bildpunkte. Die 8-Bit A/D-Wandlung der in Abhängigkeit der Lichtsignalhöhe entstehenden analogen Signale läßt eine Quantisierung in maximal 256 Grauwerte zu (8-Bit ermöglicht die Darstellung von  $2^8 = 256$  Werten). Näheres zu den eingesetzten Kamerasystemen ist in Kapitel 5.1 und 5.2 beschrieben.

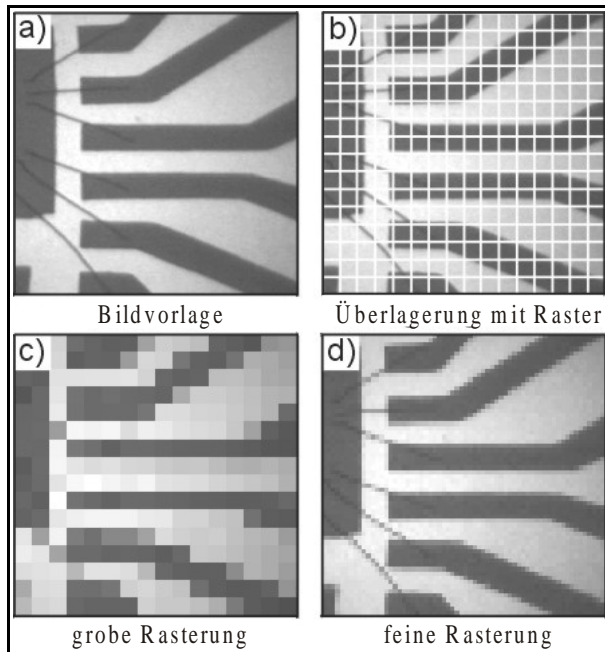


Bild 3.3.1: Digitalisierung von Bildern durch Rasterung nach [23]

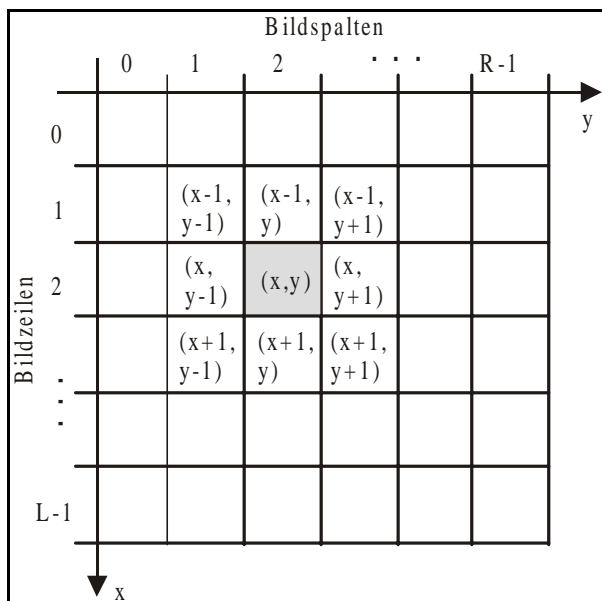


Bild 3.3.2: Grautonbildmatrix nach [23]

Dieser oben beschriebene, grundlegende Schritt zur Digitalisierung von Bildern, erfolgt durch Unterteilung der Bildvorlage in Rasterflächenstücke mittels Überlagerung eines rechteckigen oder quadratischen Gitters (Bild 3.3.1 a) und b)). Zur Quantisierung wird jeder dieser Rasterflächen ein Grauwert zugeordnet. Die Anzahl der Rasterflächen bestimmen dabei die Abbildungsgenauigkeit oder *Auflösung* der Abbildung. Dieser Vorgang wird in Bild 3.3.1 c) und d) deutlich.

Es entsteht eine sogenannte *Bildmatrix* (Bild 3.3.2) eines *Grautonbildes* [23].

Die Bildmatrix besteht aus *Bildzeilen* und *Bildspalten* deren Anzahl sich entsprechend der Rasterung ergibt. Ein Element dieser Matrix entspricht einem Bildpunkt (Pixel). Die Zählung der Bildzeilen erfolgt von oben nach unten, beginnend mit Bildzeile 0, die der Bildspalten von links nach rechts, beginnend mit Bildspalte 0. In der Bildmatrix hat jeder Bildpunkt  $(x, y)$  8 Nachbarn, entsprechend der in Bild 3.3.2 vorgenommenen Nomenklatur. Bei der Digitalisierung eines Grautonbildes muß nach der Rasterung, jeder Rasterfläche ein Grauwert zugeordnet werden. Ein digitalisiertes Grautonbild wird mit dem folgenden mathematischen Modell beschrieben [23]:

$$G = \{0, 1, 2, \dots, 255\} \quad \text{Grauwertmenge,}$$

bestehend aus den Grauwerten 0 bis 255;

$$S = (s(x, y))$$

*Bildmatrix* des digitalisierten Bildes mit L Bildzeilen und R Bildspalten:  $0 \leq x \leq L-1, 0 \leq y \leq R-1$ ;

$$(x, y)$$

*Ortskoordinaten* des Bildpunktes in der Position:

$$(\text{Zeile, Spalte}) = (x, y);$$

$$s(x, y) = g \in G$$

*Grauwert* des Bildpunktes in der Position  $(x, y)$ ;



Die Darstellung eines Grautonbildes in 256 Grauwerten von 0 bis 255 ist in der Regel ausreichend. Der Grauwert 0 wird dabei als Schwarz und der Grauwert 255 als Weiß interpretiert. Die Abnahme der Schwärzung (Grautönung) zwischen den Grauwerten 0 und 255 erfolgt linear.

### Zeitreihenbilder

Eine weitere Verallgemeinerung des mathematischen Modells für digitalisierte Bilddaten sind Zeitreihenbilder. Diese Betrachtung spielt bei der Radioskopie eine große Rolle, da die Radioskopiebilder von der Videokamera in Form eines Videosignals, d.h. in Form von Zeitreihenbildern mit einer Vollbildfrequenz von 25 Hz (bzw. Halbbildfrequenz von 50 Hz), geliefert werden. Ein wie oben definiertes Bild wird somit zu verschiedenen Zeitpunkten  $t = 0, 1, 2, \dots$  anfallen. Das Modell wird dazu folgendermaßen erweitert:

$$S = (s(x, y, t)) \quad \text{Bildmatrix des digitalisierten Zeitreihenbildes mit:}$$

$$x = 0, 1, 2, \dots, L-1;$$

$$y = 0, 1, 2, \dots, R-1;$$

$$t = 0, 1, 2, \dots, Z-1;$$

$$s(x, y, t) = g_t \in G \quad \text{Grauwert des Bildpunktes in der Position } (x, y) \text{ zum Zeitpunkt } t;$$

### Rauschunterdrückung

Das gesamte Radioskopiesystem ist mit einer Aneinanderreihung statistischer Prozesse verbunden (Umwandlung von Photonen in Elektronen, Umwandlung von Elektronen in Fluoreszenzsignale, Umwandlung von Lichtsignalen in Elektronen) die zu einem mehr oder weniger starken Rauschanteil im Röntgenbild führen. Hinzu kommen Signalstörungen bei der Datenübertragung und A/D-Wandlung. Die in digitale Daten umgewandelten Röntgenbilder können rechnergestützt mit Hilfe einer Aufnahmesoftware dahingehend bearbeitet werden, daß eine Rauschunterdrückung realisiert wird. Durch Bildintegration kann eine Verbesserung des Nutz-/Rauschsignal-Verhältnisses herbeigeführt werden. Eine Mittelung von  $Z$  zeitlich aufeinander folgenden Bildern ( $s(x, y, 0), s(x, y, 1), \dots, s(x, y, Z)$ ) liefert ein Ergebnisbild  $s'(x, y)$  gemäß der Gleichung 3.3.1, welches in der Bildqualität hinsichtlich des Nutz-/Rauschsignal-Verhältnisses um den Faktor  $Z^{0,5}$  verbessert ist.

$$s'(x, y) = 1/Z \sum_{t=0}^{Z-1} s(x, y, t) \quad \text{Gl. 3.3.1}$$

### Charakterisierung digitalisierter Bilder

Im folgendem sollen einige wichtige Kenngrößen zur Charakterisierung und Beschreibung von Eigenschaften digitalisierter Bilddaten definiert werden. Einen Aufschluß über die Verteilung von Grauwerten gibt das *Histogramm der relativen Häufigkeiten* von Grauwerten eines Bildes. Die *relative Häufigkeit* eines Grauwertes in einem Bild mit  $n$  Bildpunkten ergibt sich aus Gleichung 3.3.2 zu:

$$p_s(g) = \frac{a_g}{n} \quad \text{Gl. 3.3.2}$$

wobei  $a_g$  die Häufigkeit des Auftretens des Grauwertes  $g$  in  $S$  ist. Als Histogramm der relativen Häufigkeiten bezeichnet man die Abbildung der relativen Häufigkeiten  $p_s(g)$  über den dazugehörigen Grauwerten. Aus den Histogrammwerten lassen sich der Mittelwert und die mittlere quadratische Abweichung wie folgt nach den Gleichungen 3.3.3 und 3.3.4 berechnen:

$$m_s = \sum_{g=0}^{255} g \cdot p_s(g) \quad \text{Gl. 3.3.3}$$

$$q_s = \sum_{g=0}^{255} (g - m_s)^2 \cdot p_s(g) \quad \text{Gl. 3.3.4}$$

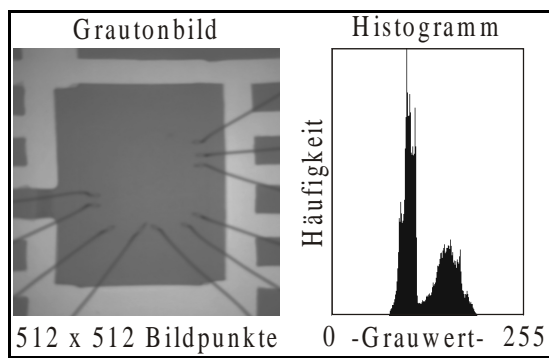


Bild 3.3.3: Grautonbild mit Histogramm

Bild 3.3.3 zeigt exemplarisch ein Grautonbild mit dem aus seinen Grauwerten errechneten Histogramm. Bei einem dunklen Bild mit wenig Kontrast sind vor allem die relativen Häufigkeiten  $p_s(g)$  für kleine Werte von  $g$  besetzt, während bei einem hellen Bild mit wenig Kontrast vor allem die großen Werte von  $g$  hohe relative Häufigkeit aufweisen. Grundsätzlich können Histogramme nur als nützliches

Hilfsmittel für noch folgende Operationen zur Bildaufbereitung verwendet werden. So können z.B. Anhaltswerte für eine Grauwertspreizung zur Erhöhung des Bildkontrastes (siehe Helligkeit und Kontrast) oder die Festlegung einer geeigneten Schwelle zur Binärbilderzeugung (siehe Bildsegmentierung) aus dem Histogramm gewonnen werden. Sie bieten jedoch keine Möglichkeit für einen Rückschluß auf die flächige Grauwertverteilung in einem Bild.

### Grauwertprofil

Das Auftragen von Grauwerten entlang einer Strecke in einem Grautonbild ergibt ein sogenanntes Grauwertprofil. Bezogen auf eine Bildmatrix  $S$  entspricht ein Grauwertprofil des Bildes in horizontaler Richtung dem Auslesen einer Bildzeile  $L$ , in vertikaler Richtung dem einer Bildspalte  $R$ . Grauwertprofile geben dem Betrachter einen quantitativen Eindruck über die Grauwertverteilung ausgewählter Bereiche, die bei bloßer Betrachtung des Bildes nur qualitativ erkannt werden können. Sie dienen daher als weiteres Hilfsmittel zur Charakterisierung eines Bildes und liefern Aussagen über die Inhomogenitäten des Bildhintergrundes, über die Kantensteilheit von Grauwertänderungen bei Bildobjekten sowie über das Nutz-/Rauschsignal-Verhältnis. Desweiteren können Grauwertprofile als Hilfsmittel zur Bestimmung geeigneter Schwellwerte bei der Bildsegmentierung herangezogen werden.

*Helligkeit und Kontrast*

Zur besseren visuellen Interpretierbarkeit eines Bildes sowie als Bildvorverarbeitungsschritt für eine anschließende Bildsegmentierung kann eine Modifikation der Grauwertverteilung vorgenommen werden. Durch eine sogenannte *lineare Skalierung* des Bildes wird die Grauwertverteilung eines Originalbildes  $S$  durch eine lineare Abbildung transformiert. Nach Gleichung 3.3.5 entsteht das Ergebnisbild  $S'$  durch:

$$s'(x, y) = (s(x, y) + c_1) \cdot c_2 = c_2 \cdot s(x, y) + c_1 \cdot c_2 \quad \text{Gl. 3.3.5}$$

Durch geeignete Wahl der Konstanten  $c_1$  und  $c_2$  können Bildkorrekturen bezgl. *Helligkeit* ( $c_1$ ) und *Kontrast* ( $c_2$ ) vorgenommen werden. Die relativen Häufigkeiten des Histogramms von  $S'$  ergeben sich nach Gleichung 3.3.6 wie folgt:

$$p_{S'}(g') = \frac{a_{g'}}{M} = \frac{a_{(g+c_1) \cdot c_2}}{M} \quad \text{Gl. 3.3.6}$$

Dabei hat die Wahl der Konstanten  $c_1$  und  $c_2$  folgende Auswirkungen auf das Ergebnisbild  $S'$  und dessen Histogramm:

- $c_1 > 0$  : den Grauwerten aus  $S$  wird eine Konstante aufaddiert.  $S'$  ist heller, das Histogramm verschiebt sich nach rechts
- $c_1 < 0$  : den Grauwerten aus  $S$  wird eine Konstante subtrahiert.  $S'$  ist dunkler, das Histogramm verschiebt sich nach links
- $|c_2| > 1$  : die Grauwertmenge wird gespreizt, der Kontrast erhöht sich, das Histogramm wird breiter
- $|c_2| < 1$  : die Grauwertmenge wird gestaucht, der Kontrast verringert sich, das Histogramm wird schmaler

*Bildsegmentierung*

Die Bildsegmentierung befaßt sich mit der Extraktion von Informationen aus einem Bild. So werden z.B. Bildbereiche, die einen relevanten Informationsgehalt für den Betrachter haben, von den anderen Bereichen des Bildes hervorgehoben. Ein einfaches Verfahren zur Bildsegmentierung ist die Anwendung von Schwellwertverfahren, um aus einem Grauwertbild ein Binärbild zu erzeugen. Hierbei wird eine Grauwertschwelle festgesetzt, nach der die Grauwerte in zwei Klassen eingeteilt werden. Alle Grauwerte, die unter der Grauwertschwelle liegen, bekommen den Wert 0, die die über der Schwelle liegen den Wert 1. Die Transformation eines Bildes in ein Binärbild erfolgt nach Gleichung 3.3.7:

$$s'(x, y) = \begin{cases} 1, & \text{für } s(x, y) > c, \\ 0, & \text{sonst} \end{cases} \quad \text{Gl. 3.3.7}$$

Damit erhält man ein logisches Bild, indem etwa der Hintergrund des Bildes durch den Grauwert 0 und der Bereich des Objektes durch den Grauwert 1 kodiert ist. In diesem Fall spricht man von *Binärbildern*. Im Falle von *Zweipegelbildern* werden andere Grauwerte als 0 und 1 gewählt. Zur visuellen Interpretation eines Zweipegelbildes werden meist, zwecks maximalen Kontrastes, die Werte 0 und 255 gewählt.

Die Konstante  $c$  aus Gleichung 3.3.7 ist der Schwellwert, der bildabhängig zu berechnen ist. Hierzu kommen, mit dem Verweis auf [23, 24, 25], verschiedene Verfahren in Betracht.

#### *Maskierung*

Bei Untersuchungen von Bildern, in denen sich die untersuchungsrelevanten Bildobjekte nur in diskreten Bildbereichen verändern, der die Objekte umgebende Hintergrund jedoch unverändert bleibt, bietet sich eine *Maskierung* der Bilder an. Dazu wird nach dem oben beschriebenen Bildsegmentierungsverfahren ein Binärbild erzeugt, dessen Grauwerte mit dem Grauwert 0 den Hintergrund des Bildes repräsentieren, während die Bildpunkte des Objektbereichs den Grauwerte 1 aufweisen. Hierdurch entsteht eine definierte *Maske*. Durch Bildpunktmultiplikation der zu untersuchenden Bilder mit der Maske können reproduzierbar die gleichen Hintergrundbereiche ausgeblendet werden. Das Ergebnis ist ein unveränderter Objektbereich auf schwarzem Hintergrund.

#### *Konturfindung*

Zur exakten Beschreibung eines Objektes hinsichtlich Form, Größe und Position kann seine Kontur herangezogen werden. Der sogenannten *Konturfindung* läuft eine Bildsegmentierung voraus, um sicherzustellen, daß einheitliche Regionen im Bild beschrieben sind. In der Literatur werden verschiedene Konturfindungsverfahren [23, 24] beschrieben, die in der Regel darauf basieren, die nächsten Nachbarn eines Bildpunktes zu betrachten und davon abhängig die Kontur des Objektes verfolgen.

#### *Merkmalsextraktion*

Ausgehend von der gefundenen Kontur eines Objektes können verschiedene Merkmale extrahiert werden. Unter der Voraussetzung, daß jedem Bildpunkt auf der Kontur des Objektes ein Vektor  $(a_{ix}, a_{iy})$  im zweidimensionalen Koordinatensystem  $(x, y)$  eines Bildes zugeordnet wird, können durch Vektoroperationen verschiedene geometrische Merkmale des Objektes extrahiert werden. Neben der eigentlichen Form der Objektkontur können folgende Merkmale extrahiert und zu einer Klassifizierung des Objektes herangezogen werden:

- Umfang des Objektes
- Objektbreite
- Objekthöhe
- Objektfläche
- Ursprungskoordinaten (Objektort)
- Objektschwerpunkt

*Operationen im Ortsbereich*

Neben den bis hierhin beschriebenen sogenannten bildpunktbezogenen Operationen werden bei der digitalen Bildverarbeitung auch *Operationen im Ortsbereich* angewandt. Sie basieren auf der Faltung eines Bildes mit einem *Faltungskern*  $H=h(u, v)$ . Derartige Operationen berücksichtigen neben dem Bildpunkt selbst auch die Umgebung dieses Bildpunktes. Der Faltungskern  $H$  enthält, in Form einer Matrix, die zur Berechnung des neuen Bildpunktes benötigten Wichtungswerte für den in die Berechnung einbezogenen Ortsbereich (Bildpunkt mit Umgebung). Wie viele Bildpunkte aus der Umgebung in die Neuberechnung eines Bildpunktes einbezogen werden, wird durch die Größe des Faltungskerns  $H$  bestimmt. Die Faltung eines Bildes  $S$  mit einem Faltungskern  $H$  wird definiert nach Gleichung 3.3.8,

$$s'(x, y) = \frac{1}{m^2} \cdot \sum_{u=0}^{m-1} \sum_{v=0}^{m-1} s(x+k-u, y+k-v) \cdot h(u, v) \tag{Gl. 3.3.8}$$

wobei  $m$  entsprechend der Faltungskernmatrix die Werte 3, 5, 7... einnimmt und  $k=(m-1)/2$  entspricht. Aus Gründen der Symmetrie wird der Faltungskern  $H$  in Form einer quadratischen Matrix ( $m \times m$ ) mit ( $m = 3, 5, 7...$ ) gewählt.

Beispiel:  $s'(3, 3) = 1/9 (20+18+12+15+8+5+12+5+7) = 11,33$

<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr><td>8</td><td>5</td><td>4</td><td>6</td><td>8</td><td>10</td></tr> <tr><td>5</td><td>5</td><td>5</td><td>6</td><td>11</td><td>14</td></tr> <tr><td>5</td><td>3</td><td style="background-color: #cccccc;">7</td><td style="background-color: #cccccc;">5</td><td>12</td><td>15</td></tr> <tr><td>5</td><td>5</td><td style="background-color: #cccccc;">5</td><td style="background-color: #cccccc;">8</td><td>15</td><td>17</td></tr> <tr><td>4</td><td>5</td><td>12</td><td>18</td><td>20</td><td>16</td></tr> <tr><td>8</td><td>4</td><td>14</td><td>16</td><td>20</td><td>16</td></tr> </table> <p>Bildmatrix <math>S</math> <math>s(x, y)</math></p>	8	5	4	6	8	10	5	5	5	6	11	14	5	3	7	5	12	15	5	5	5	8	15	17	4	5	12	18	20	16	8	4	14	16	20	16	<p><math>m = 3</math> <math>k = 1</math></p> <table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr><td>1</td><td>1</td><td>1</td></tr> <tr><td>1</td><td style="background-color: #cccccc;">1</td><td>1</td></tr> <tr><td>1</td><td>1</td><td>1</td></tr> </table> <p>Faltungskern <math>H</math> <math>h(u, v)</math></p>	1	1	1	1	1	1	1	1	1	<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td></tr> <tr><td></td><td>5</td><td>5</td><td>7</td><td>10</td><td></td></tr> <tr><td></td><td>5</td><td>5</td><td style="background-color: #cccccc;">8</td><td>14</td><td></td></tr> <tr><td></td><td>6</td><td>8</td><td style="background-color: #cccccc;">11</td><td>6</td><td></td></tr> <tr><td></td><td>7</td><td>10</td><td>14</td><td>16</td><td></td></tr> <tr><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td></tr> </table> <p>Bildmatrix <math>S'</math> <math>s'(x, y)</math></p>								5	5	7	10			5	5	8	14			6	8	11	6			7	10	14	16							
8	5	4	6	8	10																																																																														
5	5	5	6	11	14																																																																														
5	3	7	5	12	15																																																																														
5	5	5	8	15	17																																																																														
4	5	12	18	20	16																																																																														
8	4	14	16	20	16																																																																														
1	1	1																																																																																	
1	1	1																																																																																	
1	1	1																																																																																	
	5	5	7	10																																																																															
	5	5	8	14																																																																															
	6	8	11	6																																																																															
	7	10	14	16																																																																															

Bild 3.3.4: Prinzip der linearen Faltung

Das Prinzip einer linearen Faltung ist in Bild 3.3.4 dargestellt. Die lineare Faltung wird beschrieben durch einen Faltungskern, der die gleichen Wichtungswerte für den gesamten Ortsbereich verwendet. Für den in Bild 3.3.4 dargestellten Fall besitzt  $H$  nur die Werte  $h(u, v)=1$ . Für den Bild-

punkt  $s'(3, 3)$  ergibt sich ein Grauwert von 11,33. Da nur ganze Zahlen als Grauwert definiert werden, wird gerundet.

Je nach Form und Definition des Faltungskerns  $H$  bzw. je nach seiner Auswirkung auf das Ergebnisbild unterscheidet man zwischen zwei Arten von Operationen im Ortsbereich: Glät-

tungsoperationen und Bildverschärfungsoperationen. Glättungsoperationen beseitigen oder reduzieren Grauwertschwankungen in Folge von Rauschen oder Signalstörungen. Bildverschärfungsoperationen verfolgen die Wiederherstellung oder Verbesserung der ursprünglichen Bildschärfe oder das Hervorheben strukturreicher Bereiche bzw. das Anschärfen von Kanten und Linien. In beiden Fällen spricht man auch von Filteroperationen bzw. die verwendeten Faltungskerne werden als Filter bezeichnet. So werden im Bereich der digitalen Bildverarbeitung Glättungsoperationen durch z.B. Gaußfilter oder Median-Filter definiert (das Median-Filter gehört im mathematischen Sinne nicht zu den Faltungsoperationen sondern zu den Rangfolgeoperationen<sup>1)</sup>, es stellt jedoch ein Glättungsfilter dar). Verbreitete Bildverschärfungsoperatoren sind z.B. das Laplace-, Sobel- oder Roberts-Cross-Filter. An dieser Stelle sei auf die Ausführungen von [23, 24, 25] in der Literatur verwiesen.

### 3.4 Temperaturmessung und –analyse

Bei der Untersuchung dynamischer Vorgänge in schmelzflüssigen Metallen spielt die Temperaturerfassung eine übergeordnete Rolle, da nicht nur die Aggregatzustände flüssig und fest das Verhalten des Materials beeinflussen, sondern innerhalb dieser Zustandsintervalle Temperaturen einen großen Einfluß auf die sich abspielenden dynamischen Vorgänge haben. Ein Großteil dieser Arbeit befaßt sich mit Untersuchungen an erstarrenden Aluminiumgußteilen, wobei insbesondere Temperaturen zur Erfassung von Speisungs- und Erstarrungszuständen erfaßt werden müssen. Näheres dazu ist in den Kapiteln 4.1.1, 5.3 und 7.2 beschrieben.

Aufgrund der einfachen Adaptierbarkeit an die Versuchsstände sowie der Eignung für die Messung hoher Temperaturen wurden bei diesen Untersuchungen *Thermoelemente* zur Temperaturmessung und –analyse eingesetzt.

---

<sup>1)</sup> Bei der Median-Filterung werden die Grauwerte in einer Umgebung des Bildpunktes nach steigender Rangfolge geordnet und als Ergebnis der mittlere Wert (Medianwert) dem neuen Bildpunkt zugeordnet. Bei einer 3x3 Umgebung ist der Medianwert der 5. Wert in der Rangfolge [24].

## 4.0 Untersuchte Fertigungsprozesse

In den folgenden Ausführungen werden ein Überblick über untersuchte Fertigungsprozesse aus den Bereichen Leichtmetallgießen mit Aluminium sowie Laserstrahldispersieren von Titan und Baustahl gegeben, die wesentlichen Grundlagen erörtert, Anwendungsgebiete geschildert und Perspektiven für die Fertigungsprozesse beschrieben.

### 4.1 Aluminiumguß in Kokille und Sand

Aluminium ist nach Stahl zum wichtigsten Gebrauchsmaterial in der heutigen Industriegesellschaft geworden. Ein wesentlicher Grund für die zunehmende Verbrauchsentwicklung in den letzten Jahrzehnten sind die vielseitigen und vorteilhaften Gebrauchs- und Verarbeitungseigenschaften, durch die sich Aluminium auszeichnet. Dazu gehören ein relativ geringes spezifisches Gewicht ( $2,7 \text{ g/cm}^3$ ), ein großes Festigkeitsspektrum ( $70 - 700 \text{ N/mm}^2$ ), gute elektrische und thermische Leitfähigkeit sowie gute Korrosionsbeständigkeit. Die Konstruktions- und Fertigungspotentiale des Werkstoffs Aluminium sind gegenüber anderen Werkstoffen sehr umfangreich. Insbesondere im Bereich des Automobilbaus ist, aufgrund der guten technologischen Eigenschaften bei gleichzeitig geringem spezifischen Gewicht, ein deutlicher Zuwachs bei der Verwendung von Aluminiumprodukten zu verzeichnen [26, 27]. Neben hervorragenden Formgebungsmöglichkeiten durch Spanen, Tiefziehen, Streckziehen oder Biegen bietet Aluminium zahlreiche Herstellungs- und Verarbeitungsmöglichkeiten, ausgehend vom Walzen über das Strangpressen, Schmieden und Ziehen bis hin zum Gießen. Die ausgezeichneten Gießeigenschaften von Aluminium ermöglichen Einsparungen von Fertigungsschritten durch endkonturnahe Vorformen, die nur noch einer geringen Nachbearbeitung bedürfen. Das Formgießen von Aluminium und Aluminiumlegierungen gehört zu den wirtschaftlichsten Möglichkeiten, gebrauchsfertige Bauteile durch Erstarren einer flüssigen Metallschmelze in geeignete Formen zu erzeugen. Das Formgießen erlaubt große Gestaltungsfreiheit und somit eine hohe Integrationsmöglichkeit für Bauteilfunktionen. Gleichzeitig sind die Bearbeitungskosten niedrig, da Aluminiumgußteile eine gute bis sehr gute Oberflächengüte und Maßgenauigkeit besitzen. Eine Vielzahl von Gießverfahren werden heute praktiziert, die abhängig von Bauteilgestalt, -größe und benötigter Stückzahlen sowie von Qualitätsanforderungen ausgewählt werden müssen [28].

Grundsätzlich unterscheidet man Gießverfahren mit verlorenen Formen und solche mit Dauerformen. Zu den Gießverfahren mit verlorenen Formen zählt der Sandguß, Gießverfahren mit Dauerformen sind das Kokillengieß- und Druckgießverfahren.

In der Bundesrepublik Deutschland beträgt der Anteil des Druckgießverfahrens ca. 50%, der des Kokillengießverfahrens ca. 35% und des Sandgießverfahrens ca. 14%. Aluminium-Formguß findet als Leichtbauwerkstoff für eine Vielzahl hochbeanspruchter Konstruktionselemente Anwendung. Typische Beispiele sind: Gehäuse, Karosserien, Rahmen, Grundplat-

ten, Deckel, Beschlagteile, Kolben und Zylinderköpfe für den Motorenbau. Hauptabnehmer für Aluminium-Gußlegierungen ist mit rund 70% die Fahrzeugindustrie [27].

Die neueren Verfahrensvarianten der Sand-, Kokillen-, und Druckgießverfahren sind gekennzeichnet durch Maßnahmen zur Verbesserung der Formfüllungseigenschaften, des Speisungsverhaltens sowie der Reduzierung von Verunreinigung, Gasaufnahme und Fehlerentstehung (Lunker, Porositäten) [28]. Die in dieser Arbeit hinsichtlich einer Prozeßoptimierung durch radioskopische Untersuchungen betrachteten Gießverfahren sind das Schwerkraftkokillengießverfahren sowie das Schwerkraftsand- und Niederdrucksandgießverfahren, auf die später näher eingegangen werden soll.

#### ***4.1.1 Grundlagen von Aluminium-Gußlegierungen***

##### **Aluminium-Gußlegierungen**

Für die Herstellung von Gußstücken steht eine breite Palette von genormten Legierungen sowie zahlreiche Sonderlegierungen zur Verfügung, um gewünschte Eigenschaftsmerkmale zu erzielen. Die chemische Zusammensetzung der genormten Gußlegierungen und ihre Eigenschaften sind in der DIN EN 1706 enthalten. Die angegebene Norm enthält weiterhin die Zuordnung der Legierungen zu den verschiedenen Gießverfahren sowie vergleichende Angaben über die Gießbarkeit und andere Eigenschaften, wie Bearbeitbarkeit, Korrosionsbeständigkeit, Anodisierbarkeit und Polierbarkeit. Auch über physikalische Eigenschaften, wie Wärmeausdehnung und elektrische bzw. thermische Leitfähigkeit sind Angaben gemacht. Die Bezeichnungsweise der Gußlegierungen und Gußstücke findet man in der neuen DIN EN 1780. Im weiteren Verlauf dieser Ausführungen sei speziell auf die bei diesen Untersuchungen verwendeten Aluminium-Silizium-Legierungen (G-AlSi) eingegangen. Für detaillierte Ausführungen anderer Aluminium-Gußlegierungen sei auf einschlägige Literatur verwiesen [27, 28, 29, 30].

##### ***Aluminium-Silizium-Legierung***

Die Eigenschaften eines Gußteils werden bestimmt durch den Aufbau des Gefüges, das sich bei der Erstarrung der Schmelze in der Form einstellt. Die Art des Gefüges ist abhängig von der Legierung, dem gewählten Gießverfahren, der Gußteilform, der Art der Formfüllung, vom Formfüllungsverhalten der Schmelze und von den physikalischen Gesetzmäßigkeiten der Kristallisation, die unter nichtstationären und zum Teil instabilen Verhältnissen abläuft [28]. Die Kristallarten oder Phasen lassen sich für jede Legierung aus dem entsprechenden Zustandschaubild ermitteln. Für eine Aluminium-Silizium-Legierung wird das in Bild 4.1.1 dargestellte Zweistoffsystem betrachtet.

Aluminium bildet mit ca. 11,7 % Silizium ein Eutektikum, das bei ca. 577 °C schmilzt. Das Zweistoffsystem weist keine Verbindungsphase von Aluminium und Silizium auf, lediglich Lösungsphasen in Form von Aluminium-Mischkristallen [31, 32]. Die Löslichkeit von Silizium in festem Aluminium beträgt im Gleichgewicht bei 577 °C 1,65%, fällt bei 300 °C auf ca.



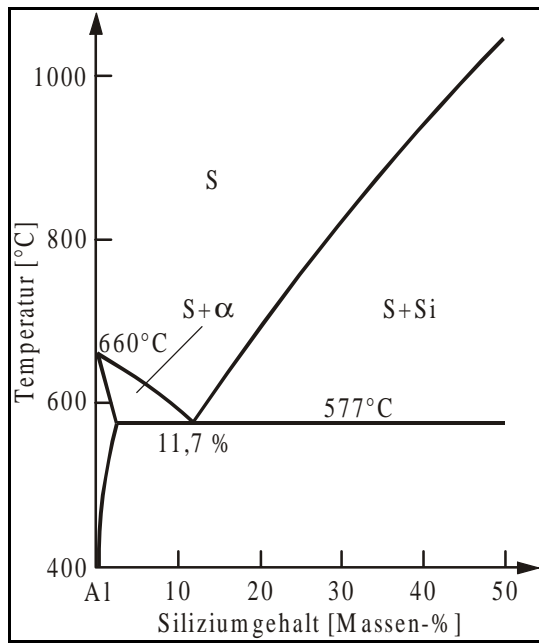


Bild 4.1.1: Zweistoffsystem Aluminium-Silizium nach [31]

0,22% und bei tieferen Temperaturen auf noch niedrigere Werte ab. Das Gefüge besteht hier aus Aluminium-Mischkristallen, der sogenannten Mischkristall-Legierung [27]. Besitzt die Legierung mehr Silizium, als der Löslichkeit entspricht, bildet sich neben der Primärphase aus Aluminium-Mischkristallen ein eutektisches Gefüge (Aluminium-Mischkristalle + Silizium-Kristalle), es entsteht eine untereutektische Legierung. Im Eutektikum erstarrt die Aluminium-Legierung punktförmig, d.h. es liegt kein Erstarrungsintervall vor. Gleichzeitig besitzt das Eutektikum den für die Legierung niedrigsten Schmelzpunkt. Das Gefüge der eutektischen Legierung besteht aus einem Gemisch von Aluminium-Mischkristallen und Silizium-Kristallen, man

spricht dann auch vom Eutektikum als Gefüge oder von eutektischem Gefüge. Erhöht man den Siliziumgehalt der Legierung über das Eutektikum hinaus (übereutektische-Legierung), bildet sich neben primär ausgeschiedenen Silizium-Kristallen eutektisches Gefüge.

### Erstarrungsmorphologie

Die Erstarrung einer Schmelze erfolgt über Kristallisationsprozesse, deren Vorgänge durch die Erstarrungsmorphologie, d.h. durch die Form und Gestalt der in die Schmelze wachsenden Kristalle, charakterisiert wird. Man unterscheidet bei der Erstarrungsmorphologie nach Peterson und Engler [27, 28] zwei Erstarrungsformen, die exogene und die endogene Erstarrungsform. Bei der exogenen Erstarrungsform erfolgt das Kristallwachstum von der Gießform aus ins Innere der Schmelze hinein. Die endogene Erstarrungsform zeichnet sich durch Kristallwachstum aus dem Inneren der Schmelze hinaus zur Gießform aus. Bild 4.1.2 zeigt in einer Zeitfolge die schematische Darstellung beider Erstarrungsformen. Exogen und endogen erstarrte Kristalle können „kompakt“ (polyedrisch) oder „verzweigt“ (dendritisch) wachsen. Diese Grundbegriffe ermöglichen eine Unterteilung der Erstarrungsformen in typische Erstar-

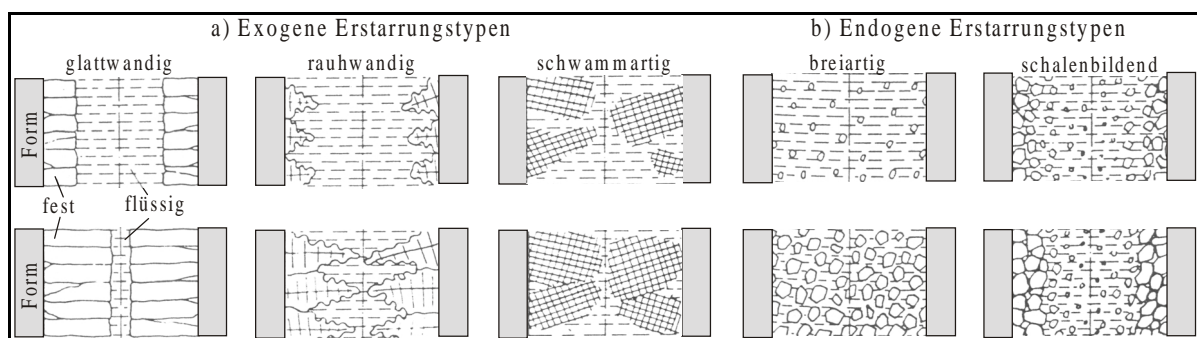


Bild 4.1.2: Erstarrungsformen von Aluminium-Gußlegierungen nach [27]

rungsabläufe [27]. Bei der exogenen Erstarrungsform wird zwischen glattwandiger, rauhwandiger und schwammartiger Erstarrung unterschieden (Bild 4.1.2, a)), bei der endogenen zwischen breiartiger und schalenbildender Erstarrung (Bild 4.1.2, b)).

- **Glattwandige Erstarrung**
  - Wachstum exogener Kristalle in kompakter Form vom Rand zur Mitte des Querschnitts
  - Grenzfläche der nebeneinander wachsenden Kristalle zur Schmelze ist glatt ausgebildet
  - Gefüge besteht aus Stengelkristallen
  - bei hochreinem Aluminium anzutreffen
  
- **Rauhwandige Erstarrung**
  - dendritische Aufrauhung der Grenzfläche fest-flüssig, Krustenbildung von außen nach innen (exogen)
  - Übergang von glattwandiger zu rauhwandiger Erstarrung schon bei geringem Gehalt an Legierungselementen oder Verunreinigungen
  - die Mehrzahl technisch „reiner“ Metalle (geringer Gehalt an Legierungselementen) erstarrt rauhwandig
  
- **Schwammartige Erstarrung**
  - zunehmende Feinheit und Verzweigung der Dendriten, Grenzfläche fest-flüssig stärker zerklüftet
  - feine Gliederung der Dendriten und zunehmende Anzahl an Verzweigungen führt zu einem exogen wachsenden, schwammartigen Kristallgebilde
  - die Poren des Dendritenschwammes sind von Schmelze gefüllt
  - bei Mischkristallen mit erhöhtem Gehalt an Legierungselementen, daher bei vielen Aluminiumlegierungen vertreten
  
- **Breiartige Erstarrung**
  - endogene Kristalle wachsen gleichmäßig verteilt in der Schmelze
  - Gemenge aus Kristallen und Schmelze nimmt breiartige Formen an
  
- **Schalenbildende Erstarrung**
  - bei endogener Erstarrung starkes Gefälle der Korngrößen wachsender Kristalle von außen nach innen
  - Schalenbildung mit sich im Inneren befindlichen Brei

Bei Leichtmetall-Gußlegierungen werden viele Übergangsformen zwischen der breiartigen und der schalenbildenden Erstarrung angetroffen. Ebenfalls sind Übergänge zwischen den drei exogenen Erstarrungstypen möglich. Es treten oft sogar bei einer Legierung exogene und endogene Erstarrung nach- und nebeneinander auf.

### Konstitutionelle Unterkühlung

Bei der Primärkristallisation von erstarrenden, untereutektischen Legierungen treten an der Erstarrungsfront Entmischungserscheinungen auf, die zu einer sogenannten konstitutionellen Unterkühlung der Schmelze vor der Erstarrungsfront (Phasengrenze) führen. Anhand des Zweistoffsystems (Bild 4.1.1) und Bild 4.1.3 ist dieser Effekt wie folgt zu erklären:

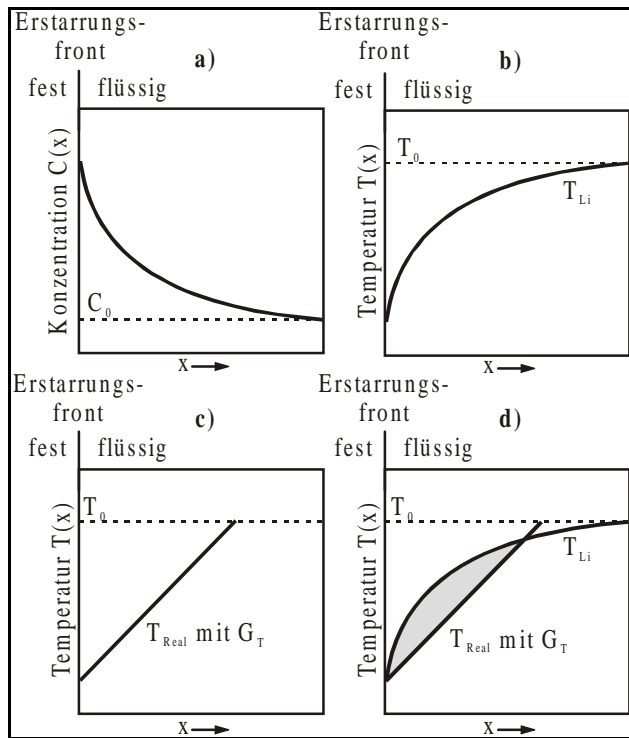


Bild 4.1.3: Konstitutionelle Unterkühlung [27]

Bei einer sich abkühlenden Schmelze mit gegebenem Konzentrationsgehalt  $C_0$  eines Legierungselementes B weisen die ersten sich bildenden Mischkristalle eine sehr viel geringere Konzentration  $C_1$  an B auf als die Schmelze selbst. An der Phasengrenze fest-flüssig entsteht eine Entmischung, die dazu führt, daß sich die Schmelze mit B-Atomen anreichert und ein Konzentrationsprofil  $C(x)$  entsprechend Bild 4.1.3, a) aufweist, dessen Konzentration an der Phasengrenze deutlich über  $C_0$  liegt und sich mit zunehmendem Abstand von der Phasengrenze an  $C_0$  angleicht. Diesem Konzentrationsprofil konstitutionell zugeordnet ist ein Profil für die Liquidustemperatur  $T_{Li}$ . Die über dem B-Gehalt von  $C_0$  liegende Schmelzen-

schicht hat eine mit zunehmender Konzentration  $C$  abnehmende Liquidustemperatur  $T_{Li}$  (siehe Zweistoffsystem in Bild 4.1.1). Dies führt zu einem entsprechend Bild 4.1.3, b) dargestellten Liquidustemperaturverlauf der Schmelze vor der Erstarrungsfront. Der tatsächliche Temperaturverlauf  $T_{Real}$  an der Schmelzenfront verläuft jedoch linear, mit einem von den Wärmeabfuhrbedingungen abhängigen Temperaturgradienten  $G_T$  (Bild 4.1.3, c)).

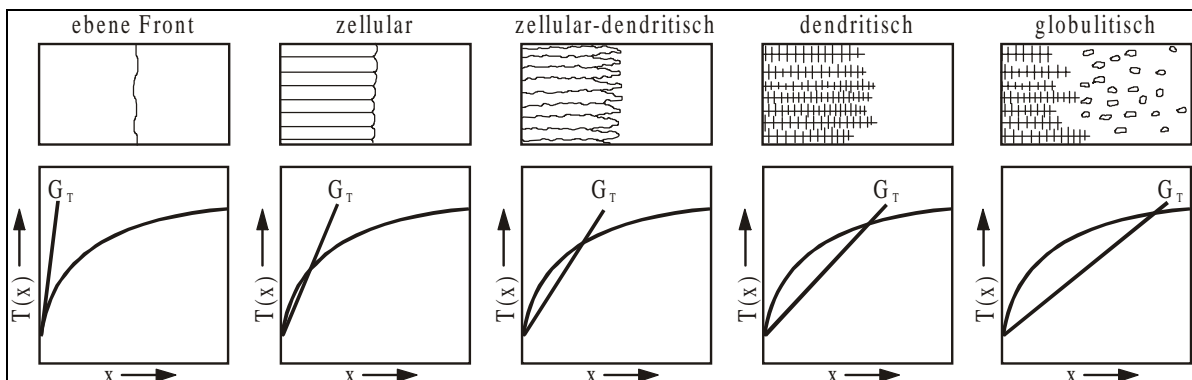


Bild 4.1.4: Erstarrungsformen an der Erstarrungsfront in Abhängigkeit der konstitutionellen Unterkühlung bei der Erstarrung von Aluminium-Gußlegierungen nach [31]

Legt man beide Kurven übereinander, so erkennt man einen Schnittbereich, den Bereich der konstitutionellen Unterkühlung vor der Erstarrungsfront (Bild 4.1.3, d)). Entsprechend der Größe der konstitutionellen Unterkühlung und damit der Höhe des Temperaturgradienten  $G_T$  bilden sich, entsprechend Bild 4.1.4 verschiedene Erstarrungsformen an der Erstarrungsfront aus [27, 31].

### Kornfeinung und Veredelung

Die Festigkeits- und Erstarrungseigenschaften von Aluminium-Silizium-Legierungen zeigen eine deutliche Abhängigkeit von der Korngröße. Mit zunehmender Kornfeinheit verbessern sich die Festigkeits- und Erstarrungseigenschaften. Eine Kornfeinung wird durch Einbringen von Fremdkeimen in feinverteilter Form in die Schmelze erreicht. Bei einer solchen Schmelzebehandlung mit gefügebeeinflussender Wirkung (Kornfeinung und/oder Veredelung) ist zu unterscheiden zwischen:

- Kornfeinung
  - Feinung des Aluminium-Grundgefüges (Al-Mischkristall) z.B. durch TiB-haltige Salzpräparate
- Phosphorbehandlung
  - Umwandlung des „lamellaren“ Siliziums in eine körnige Form
  - Feinung des Primär-Siliziums bei übereutektischen G-AlSi-Legierungen
- Veredelung
  - Feinung des Eutektikums bei G-AlSi-Legierungen durch Natrium- oder Strontium-Zusätze

Bei eutektischen bzw. naheutektischen Legierungen unterscheidet man zwischen den 3 Gefügetypen „lamellar“, „körnig“ und „veredelt“. Diese Gefügetypen werden durch den jeweils wirksamen Anteil an Phosphor und Natrium bzw. Strontium ausgebildet. „Lamellares“ Gefüge ist frei von Phosphor und Natrium, bietet gute Festigkeitswerte, neigt jedoch zur Lunkerbildung und ist daher unerwünscht. Eutektische G-AlSi-Legierungen enthalten oft eine bestimmte kleine Menge Phosphor in Form von Aluminiumphosphid, welches die Kristallisation des Siliziums vor der des Aluminiums einleitet. Dieses Gefüge zeigt den „körnigen“ Typ und ist charakteristisch für eutektische und naheutektische Legierungen. Durch Zusatz von Natrium oder Strontium erhält man ein „veredeltes“ Gefüge mit feinem Korn. Die Veredelung bringt eine beachtliche Verbesserung der Festigkeitseigenschaften durch Unterstützung endogen schalenbildender Erstarrung, die der Lunkerbildung entgegenwirkt [27].

### Gießigenschaften

Zum Gefüge im weiteren Sinne gehören auch Gefügefehler wie Lunker, Warmrisse, Poren und unzureichend ausgefüllte Bereiche der Gießform. Ein Werkstoff, der für solche Fehler nicht oder nur im geringen Maße anfällig ist, hat gute Gießigenschaften. Im einzelnen versteht man unter den Gießigenschaften nach [27]:

- Fließvermögen
- Formfüllungsvermögen
- Speisungsvermögen
- Warmrißverhalten
- Lunkerverhalten

### *Fließvermögen*

Das Fließvermögen beschreibt die Fähigkeit eines flüssigen Metalls, in einen definierten Ausflußkanal (Gießspirale nach Schneider, Stabkokille nach Lang oder Gabelprobe nach Engler [27]) zu fließen, bis der Metallfluß durch die fortschreitende Erstarrung zum Stillstand kommt. Das Fließvermögen ist zum einen abhängig von der Gießtemperatur, zum anderen wird es durch den Legierungsgehalt beeinflusst.

### *Formfüllungsvermögen*

Unter Formfüllungsvermögen versteht man die Eigenschaft des Gießmetalls, die Konturen der Gießform naturgetreu wiederzugeben. Zur Untersuchung des Formfüllungsvermögens dienen Testgußstücke, die schwierig zu füllende Bereiche aufweisen, wie z.B. die von Engler und Ellerbrock entwickelte Bolzenprobe [27]. Das Formfüllungsvermögen wird beeinflusst durch den Wärmehaushalt der Gießform (Sandguß günstiger als Kokillenguß) sowie durch die Abgießtemperatur und den Abgießdruck.

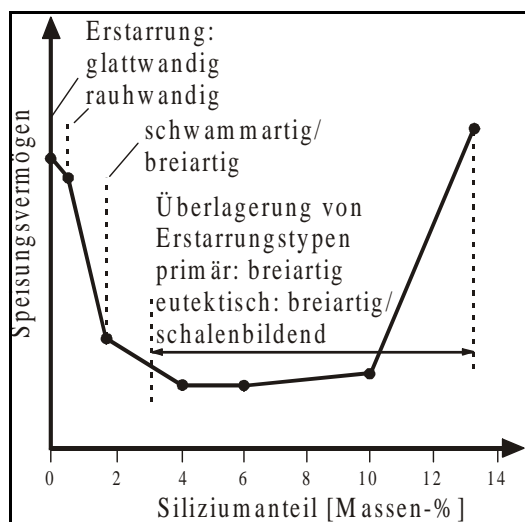


Bild 4.1.5: Speisungsvermögen einer G-AlSi-Legierung nach [27]

Nach dem Durchlaufen eines Minimums zwischen 4 bis 10% Si steigt das Speisungsvermögen bis zum Eutektikum wieder an [27].

### *Warmrißverhalten*

Warmrisse sind interkristalline Materialtrennungen, die im Erstarrungsbereich auftreten. Die physikalische Ursache ist eine Volumenkontraktion der erstarrenden Legierung. Eine Behin-

### *Speisungsvermögen*

Das Speisungsvermögen einer Schmelze beschreibt die Fähigkeit des Metalltransports in das Innere eines erstarrenden Gußstückes zum Ausgleich der Volumenabnahme beim Erstarren. Die Beförderung von Schmelze durch einen Bereich schon erstarrter Dendriten wird als interkristalline Speisung bezeichnet. In Abhängigkeit des Siliziumanteils ist das Speisungsvermögen einer G-AlSi-Legierung in Bild 4.1.5 qualitativ dargestellt. Das Speisungsvermögen von reinem Aluminium erreicht Maximalwerte, fällt jedoch mit steigendem Siliziumgehalt, aufgrund der schwamm- bis breiartigen Erstarrung, steil ab. Nach dem Durchlaufen eines Mini-

derung der Volumenkontraktion führt zu Spannungen im Gußteil, wodurch Warmrisse eingeleitet werden können. Dies geschieht beispielsweise durch Reibung des Gußteils an der Gießform bzw. an Kernen oder durch bereits erstarrte dünne Querschnitte im Gußteil, die eine weitere Volumenkontraktion behindern. Die Spannungen können einerseits durch die Festigkeit des Materials aufgenommen, andererseits aber auch durch plastische Verformungen abgebaut werden. Desweiteren kann Restschmelze in die gedehnten Bereiche nachfließen und die Warmrisse durch interkristalline Speisung „ausheilen“. Erst wenn geringer Warmrißwiderstand zu einer Trennung des Kristallverbandes führt und gleichzeitig ein schlechtes Ausheilvermögen vorliegt, bilden sich Warmrisse. Ein Maß für den Warmrißwiderstand nach Engler und Heinrichs [27] sind die Bruchkräfte einer Legierung. Naheutektische und eutektische Legierungen besitzen eine relativ hohe Bruchkraft und damit einen hohen Widerstand gegenüber Warmrißbildung.

### *Lunkerverhalten*

Das spezifische Volumen von Metallen nimmt im flüssigen Zustand mit sinkender Temperatur ab. Während der Erstarrung erfolgt bei den meisten Metallen eine sprunghafte Volumenverminderung. Im festen Zustand sinkt das Volumen mit abnehmender Temperatur weiter ab. Für eine Aluminiumschmelze von 770 °C nimmt das Volumen bis zum Erreichen der Raumtemperatur um ca. 13% ab [27]. Dabei entfallen ca. 0,5 % auf die Flüssigkeits-, ca. 7,5 % auf die Erstarrungs- und weitere 5% auf die Festkörperkontraktion.

Dieses Volumendefizit macht sich im Gußteil in Form von Volumenfehlern, sogenannten Lunkern, bemerkbar. Gießtechnisch muß darauf geachtet werden, daß die Lunkerung nicht im Gußteil auftritt, sondern in Bereiche außerhalb des Gußteils verlagert wird. Dies geschieht durch Verwendung von Speisern<sup>1)</sup> mit entsprechendem Erstarrungsmodul<sup>2)</sup> [33]. Dabei steht die Erstarrungszeit einer Schmelze in direkter Proportionalität zum Quadrat des Erstarrungsmoduls.

Die Lunkerbildung ist im Prinzip nicht vermeidbar, sie läßt sich nur durch gießtechnische Maßnahmen, wie bereits erwähnt, verlagern. Die Verwendung von Speisern führt jedoch nur bei Gießwerkstoffen mit Grob- oder Makrolunkerneigung zu befriedigenden Ergebnissen, und nicht bei Schmelzen, die zu Fein- oder Mikrolunkerung neigen. Der Grob- oder Makrolunker bildet sich in Bereichen der Schmelze, die zuletzt erstarren, während alle übrigen Bereiche dichtgespeist sind. Je nach Erscheinungsform der Groblunkerung unterscheidet man zwischen

---

1) Speiser sind offene oder geschlossene Bereiche in der Gießform, die bei der Erstarrung des Gußstücks ein Volumendefizit durch Speisung entstehender Hohlräume im Gußteil mit Schmelze ausgleichen und so Lunkerbildung vermeiden. Der Speiser muß dazu mit dem Gußteil bzw. mit dem lunkergefährdeten Gußteilmittel verbunden und so bemessen sein, daß er entsprechend später erstarrt. Diese Bedingung wird erfüllt, wenn der Erstarrungsmodul  $M_E$  des Speisers größer als der des Gußteils bzw. des zu speisenden Gußteilmittels ist. Als Richtwert gilt nach der Nicolas'schen Formel:  $M_{E, \text{Speiser}} = 1,2 M_{E, \text{Gußteil}}$  [30].

2) Erstarrungsmodul  $M_E$ : Volumen-Oberflächen-Verhältnis eines Gußteils oder Speisers.  $M = V / O$ , mit  $M$  = Erstarrungsmodul [cm],  $V$  = Volumen des Gußteils oder Speisers [cm<sup>3</sup>],  $O$  = Oberfläche des Gußteils oder Speisers [cm<sup>2</sup>]. Desweiteren gilt nach Chvorinov: Erstarrungszeit  $t_E \sim M_E^2$  [30].

Außenlunker (offen), Innenlunker (geschlossen) und Einfallstelle (Oberfläche). Bei Mikrolunkerung bildet sich im Verlauf der Erstarrung eine teigige Restschmelze mit erstarrter, nicht tragfähiger Randschale, die bei weiterer Abkühlung zusammenbricht, so daß eine Vielzahl kleiner oder kleinster Lunker (Poren) in Verbindung mit Einfallstellen entsteht. Zur Groblunkerung neigen Metalle und Legierungen mit geringem Erstarrungsintervall wie z.B. Reinaluminium oder eutektische G- $\text{AlSi}$ -Legierung (glattwandig, rauhwandig und endogen-schalenbildende Erstarrungsform). Legierungen mit größerem Erstarrungsintervall weisen schwammartige oder breiartige Erstarrungsformen auf und neigen eher zur Mikrolunkerung, wie z.B. untereutektische G- $\text{AlSi}$ -Legierungen.

### Gießfehler

Außer Lunkern und Warmrissen können beim Gießen von Metallen noch weitere Gießfehler auftreten, die einerseits durch schlechte Gießeigenschaften der Schmelze, andererseits durch fehlerhafte Gießtechnik oder Konstruktion der Gießform hervorgerufen werden. Zusammengefaßt werden die wichtigsten Gießfehler bzw. Gießfehlergruppen nach [34] wie folgt beschrieben:

- Unvollständige Formfüllung
- Hohlräume (Lunker, Poren, Einfallstellen)
- Einschlüsse
- Warmrisse
- Bindungsfehler
- Oberflächenfehler

### Filterung der Schmelze

Zur Filterung der Schmelze, d.h. zur Vermeidung von Verunreinigungen durch Schlacken oder Oxidschichten, werden Eingußsiebe im Eingußkanal eingesetzt. Am gebräuchlichsten sind keramische Gießfilter mit offenporiger Schaum- und Zellstruktur [30]. Je nach Anwendung variiert dabei die Porengröße des Filters. Neben einer reinigenden Wirkung der Schmelze führt der Filtereinsatz damit zu einer Verbesserung der Fließfähigkeit und mechanischen Eigenschaften [35], gleichzeitig führt der Einsatz von Filtern zu einer Beruhigung des Schmelzflusses und somit zu einem turbulenzarmen Befüllen der Gießform. Der Einsatz von Filtern aus Schaumkeramik bei verschiedenen Anwendungen im Aluminiumguß wird in [35] beschrieben.

### Thermische Analyse

Die thermische Analyse einer Aluminium-Gußlegierung wird als Kontrollverfahren für die Wirksamkeit metallurgischer Maßnahmen wie Veredelung und Kornfeinung eingesetzt [36].

Mit der Kornfeinung wird eine feinkörnige Ausscheidung der primären  $\alpha$ -Aluminiumphase angestrebt. Dazu werden Fremdkeime eingebracht, um die Schmelze mit Keimen anzurei-

chern. Dabei sind beim Abkühlen einer Schmelze die *thermische Unterkühlung* beim Erreichen des Liquidusbereiches und die damit verbundene *Rekaleszenz* von Bedeutung.

Bei der Veredelung technischer Aluminium-Silizium-Legierungen wird der Effekt der Keimbildung von Siliziumkristallen gebremst. Bei eutektischer Kristallisation erfolgt die Keimbildung für das Silizium aufgrund von Verunreinigungen wesentlich leichter als für das Aluminium. Die Silizium-Kristalle wachsen ungehindert und nehmen eine nadelförmige Gestalt, mit schlechten Festigkeitseigenschaften an. Durch „Vergiften“ der Keime (vor allem durch Strontium und Natrium) läßt sich diese nadelige Ausbildung verhindern, wodurch letztendlich ein feinkörniges Gefüge erreicht wird. Durch die Keimarmut von Siliziumkristallen wird hier die eutektische Kristallisation der Schmelze unterkühlt. In diesem Zusammenhang spricht man auch von der *eutektischen Unterkühlung*. Die *eutektische Rekaleszenz* ist dadurch stärker ausgeprägt. Ein weiterer Effekt bei der Veredelung einer G-AlSi-Legierung ist die sogenannte *eutektische Depression*, die bewirkt, daß das Eutektikum der Legierung zu tieferen Temperaturen hin verlagert wird. Gleichzeitig tritt meist auch eine Verlagerung des Eutektikums zu höheren Legierungsgehalten auf.

Durch eine *thermische Analyse* der Abkühlkurve einer erstarren Aluminium-Legierung können Meßgrößen ermittelt werden, aus denen Unterkühlung und Rekaleszenz hervorgehen [37]. Der Effekt der thermischen Unterkühlung beruht darauf, daß die Temperatur der Schmelze unter Liquidustemperatur sinkt, bevor eine Kristallisation eintritt. Dies ist der Fall bei rascher Abkühlung oder bei Mangel an Kristallisationskeimen. Erst wenn die Erstarrung eintritt, wird Kristallisationswärme frei, die gleiche Wärme also, die beim Schmelzen als latente Wärme (Schmelzwärme) zugeführt worden war. Die erstarrende Schmelze erfährt durch diese frei gewordene Kristallisationswärme eine Wiederaufheizung, die sich als Wiederanstieg der Temperatur (Rekaleszenz) darstellt. Das Freiwerden von Kristallisationswärme ist

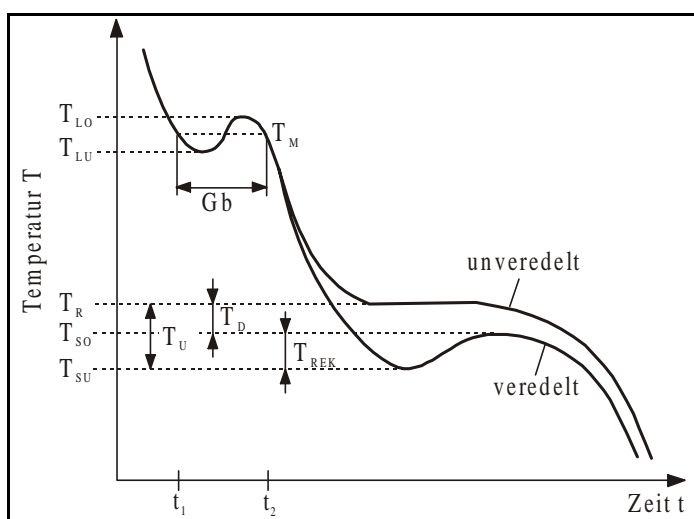


Bild 4.1.6: Thermische Analyse von Al-Gußlegierungen nach [37]

besonders deutlich bei einer unveredelten Aluminium-Legierung erkennbar, wo sich mit zunehmender Erstarrung im Bereich des Eutektikums ein ausgeprägter Haltepunkt abbildet. Erst nach Beenden der Erstarrung sinkt die Temperatur. Die hier dargestellten Sachverhalte sind in Bild 4.1.6 verdeutlicht.

Bild 4.1.6 zeigt schematisch den Verlauf der Abkühlkurve einer Aluminium-Legierung im unveredelten und veredelten Zustand.



Die eingezeichneten Temperaturwerte der thermischen Analyse werden zur Beurteilung der Schmelze hinsichtlich Kornfeinung und Veredelung herangezogen [38].

Die in Bild 4.1.6 verwendete Nomenklatur hat folgende Bedeutung:

$T_{LO}, T_{LU}$	: obere bzw. unter Liquidustemperatur
$T_{SO}, T_{SU}$	: obere bzw. untere Solidustemperatur
$T_R$	: Referenztemperatur einer unveredelten Schmelze (Eutektikum)
$T_D$	: eutektische Depression ( $= T_R - T_{SO}$ )
$T_U$	: eutektische Unterkühlung ( $= T_R - T_{SU}$ )
$T_{REK}$	: eutektische Rekaleszenz ( $= T_{SO} - T_{SU}$ )
$T_M$	: Mittelwerttemperatur ( $= T_{LO}/2 + T_{LU}/2$ )
$G_b$	: Kornfeinungsgröße ( $= t_2 - t_1$ )

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß mit zunehmender Kornfeinung, d.h. bei vorhandensein vieler Kristallkeime, die thermische Unterkühlung im Liquidusbereich geringer ausfällt. D.h. je kleiner die Kornfeinungsgröße  $G_b$  ausfällt, umso höher ist die Kornfeinung. Für eine Veredelung gilt: Je höher der Veredelungsgrad, umso höher die eutektische Unterkühlung.

### Gasaufnahme

Bei der Gasaufnahme von Aluminiumschmelzen spielt in der Praxis der Wasserstoff eine übergeordnete Rolle. Gelöst wird der Wasserstoff nur in atomarer Form. Dieser Vorgang ist stark temperaturabhängig und beim Übergang flüssig-fest tritt ein sehr großer Löslichkeitsprung auf. Bild 4.1.7 zeigt die Löslichkeit im Gleichgewichtszustand von Wasserstoff in Reinaluminium in Abhängigkeit der Temperatur [27]. Die aufgezeigte Wasserstofflöslichkeit

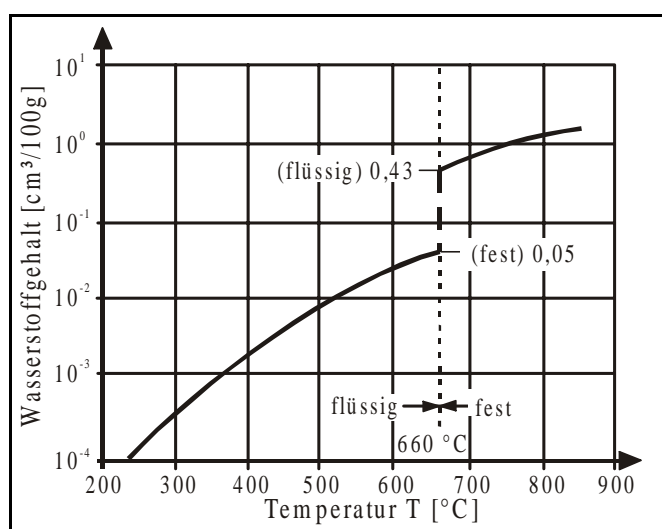


Bild 4.1.7: Temperaturabhängige Löslichkeit von Wasserstoff in Reinaluminium [27]

trifft weitestgehend auch auf Al-Gußlegierungen zu. Legierungselemente wie Kupfer, Zink und Silizium vermindern sie geringfügig. Eine sehr intensive Wasserstoffaufnahme wird verursacht durch jegliche Form von Feuchtigkeit. Bei Kontakt mit flüssigem Aluminium tritt eine Zersetzung in atomaren Wasserstoff auf, der entsprechend den Gleichgewichtsbedingungen schnell in Lösung mit dem Aluminium geht. Der gleichzeitig frei werdende Sauerstoff bewirkt eine starke Oxidation der Schmelze. Hauptursache für die Wasserstoffauf-

nahme beim Gießen sind Feuchtigkeitsquellen in der Raumluft, im Formsand, in Flußmitteln und Schichten.

Die temperaturabhängige Löslichkeit und der große Löslichkeitssprung bei der Erstarrung bewirken, daß bei einem entsprechenden Wasserstoffgehalt Gasporosität auftritt. Bei extrem schneller Erstarrung, wie z.B. beim Druckgießverfahren, kann ein großer Teil des Wasserstoffs zwangsweise im Aluminiumgitter gelöst bleiben. Bei der langsamen Erstarrung, wie sie beim Sandgußverfahren vorliegt, wird dagegen ein sehr großer Anteil des vorhandenen Wasserstoffs molekular ausgeschieden und verursacht Porosität. Vorbeugende Maßnahmen dagegen sind: Trockene Lagerung der Masseln, jegliche Überhitzung der Schmelze vermeiden, schnelles Schmelzen, Fernhaltung jeglicher Feuchtigkeit, Gasdruck im Ofen möglichst gering halten, vorsichtiges Umfüllen, Schmelze möglichst nicht bewegen.

#### **4.1.2 *Schwerkraftkokillenguß***

Der Schwerkraftkokillenguß beschreibt ein Dauerformgießverfahren, wobei die Schmelze unter Wirkung der Schwerkraft in eine Gießform, die Kokille, gegossen wird. Die Vorteile des Kokillengußverfahrens sind hohe Gefügedichtheit sowie Maßgenauigkeit und gute Oberflächenbeschaffenheit. Ein weiterer Vorteil ist das im Vergleich zum Sandguß feinere Gefüge und die damit verbundene höhere Festigkeit und Dehnung. Diese Eigenschaftsvorteile sind eine Folge der höheren Erstarrungsgeschwindigkeit gegenüber Sandguß. Wichtig für ein fehlerfreies bzw. lunkerfreies Gießresultat ist das Einleiten einer gelenkten Erstarrung. Einerseits ist diese durch ein gut ausgelegtes Anschnitt- und Speisersystem, andererseits durch einen wohl abgestimmten Wärmehaushalt innerhalb der Kokille erreichbar. Die Abstimmung des wärmehaushaltes kann durch gezielte Heizung bzw. Kühlung der betreffenden Formpartien realisiert werden [27, 30]. Das Kokillengußen findet breite Anwendung bei der Serienfertigung von Rädern und Fahrwerksteilen, sowie bei der Herstellung von Zylinderköpfen und Motorblöcken [28].

Trotz des technisch hochentwickelten und teilweise voll automatisierten Kokillengußverfahrens sind die Themen Wärmehaushalt und Lunker- bzw. Warmrißbildung immer noch aktuell. Insbesondere bei der Entwicklung neuer Gußteile, die eine komplette Neukonstruktion von Kokillen erfordern, treten zu Beginn einer Produktionsserie stets Komplikationen auf. Bei der Auslegung von Gießprozessen bzw. -kokillen und deren relevanten Prozeßführungsgrößen werden daher mathematische Prozeßsimulationen angewendet, in denen neben der Form der Kokille auch Prozeßparameter, wie z.B. der Legierungsgehalt von Schmelzen, die Verwendung von Schichten, die Temperaturführung während der Einguß- und Erstarrungsphasen, Berücksichtigung finden [39, 40, 41, 42]. Desweiteren werden zur Überwachung des Wärmehaushaltes von Kokillen Thermographiekameras eingesetzt, durch die Informationen in Form von Wärmebildern der Kokillenoberfläche zur Zeit des Einfüll- und Erstarrungsvorgangs gewonnen und zur Prozeßoptimierung herangezogen werden [43, 44, 45, 46]. Seitdem bei der Konstruktion und Auslegung von Gußteilen bzw. Gießformen dreidimensional arbeitende

CAD-Systeme immer mehr Verbreitung finden, hat sich auch der Einsatz des Rapid Prototyping als eine schnelle und zuverlässige Möglichkeit zur Gußteil- und Gießformgestaltung bei der Prozeßauslegung bewährt [47]. Für grundlegende Untersuchungen des Kokillengießprozesses wird neben den oben genannten Verfahren auch die Radioskopie eingesetzt, mit der am Gießmodell Möglichkeiten aufgedeckt werden, um den Gießprozeß zu optimieren [48]. Eine Umsetzung dieser Methode in industrielle Bereiche zur Prozeßoptimierung erfolgte aufgrund strahlenschutztechnischer Probleme bisher jedoch nicht.

#### **4.1.3 *Schwerkraftsandguß***

Das klassische Sandgießverfahren ist eine Gießtechnik mit verlorenen Formen und in Sand eingeformeten Dauermodellen. Für dieses Verfahren wird entweder tongebundener Formsand oder chemisch gebundener Quarzsand verwendet. Durch Teilung des Formkastens wird das Modell nach Aushärten des Formsandes entnommen und die Gießform unter Ausnutzung der Schwerkraft mit Schmelze befüllt. Eine hohe Sandverdichtung ergibt sehr maßgenaue Formen mit guter Oberflächenbeschaffenheit. Nach dem Sandgießverfahren hergestellte Aluminium-Gußteile können die Eigenschaften der nach Dauerformverfahren gegossenen Teile erreichen. Der Vorteil des Sandgusses gegenüber den Dauerformverfahren wie z.B. Kokillenguß liegt zum einen darin, daß relativ einfache Änderungen an der Gießform vorgenommen werden können, zum anderen, daß der Gießzyklus nicht durch das Abwarten einer Erstarrungszeit unterbrochen wird [27, 28, 30], dies führt auch bei Sandgußanlagen zu relativ kurzen Produktionszeiten. Der Vorteil einfacher Änderungsmöglichkeiten beim Sandguß führt dazu, daß oft während der Entwicklungsphase von Kokillengießformen eine Prototypenherstellung des Gußteils anhand von Sandgießformen erstellt wird [28].

Den aus der Vergangenheit entstandenen Vorurteilen gegenüber Schwerkraftsandguß, nämlich die Produktion qualitätsarmer Gußteile aufgrund unzureichender Formtechnik und –werkzeuge, schlechte Oberflächengüte und Maßgenauigkeit durch feuchte Sandformen, sowie nachteilige Eigenschaften des Einfüllvorgangs (Schmelzeverwirbelungen), begegnete man in den letzten Jahren mit innovativen, Techniken zur Verbesserung des Sandeinformens, des Formsandes selbst sowie des Einfüllvorgangs. Der Fortschritt durch Verbesserung der konventionellen Sandgießtechnik spiegelt sich in der hohen Anzahl der neu entwickelten Sandgießtechniken, speziell im Bereich des Automobilbaus, wider. In den letzten 15 Jahren haben sich 8 neue Verfahren einen Namen gemacht, welche sich in einen noch jungen Bereich, dem Präzisionsandguß einordnen lassen [49, 50]. Diese Verfahren verbinden die Vorteile der Flexibilität vom Sandguß mit hoher Produktqualität.

#### **4.1.4 *Niederdrucksandguß***

Die im vorstehenden Kapitel gemachten Angaben gelten im wesentlichen auch für den Niederdrucksandguß. Mit Niederdrucksandguß wird ein Sonderverfahren bezeichnet, welches man vom Verfahrensablauf her durchaus zu dem Präzisionsandguß-Bereich zählen kann.

Charakteristisch für dieses Verfahren, wie auch für die meisten Präzisionsandgießverfahren ist die Formfüllung von unten. Dabei erfolgt die Förderung der Schmelze aus dem geschlossenen Gießofen mit Hilfe von Gasdruck über ein Steigrohr. Beim Niederdruckguß liegt der Gasdruck in Bereichen von unter 1bar. Die Formfüllung von unten bietet gießtechnische und wirtschaftliche Vorteile. Die Füllung der Gießform erfolgt turbulenzarm ohne aufwendiges Gießsystem. Besonders für dünnwandige Gußteile mit Wandstärken unter 2mm ist dieses Gießverfahren geeignet und besitzt hier Vorteile gegenüber dem Schwerkraftsandguß. Des weiteren sind Vorteile hinsichtlich verbesserter mechanischer Eigenschaften, geringerer Oberflächenrauigkeiten und erhöhter Dehnungswerte des Gußteils zu verzeichnen [28, 51]. Gußstücke sind immer dann für den Niederdruckguß geeignet, wenn eine Erstarrungslenkung in Richtung Eingußzapfen (Steigrohr) realisiert werden kann. Über das Steigrohr ist eine Speisung bis zur Erstarrung im Eingußzapfen gewährleistet. Die Aufrechterhaltung des Überdrucks in der Gießform sorgt während der Erstarrungsphase für eine Unterstützung der Nachspeisung.

Das Niederdrucksandgußverfahren findet trotz der Vorteile die es bietet, nur begrenzt Anwendung. Verfahrensprobleme hinsichtlich des Umgangs mit der Schmelze in Kombination von Überdruck und Sandform erschweren den Prozeß und führen zu hohen Kosten. Das zur Erhöhung des Prozeßtaktes notwendige Trennen der Gießform vom Steigrohr stellt eine nach dem heutigen Stand der Technik ungelöste Problematik dar und muß aus Produktivitätsgründen kostengünstiger realisiert werden. Die nach dem heutigen Stand der Technik verwendeten Manschetten oder Bandagen, die eine druckdichte Verbindung vom Steigrohr zur Gießform herstellen, sind Einwegprodukte und können je nach Anwendung bis zu 10% der Gußteilkosten ausmachen [49]. Des weiteren ist auch noch keine „Patentlösung“ bekannt, um den für die Nachspeisung vorteilhaften Überdruck in der Gießform beim Absetzen vom Steigrohr aufrechtzuerhalten. Bisher, wie z.B. beim weiterentwickelten Niederdruck-Gießverfahren der Firma Heinrich Wagner Sinto, Bad Laasphe [52], wird lediglich unter Einfluß der Schwerkraft gespeist. Hier kann durch einen Verschleißmechanismus der Gießform, diese vom Steigrohr getrennt werden. Die Positionierung des Speisers im unteren Gießformbereich und anschließendes Umdrehen der Gießform bewirkt eine Speisung von oben [53].

#### ***4.1.5 Filterspeiser-Technik***

In Kombination mit neuartigen Speisertechniken wurde in den letzten Jahren das Filterspeiser-Eingießverfahren entwickelt [54]. Das Filter befindet sich dabei direkt im Speiseraufsatz der Gießform. Dadurch entfallen aufwendige Gießlaufsysteme, da die Schmelze direkt in den Filterspeiser gegossen wird und somit der Einguß direkt an den Ort der Speisung positioniert werden kann. Die Vorteile dieser Technik sind neben einer turbulenzarmen und gefilterten Befüllung der Gießform, Einsparungen hinsichtlich Material- und Bearbeitungskosten. Anhand des in Bild 4.1.8 dargestellten Ventilgehäuses wird dies deutlich: Nach dem Filterspeiser-Eingießverfahren wird der Einguß gezielt über einem speisungsrelevanten Bereich positioniert. Das komplette Gießlaufsystem des konventionellen Verfahrens wird eingespart und

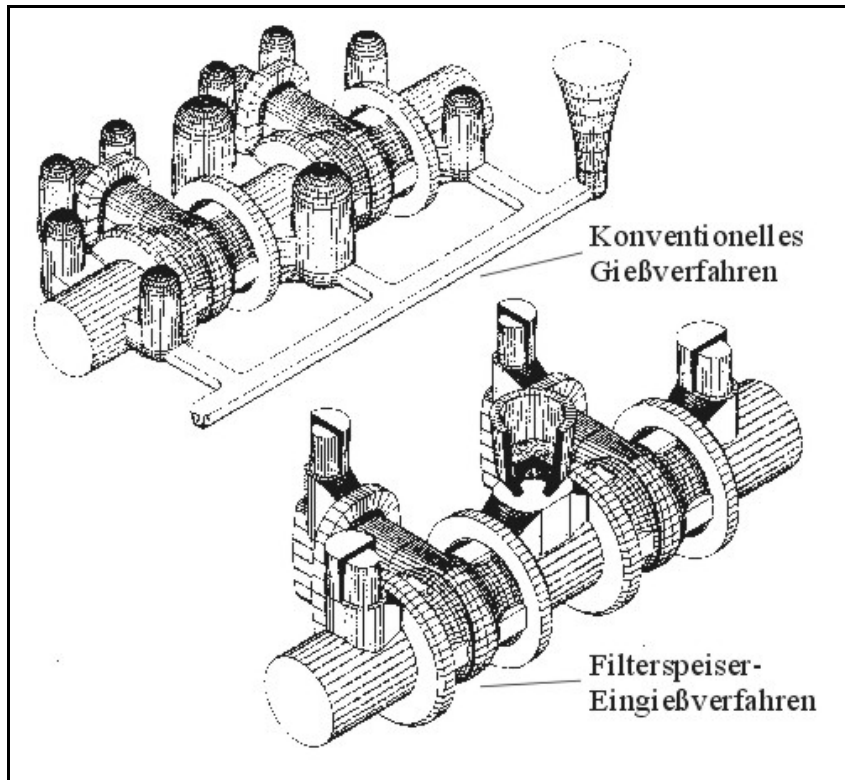


Bild 4.1.8: Gegenüberstellung: Konventionelles Gießverfahren/Filterspeiser-Eingießverfahren nach [54]

die Anzahl der Speiser kann aufgrund besserer Speisungsbedingungen reduziert werden. Damit entfallen Kosten bei der Nachbearbeitung des Gußteils (Trenn- und Schleifkosten) und die mit der Einsparung an Material verbundenen Material- und Schmelzkosten. Am Beispiel dieses Ventilgehäuses GS C25 konnte eine Erhöhung des Ausbringens<sup>3)</sup> von 40% auf 71% erreicht werden [54].

## 4.2 Laserstrahldispersieren

Das Laserstrahldispersieren ist ein noch relativ neuartiges Verfahren zur Oberflächenvergütung bzw. Erzeugung verschleißfester Schichten, um die tribologischen Eigenschaften eines Trägermaterials (Substrat) zu verbessern. Gegenüber konventionellen Methoden bietet dieses Verfahren in technischer Hinsicht ein großes Potential und findet zunehmend Anwendung. Einige Beispiele dazu sowie technische und wirtschaftliche Perspektiven werden in [55, 56, 57] geschildert. Beim Laserstrahldispersieren werden Hartstoffpartikel in die Werkstoffrand-schicht eingebracht, nachdem diese mittels eines Laserstrahls aufgeschmolzen wurde. Der Vorteil des Laserstrahldispersierens gegenüber anderen weit verbreiteten Verschleißschutzverfahren, wie z.B. Beschichtungsverfahren mit Autogen-, Plasma- und Lichtbogentechnik, ist zum einen die beim Einbringen der Energie mittels Laserstrahl gering ausfallende Wärmeinflußzone, zum anderen, daß die Hartstoffpartikel formschlüssig und zum Teil chemisch gebunden in den Grundwerkstoff eingebettet werden. Mit einer geringeren thermischen Belastung des Grundwerkstoffes wird die Induzierung von Eigenspannungen reduziert. Das bei Beschichtungsverfahren auftretende Problem des Ablösens der Verschleißschutzschicht vom Grundwerkstoff aufgrund abweichender E-Moduln und Wärmeausdehnungskoeffizienten wird beim Dispersieren durch Einbettung der Hartstoffpartikel vermindert. Dispersieren be-

<sup>3)</sup> Das Ausbringen beschreibt die Ausbeute eines Gießprozesses:  $\text{Ausbeute}[\%] = (\text{Gußteilgewicht} / \text{Gewicht der eingesetzten Schmelze}) \cdot 100$

deutet im Bereich der Werkstoffbearbeitung das Einbringen von Partikeln in einen Grundwerkstoff. Dabei kommen als Substrate solche metallischen Werkstoffe zum Einsatz, die einer geforderten mechanischen Belastung standhalten und in ihren tribologischen Eigenschaften verbessert werden sollen. Als Partikel werden Hartstoffe, vor allem Karbide der Nebengruppen IV, V und VI, wie z. B. Wolframkarbid, eingesetzt. Bild 4.2.1 zeigt eine Verfahrensskizze, anhand derer der Prozeßablauf des Laserstrahldispersierens dargestellt wird.

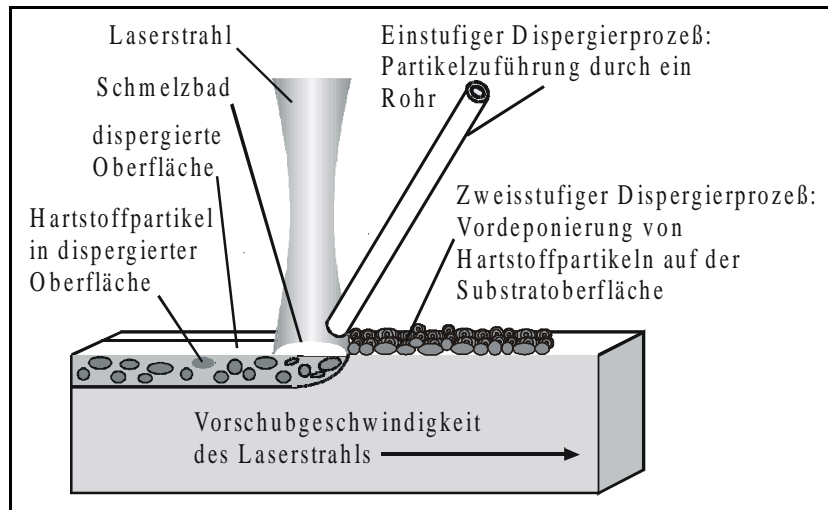


Bild 4.2.1: Verfahrensprinzip des Laserstrahldispersierens

rung auf der Dispersierfläche (zweistufiger Dispersierprozess). Um eine Oxidation des Schmelzbades zu vermeiden erfolgt der Prozeß unter Schutzgasatmosphäre (z.B. durch Argon oder Helium). Beim einstufigen Dispersieren kann das Schutzgas gleichzeitig als Fördermedium für die Hartstoffpartikel durch ein Rohr genutzt werden. Je nach Anwendungsfall sind unterschiedlich tiefe Dispersionsschichten mit unterschiedlich hohen Verteilungsdichten und Größen von Hartstoffpartikeln herstellbar. Aus verfahrenstechnischen Gründen ist jedoch eine minimale Dispersiertiefe anzustreben, um hohe Verfahrensgeschwindigkeiten und eine geringe Werkstoffbeeinflussung zu erzielen. Desweiteren ist es notwendig, für den jeweiligen Einsatz der dispergierten Oberfläche eine Abstimmung zwischen Partikelgröße und Anzahl der einzubringenden Hartstoffpartikel vorzunehmen, da während eines abrasiven Vorgangs die aus dem Werkstoffverbund herausgelösten Hartstoffe ihre Schutzfunktion gegenüber dem Werkstoff verlieren und selbst zum abrasiven Medium werden können. Der Verschleißschutz der Dispersionsschicht erhöht sich im allgemeinen mit zunehmendem Hartstoffgehalt und der Gleichmäßigkeit, mit der die Hartstoffpartikel im Substratwerkstoff angeordnet sind [55, 58].

Zum Schmelzen von Metallen mittels Laserstrahlung werden zur Zeit CO<sub>2</sub>- und Nd-YAG-Laser<sup>4)</sup> genutzt. Im Bereich des Schmelzens von Metallen entsteht, vor allem aufgrund von Reflexion an der Werkstückoberfläche, eine Differenz von eingesetzter Laserstrahlungsenergie zu der vom Werkstoff absorbierten Energie. In Bild 4.2.2 sind für ausgewählte Werkstoffe Absorptionskennlinien in Abhängigkeit der Wellenlänge der Laserstrahlung dargestellt. Die

<sup>4)</sup> CO<sub>2</sub>-Laser: Gaslaser, mit CO<sub>2</sub> als Laser-Material, dotiert mit Stickstoff-Atomen; Nd-YAG-Laser: Festkörperlaser, mit Yttrium-Aluminium-Granat-Kristallen als Laser-Material, dotiert mit Neodym-Ionen [75].

Mittels eines Laserstrahls wird die Oberfläche des Substratwerkstoffes aufgeschmolzen und die Hartstoffpartikel in das Schmelzbad eingebracht. Das Einbringen der Hartstoffpartikel erfolgt durch eine Partikelzuführung (einstufiger Dispersierprozess), z.B. durch ein Rohr, oder durch Vordeponierung

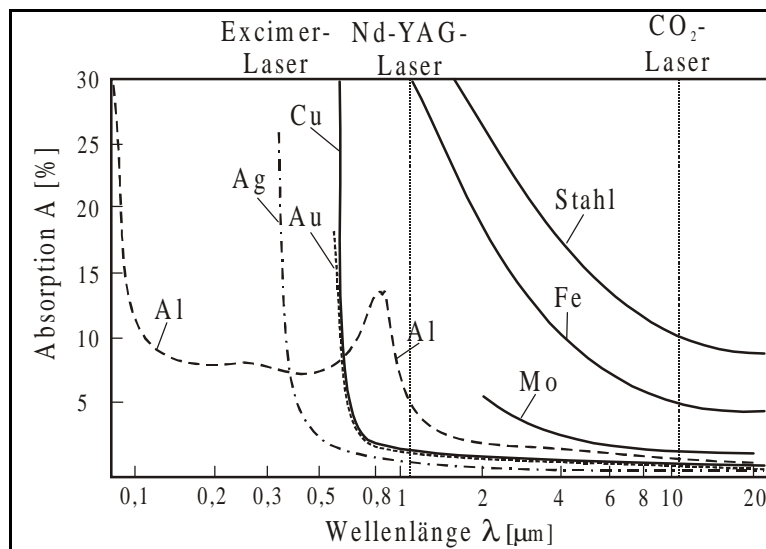


Bild 4.2.2: Laserstrahlabsorption als Funktion der einfallenden Wellenlänge bei Raumtemperatur nach [87]

Absorption von Eisen und Stahl gegenüber CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung beträgt entsprechend Bild 4.2.2 etwa 5% bzw. 10%. Die Werte für einen Nd-YAG-Laser können oberhalb von 30% liegen. Bei Nutzung eines Nd-YAG-Lasers zum Schmelzen von Stählen, werden demnach der Wirkungsgrad des Arbeitssystems verbessert und die Streustrahlung aufgrund geringerer Reflektion reduziert.

Laserstrahlung muß ausgehend von der Strahlenquelle zum Wirkort bzw. Werkstück geleitet werden. Im allgemeinen ist dieses über an die Strahlung angepaßte Spiegelsysteme möglich. Alternativen ergeben sich beim Einsatz eines Nd-YAG-Lasers, dessen Strahlung auch über Lichtwellenleiter flexibel geführt werden kann. Vorteile von Lichtwellenleitern sind geringer Platzbedarf, geringer Justieraufwand sowie relativ gute Kapselung gegenüber Verschmutzungen.

Zur Steuerung der Prozeßvorgänge beim Laserstrahl dispersieren, wie z.B. den Hartstofftransport im Schmelzbad, der Schmelzbadausbildung und der Verteilung von Partikeln, ist es notwendig, ein grundlegendes Wissen über die sich einstellenden Schmelzbadströmungen während des Dispersierprozesses zu besitzen. Es wurden bereits Simulationen zu verschiedenen möglichen Schmelzbadströmungen erarbeitet [59, 60, 61, 62], denen als Simulationsgrundlage die sich einstellenden Oberflächenspannungsgradienten auf der Schmelzbadoberfläche dienen [63, 64, 65]. Einer Verifizierung der Prozeßsimulationen durch Untersuchungen am realen Prozeß sollen hier durch radioskopische Bildaufnahmen erfolgen. Grundlegende Untersuchungen am realen Prozeß sind, außer der im Rahmen der hier vorliegenden Arbeit veröffentlichten Studie [66], nur von [67] bekannt. Letztere beschränkt sich jedoch auf Untersuchungen auf der Schmelzbadoberfläche. Eine Betrachtung dynamischer Vorgänge beim Laserstrahl dispersieren im Inneren des Schmelzbades durch High-Speed-Mikrofokusradioskopie ist nicht bekannt.

## 5.0 Beschreibung der Versuchsprüftechnik

Ergänzend zu den Ausführungen in Kapitel 3 soll hier auf die im einzelnen eingesetzten Systeme, ihre Technik und ihre Komponenten eingegangen werden, die zur Aufnahme der untersuchungsrelevanten Daten eingesetzt wurden.

### 5.1 Mikrofokusradioskopieanlage

#### *Mikrofokusröntgenröhre*

Als Strahlenquelle für die durchgeführten radioskopischen Untersuchungen wurde eine Mikrofokusröntgenröhre der Firma FEINFOCUS von Typ FXE-160.00 eingesetzt. Diese Röntgenröhre besitzt eine offene Bauweise, d.h. sie wird durch ein Vakuum-System kontinuierlich evakuiert, mit der Möglichkeit, daß die verschleißbehafteten Bauteile wie Target ( ca. 15.000 Std. Lebensdauer) und insbesondere Haarnadelheizfaden (ca. 250 Std. Lebensdauer) relativ einfach ausgetauscht werden können [18].

Die Mikrofokusröntgenröhre besitzt folgende technischen Daten:

-max. Beschleunigungsspannung	160 kV
-max. Röhrenstrom	1,0 mA
-Fokusbereich	10-100 $\mu\text{m}$

Zur Gewährleistung einer stabilen, geglätteten Beschleunigungsspannung und einer ebenso schwankungsfreien Versorgung der elektromagnetischen Fokussierungseinheit der Röhre dient ein Niederfrequenzgenerator, der eine konstante Hochspannung bis 160 kV bei maximalem Röhrenstrom von 1 mA liefert.

Für die hier durchgeführten Untersuchungen wurde ein Wolframtarget eingesetzt. Trotz relativ hoher Röhrenleistung weist ein Wolframtarget gute Eigenschaften bezüglich der Ausbildung eines kleinen Fokusbereichs aus. Desweiteren weist Wolfram eine hohe Wärmebelastbarkeit auf und eignet sich dadurch für höherenergetische Untersuchungen. Das für diese Untersuchungen verwendete Wolframtarget ermöglicht bei einer Eingangsleistung von 50W eine Fokusgröße von ca. 50  $\mu\text{m}$  [18]. Zur Vermeidung von Beschädigungen des Targets und der daran gekoppelten Bauteile durch Überhitzung ist in dem Röhrengehäuse eine Durchlaufwasserkühlung integriert.

Um bei der Erzeugung von Röntgenstrahlung eine Kollision der Elektronen mit Gasatomen oder Verunreinigungen durch Staubpartikel und dadurch verursachte unkontrollierte Entladungen zu vermeiden, wird die Röntgenröhre mit einem kontinuierlich arbeitenden Vakuumsystem betrieben. Dies besteht aus einer Vorvakuumpumpe, einer Turbomolekularpumpe sowie einer entsprechenden Vakuum-Meßeinrichtung. Die Vorvakuumpumpe erzeugt ein Vorvakuum von ca. 0,02 mbar. Dieses Vorvakuum wird benötigt, um die Turbomolekularpumpe



zu betreiben. Die Turbomolekularpumpe erzeugt bei maximalen Drehzahlen von 50.000 U/min einen Vakuum-Enddruck von ca.  $10^{-6}$  mbar.

### **Röntgenbildverstärker**

Zum Nachweis der Röntgenstrahlung bzw. Umwandlung dieser in sichtbare Durchstrahlungsbilder wurde eine Röntgenbildverstärkerröhre TH 9438 HX der Firma THOMSON TUBES ELECTRONIQUES [68] eingesetzt. Das Funktionsprinzip entspricht dem eines in Kapitel 3.1 beschriebenen Röntgenbildverstärkers. An dem Strahlenaustrittsfenster des Phosphorbildschirms ist eine Tandemoptik XR-Heligon der Firma Rodenstock [69] adaptiert. An die Tandemoptik schließt sich eine hoch lichtempfindliche CCD-Kamera KP-M1 der Firma HITACHI [70] an, die das Ausgangsbild an ein digitales Bildaufnahme- und Bildverarbeitungssystem liefert. Im einzelnen besitzen die verschiedenen Komponenten des Röntgenbildverstärkers bzw. des Abbildungssystems gemäß Bild 5.1.1 die im folgenden näher beschriebenen Funktionen:

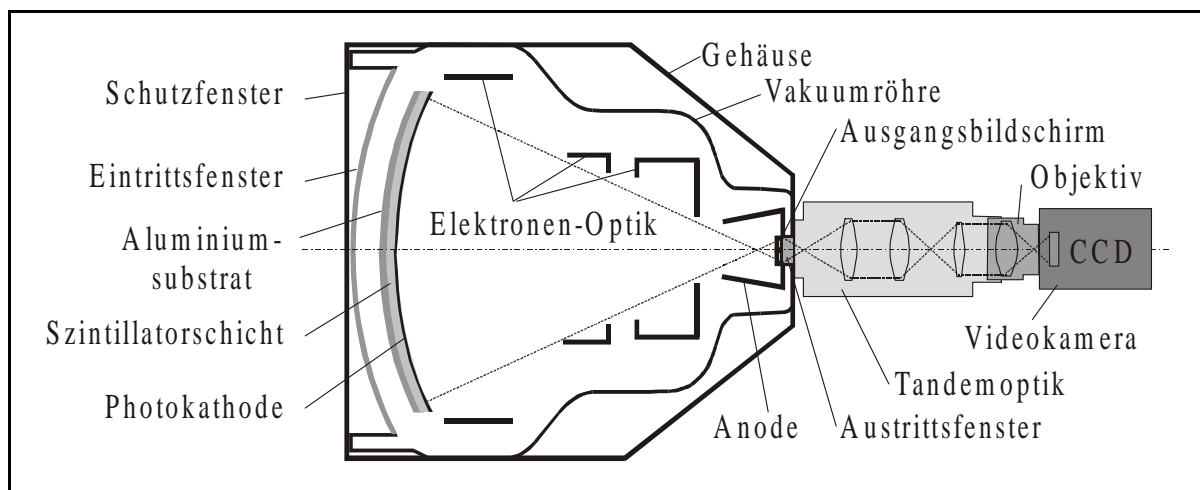


Bild 5.1.1: Aufbau eines Röntgenbildverstärkers mit Optik und Kamera nach [68]

- *Schutzfenster* am Gehäuse: Aluminium, 0,5 mm Dicke, bietet Schutz vor äußeren Einflüssen, Gehäusedurchmesser: 9 Zoll
- *Eintrittsfenster*: 9 Zoll Aluminiumschirm mit einem effektiven Durchmesser von 215 mm, ca. 1mm Dicke, bietet optimale Strahlendurchlässigkeit bei minimaler Streuung der Röntgenstrahlen, dient als Vakuumabschluß, besitzt eine konvexe Oberfläche um zum einen geringe Abstände zum Szintillatorschirm zu gewährleisten, zum anderen, um trotz der relativ geringen Dicke dem Atmosphärendruck standhalten zu können (bei 16 Zoll Eintrittsfenster ca. 1000 kg Äquivalentgewicht [68]).
- *Szintillatorschirm*: Bestehend aus einem 0,5 mm dicken Aluminiumsubstrat mit aufgedampften nadelförmigen Szintillatorkristallen. Die hier eingesetzten Szintillatoren aus Cäsiumiodidkristallen (CsI) besitzen beste Eigenschaften bezüglich Absorptionsverhalten und Auflösung. Durch ihren geringen Durchmesser von ca.  $5 \mu\text{m}$  nach dem Aufdampfungsprozeß ist eine hohe Belegungsdichte von 80 – 90% der Oberfläche gewährleistet. Dieser Wert ist etwa doppelt so hoch wie bei alternativen Szintillatoren aus Gadoliniumoxid ( $\text{Gd}_2\text{O}_3$ ) oder Calcium-Wolframoxid ( $\text{CaWO}_4$ ). Die Schichtdicke einer Cäsiumjodid-

Szintillatorschicht variiert zwischen 300 und 450  $\mu\text{m}$  und gewährleistet eine optimale Strahlenabsorption.

- *Photokathode*: Dünne, semitransparente Schicht aus Antimon und verschiedenen Alkali-metallen. Diese multialkaline Photokathodenschicht wird auf die Rückseite der Szintilla-tionskristalle aufgedampft und besitzt eine auf den Szintillator abgestimmte Empfindlich-keit für die Wellenlänge des emittierten Lichtes.
- *Elektronen-Optik*: Die Elektronen-Optik bewirkt, daß die von der Photokathode emittier-ten Elektronen korrekt auf den Austrittsphosphorschirm fokussiert werden. Darüber hin-aus bewirkt sie eine Beschleunigung der Elektronen, ohne dabei das Nutz-/Rauschsignal-Verhältnis zu verschlechtern.
- *Ausgangsbildschirm*: Der Ausgangsbildschirm konvertiert mittels einer Phosphorschicht die auftreffenden Elektronen in sichtbares Licht. Hierdurch wird das ursprüngliche Rönt-genbild in ein sichtbares Bild umgewandelt, welches mit einer Videokamera aufgenom-men werden kann. Um eine möglichst effiziente optische Kopplung zwischen Bildverstär-kerröhre und Elektronen-Optik herzustellen, wird der Ausgangsbildschirm generell um ein vielfaches kleiner gestaltet als der Eingangsbildschirm. Im Normalfall besitzt der Ausgangsbildschirm eine quadratische Fläche von 15 bis 35 mm Kantenlänge. Der bei diesem Bildverstärker implementierte Ausgangsbildschirm hat eine Größe von 25 mm Kantenlänge. Da die gesamte Bildinformation auf einer sehr viel kleineren Fläche darge-stellt wird, sollte der Ausgangsbildschirm eine hohe Auflösung besitzen. Der Ausgangs-bildschirm besteht aus einer dünnen Schicht sehr fein gekörnter Phosphorpartikel. Auf-grund der hohen Anforderungen an maximalem Lichtertrag und schneller Ansprech- bzw. Abklingzeit der Phosphorpartikel, werden üblicherweise P20 Partikel verwendet. Der P20 Phosphor ist eine Mischung aus Zink-Cadmium-Sulfiden, angereichert mit Silber ( $\text{Zn}_{0,6}\text{Cd}_{0,4}\text{S}:\text{Ag}$ ), welcher im grünen Bereich des sichtbaren Lichtspektrums mit einer Wellenlänge zwischen 520 und 540 nm Licht emittiert. Dieser Bereich eignet sich für die meisten Detektoren in Videokameras. Die Partikel besitzen eine Größe im Bereich von 1 bis 2  $\mu\text{m}$ , die resultierende Phosphorschicht hat eine Dicke von 4 bis 8  $\mu\text{m}$ . Die Phosphor-schicht wird auf einem Substratwerkstoff, in der Regel eine Glasplatte als Austrittsfenster, aufgebracht und von der vakuumseitigen Fläche mit einem dünnen Aluminiumfilm verse-hen. An diesem Aluminiumfilm, mit einer Dicke von 200 bis 300 nm, liegt eine Anoden-spannung von 30 kV an. Die Transmission des Aluminiumfilms für auftreffende Elektro-nen liegt bei dieser Filmdicke über 90%. Bei einer anliegenden Spannung von 30 kV ver-ursacht jedes auftreffende Elektron eine Emission von ca. 1000 Photonen auf dem Aus-trittsfenster.
- *Austrittsfenster*: Das Austrittsfenster aus Glas dient zum einen als Substrat für die Phos-phorschicht, zum anderen als Abschluß des Vakuums in der Bildverstärkerröhre. Zudem sollte es eine möglichst hohe Transmission der Lichtes gewährleisten. Um Lichtreflexio-nen und Lichtstreuung innerhalb der Glasschicht zu eliminieren, sind diese Fenster mit ei-ner ausgangsseitigen Antireflexionsschicht und einer seitlichen Streulichtabsorptions-schicht versehen.

- *Tandemoptik*: Die Tandemoptik besitzt eine Mehranordnung von Linsensystemen, welche, zum einen eine Parallelisierung der Lichtstrahlen, gleichbedeutend mit einer Projektion des Ausgangsbildes ins Unendliche, zum anderen eine Vergrößerung um den Faktor  $M=1,5$  bewirken. Die Projektion des Ausgangsbildes ins Unendliche hat den Vorteil, daß am Objektiv der Videokamera die SchärfEinstellung entfällt, bzw. auf  $\infty$  eingestellt wird. Da der Ausgangsbildschirm ein kleineres Format als der CCD-Sensor der Videokamera besitzt, ist eine Vergrößerung des Ausgangsbildes notwendig.
- *Videokamera*: Die Videokamera wandelt mittels eines hoch lichtempfindlichen s/w-CCD-Sensor als Bildaufnehmer die einfallenden Lichtsignale in elektrische Ladungen um. Der CCD-Sensors liefert eine konstruktiv bedingte Bildauflösung von  $575 \times 560$  Linien (vertikal  $\times$  horizontal). Die Adaption der Kamera an die Tandemoptik erfolgt durch direktes Einpassen des Kameraobjektivs in die Gehäuseöffnung der Tandemoptik. Eingesetzt wurde ein Objektiv HF35A-2 der Firma Leitz, welches trotz der vorgegebenen kleinen Linsendurchmesser eine relativ hohe Lichtstärke von 1,7 besitzt.

## 5.2 Rechnergestützte Hochgeschwindigkeitskamera

Zur Beobachtung und Analyse hochdynamischer Hartstofftransportprozesse beim Laserstrahl-Dispergieren (siehe Kapitel 7.3) wurden zwei Hochgeschwindigkeitskameras CAMSYS 500 und CAMSYS 1000 der Firma MIKROMAK eingesetzt. In beiden Fällen handelt es sich um CCD-Kameras mit Bildspeicher und hoher Datentransferrate. Die Unterschiede beider Kameras liegen, von der maximalen Bildaufnahmefrequenz einmal abgesehen, in der frequenzabhängigen Bildauflösung (Anzahl der Bildpunkte) und Lichtempfindlichkeit. Die CAMSYS 500 besitzt einen Bildspeicher von 64 Mbyte und ist in der Lage, bis zu einer Bildfrequenz von 500 Hz Bilder mit einer Auflösung von  $256 \times 256$  Bildpunkten zu liefern. In höheren Bildfrequenzbereichen erfolgt aufgrund der begrenzten Datentransferrate eine Reduzierung der Bildgröße in vertikaler Richtung. So werden beispielsweise bei einer Aufnahmefrequenz von 1000 Hz nur  $256 \times 128$  Bildpunkte pro Bild geliefert. Dieser Effekt tritt bei dem Nachfolgemodell, der CAMSYS 1000, erst bei höheren Bildfrequenzen auf. Sie besitzt einen größeren Bildspeicher von 128 Mbyte, was entweder eine doppelt so hohe Aufnahmedauer ermöglicht, oder höhere Datentransferraten, mit Aufnahmen von 1000 Hz bei einer Bildgröße von  $256 \times 256$  Bildpunkten, realisiert werden können. Nachteilig wirkt sich jedoch aus, daß mit zunehmender Bildaufnahmefrequenz die Lichtempfindlichkeit der Kameras entscheidend nachläßt. Dieser Effekt ist bei der CAMSYS 500 nicht in dem Maße ausgeprägt wie bei der CAMSYS 1000. Bei einer Aufnahmefrequenz von 500 Bildern/s liefert die CAMSYS 500 ein wesentlich helleres und kontrastreicheres Bild als die CAMSYS 1000. Je nach Anwendungsfall wurden die Vorzüge gegeneinander abgewogen und beide Modelle für die Untersuchungen eingesetzt.

Beide Kamerasysteme sind an einen für sie speziell konzipierten Bildaufnahmerechner gekoppelt, der die hochfrequent aufgenommenen Bilder in einem Ringspeicher zwischenspeichert. Der Ringspeicher hat eine Speicherkapazität von 64 Mbyte bzw. 128 Mbyte und be-

grenzt dadurch die maximale Aufnahmedauer einer Bildsequenz, abhängig von der Aufnahme­frequenz und Bildgröße. Die Bilddaten können nach der Aufnahme aus dem Ringspeicher herausgelesen und in Form eines Videosignals abgespielt werden. Für detaillierte Angaben zum System sei auf die technischen Datenblätter des Herstellers verwiesen [71].

### 5.3 Digitales Bildverarbeitungssystem

Im Bereich der digitalen Bildverarbeitung wird eine Vielzahl von Computersoftware angeboten, die eine Bildaufbereitung hinsichtlich der in Kapitel 3.3 beschriebenen Bildoperationen anbieten. Es handelt sich dabei jedoch selten um Softwarelösungen, die zum einen speziell auf eine Anwendung zugeschnitten sind und zum anderen den gesamten Bereich, angefangen bei der digitalen Aufnahme von Bildern, der Bildmittelung zur Rauschsignalminderung, der Bildaufbereitung durch Grauwertoperationen bis hin zur Bildsegmentierung und Merkmalsextraktion segmentierter Bereiche, automatisiert abdecken können. Aus diesen Gründen wurde im Rahmen dieser Arbeiten zur Gießfehlerdetektion und –klassifikation beim Schwerkraftkokillenguß eine Software entwickelt, die speziell auf diese Anwendung ausgerichtet ist, den eben genannten Anforderungen genügt und zur automatisierten Qualitätsprüfung von Gußteilen durch Analyse prozeßintegriert erfaßter Radioskopiedaten angewendet werden kann.

#### *Bildverarbeitungssystem zur Gießfehlerklassifikation*

Basierend auf einer Bildverarbeitungs-PC-Einsteckkarte mit frei programmierbarer Funktionenbibliothek, dem „Advanced Frame Grabber“ der Firma IMAGING TECHNOLOGY INCORPORATED [72], wurde das Bildverarbeitungsprogramm „DBVSYS“ speziell zur Gießfehlerklassifikation von Gußteilen durch Analyse prozeßintegriert erfaßter Radioskopieaufnahmen entwickelt. Der „Advanced Frame Grabber“ (AFG) ist mit einem Grafikprozessor bestückt, der eine direkte on-line Bearbeitung von Bilddaten durch programmierbare Bildverarbeitungsoperationen ermöglicht. Die im AFG implementierten Komponenten bestehen aus:

- einer Videoeingangseinheit mit A/D-Wandler und Bildprozessor
- einem Bildzwischen­speicher
- einer Videoausgangseinheit mit D/A-Wandler
- dem AFG-Grafikprozessor
- Prozeßelementen

#### *Videoeingangseinheit*

Das von der Videokamera gesendete analoge Signal wird hier von einem Analog/Digital-Wandler digitalisiert, mittels eines Bildprozessors vorverarbeitet und in den Bildzwischen­speicher im Bildverarbeitungsmodus eingelesen. Der Bildprozessor ist in der Lage, Bilder auszulesen und miteinander operativ zu verarbeiten (z.B. Bildmittelung während der Aufnahme).

### *Bildzwischenspeicher*

Der Bildzwischenspeicher ist der zentrale Teil des AFG. In ihm wird das digitalisierte Bild, mit einer Größe von  $1024 \times 1024$  Punkten und einer Speichertiefe von 8 Bit, gespeichert. Er besitzt eine komplexe innere Struktur, die es ermöglicht, digitalisierte Bilder einzulesen und gleichzeitig darzustellen. Der Bildzwischenspeicher läßt drei Arten des Speicherzugriffs zu: Bildwiedergabe, Bildverarbeitung und Graphikmodus. Im Graphikmodus hat der AFG-Graphikprozessor Zugriff auf den Bildspeicher und kann Bild- und Graphikverarbeitungsoperationen im gesamten Bildspeicher ausführen oder Bilddaten zum PC übertragen.

### *Videoausgangseinheit*

Die Videoausgangseinheit erzeugt aus dem im Bildzwischenspeicher vorliegenden digitalisierten Bild mittels eines Digital-Analog-Wandlers wieder ein Videosignal, das auf dem Monitor ausgegeben oder an einen Videorekorder geleitet werden kann.

### *AFG-Graphikprozessor*

Der Graphikprozessor bewirkt, daß die zu verarbeitenden Bilddaten, die im Bildzwischenspeicher abgelegt sind, mit direktem Zugriff, d.h. ohne die Daten auf den PC schreiben zu müssen, verarbeitet werden können, und ermöglicht so eine schnelle, quasi Echtzeit-Bildverarbeitung. Der Graphikprozessor besitzt einen umfangreichen Befehlssatz für die Pixelverarbeitung, mit dem Bilddaten von zwei Prozeßfenstern mit arithmetischen und logischen Operationen verknüpft werden können.

### *Prozeßelemente*

Neben den bisher beschriebenen Komponenten sind auf der AFG-Einsteckkarte weitere Hardwarekomponenten implementiert, wodurch die Bildverarbeitungsoperationen des Graphikprozessors erheblich beschleunigt werden. Um Operationen auf Bildausschnitte zu beschränken und dadurch zu beschleunigen, enthält die AFG-Einsteckkarte hardwaremäßig sogenannte Prozeßfenster. Hierdurch wird nicht der gesamte aktive Bildzwischenspeicher abgetastet, sondern nur noch ein ausgewählter Ausschnitt des Bildes, wodurch sich die Verarbeitungsgeschwindigkeit proportional zur Prozeßfenstergröße steigern läßt. Des weiteren besitzt die AFG-Einsteckkarte ein sogenanntes arithmetisch-logisches Rechenwerk, wodurch arithmetische oder logische Verknüpfungen zweier Bilder realisiert werden. Dazu gehören Bildaddition bzw. Bildsubtraktion sowie Vergleiche und Multiplikation mit einer Konstanten. Dadurch werden Faltungs- und Rangfolgeoperationen im schnellen Prozeßtakt möglich.

### *DBVSYS-Software*

Die in der Programmiersprache C++ entwickelte, auf die AFG-Einsteckkarte zugreifende Software DBVSYS zeichnet sich durch eine anwenderfreundliche Menüoberfläche aus, durch die alle wesentlichen Bildverarbeitungsoperationen (siehe Kapitel 3.3) angewählt und mit selbstentwickelten Filtern durchgeführt werden können. Ein implementierter Konturfundungsalgorithmus ermöglicht die Segmentierung relevanter Bildobjekte sowie die Extraktion charakteristischer, auf das Bildobjekt bezogener Merkmale. Die Ergebnisse der Merkmalsextrak-

tion werden sowohl als Bild dargestellt, als auch in Form von Datensätzen, zur weiteren Verarbeitung in Kalkulationsprogrammen, zur Verfügung gestellt. Gleiches gilt für die Erstellung von Histogrammen und Grauwertprofilen. Die automatisierte Bearbeitung von Bildern wird durch Erstellen von Makros (Aneinanderkettung mehrerer Programmoperationen) ermöglicht. Zusammengefaßt bietet DBVSYS die Möglichkeit, folgende Bildverarbeitungsschritte automatisiert in quasi Echtzeit auf Videobildsignale anzuwenden:

- Bildaddition, Bildsubtraktion
- Bildmultiplikation, Bilddivision
- Grauwertbereichsstreckung (Kontrasterhöhung)
- Schwellwertsetzung (Bildsegmentierung)
- Additionskonstante, Subtraktionskonstante
- Bildmaskenerstellung
- Verschiebungsoperationen (zwischen den zwei Prozeßfenstern)
- Filteroperationen (mit definierten sowie selbstentwickelten Filtern)

#### 5.4 Mehrkanal-Temperaturerfassungssystem

Bei den in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen von Vorgängen in schmelzflüssigen Metallen spielen Temperaturen eine wesentliche Rolle. Eine Überwachung der thermischen Zustände an den Versuchsstandskomponenten ist zum einen sinnvoll, da hierdurch reproduzierbare Versuchsbedingungen gewährleistet werden können, zum anderen geben thermische Analysen Aufschluß über Zustandsänderungen des Metalls beim Gießvorgang.

Zur Temperaturerfassung an Versuchsstandskomponenten mittels Thermoelementen (z. B. am Gußteil, in der Kokille, in der Gießform, in der Abgießvorrichtung etc.) wurde eine PC-Einsteckkarte PCL-711B PC-MultiLab eingesetzt. Diese Einsteckkarte ist eine multifunktionale Meßkarte und ermöglicht die Wandlung analoger Meßsignale, wie z.B. Spannungsdifferenzen, in digitale Daten [73].

Die von den Thermoelementen gelieferten Thermospannungen (bezogen auf 0°C durch Referenz-Thermoelemente in Eiswasser) werden mittels Spannungsverstärker mit Ausgangsspannungen von  $\pm 5$  Volt hochverstärkt und der Meßkarte zugeführt. Eine im Rahmen dieser Untersuchungen entwickelte Software zur Temperaturmessung zeichnet die Meßwerte über einen gewählten Zeitraum auf, stellt sie on-line auf einem Monitor als Temperaturen über der Zeit dar und speichert die Daten in Form von Tabellen ab. Durch in der Software implementierte Kalibrierkurven werden den Meßwerten (Spannungsdifferenzen an den Thermoelementen) Temperaturen zugeordnet. Die während eines Versuchs abgespeicherten Temperaturkurven können zur weiteren Analyse (z.B. Thermoanalyse, Kapitel 4.1.1) in Datenverarbeitungsprogrammen verarbeitet werden.

## 6.0 Versuchsaufbauten

Im folgenden werden die Versuchstands-komponenten, die für die Untersuchungen im Bereich Gießen und Laserstrahldispersieren speziell entwickelt und eingesetzt wurden, beschrieben. Der Bereich Gießen unterteilt sich in Grundlagenuntersuchungen beim Schwerkraftkokillenguß sowie in praxisorientierte Untersuchungen im Schwerkraft- und Niederdrucksandguß.

### 6.1 Aufbau zum Schwerkraftkokillenguß von Aluminium

Zur Durchführung einer prozeßintegrierten Gießfehlerdetektion und -klassifikation beim Schwerkraftkokillenguß wurde der in Bild 6.1.1 dargestellte Versuchsaufbau entwickelt.

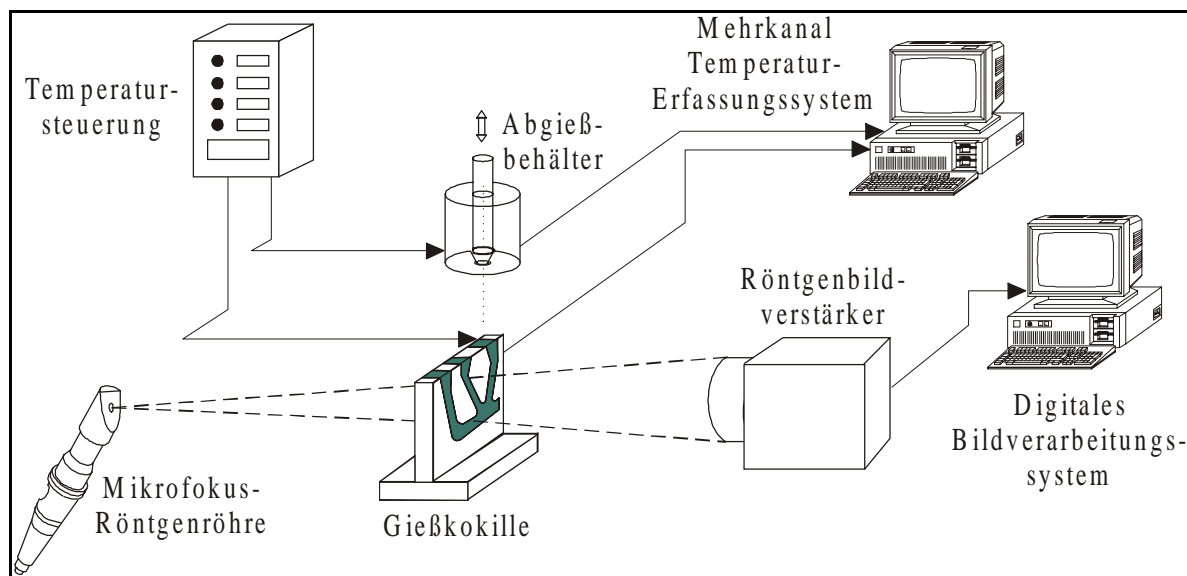


Bild 6.1.1: Versuchsaufbau zum Schwerkraftkokillenguß

Zur Durchstrahlung der Stahlkokille wurde die in Kapitel 5.1 beschriebene Mikrofokusradioskopieanlage, bestehend aus einer Mikrofokusröntgenröhre und einem Röntgenbildverstärker mit adaptierter Videokamera eingesetzt. Die im Strahlengang befindliche Gießkokille wird über einen beheizbaren, pneumatisch ferngesteuerten Abgießbehälter befüllt. Ein ferngesteuerter Abguß ist aus Strahlenschutzgründen notwendig. Die Temperierung der Kokille und des Abgießbehälters erfolgt über eine sich im Bedienerraum befindliche Temperatursteuerung. Die Erfassung und Analyse von Temperaturen erfolgt durch ein Mehrkanal-Temperatur-Erfassungssystem im Bedienerraum. Die von der Videokamera gelieferten Bilder werden an das digitale Bildaufnahme- und Bildverarbeitungssystem sowie an einen Kontrollmonitor und Videorekorder in den Bedienerraum gesendet.

Abgegossen wird in einer gemäß in Bild 6.1.2 abgebildeten Versuchskokille. Bedingt durch eine Materialanhäufung und schroffe Querschnittsübergänge sind Gußteilfehler kaum zu vermeiden, wodurch diese Kokille zur Durchführung von Grundlagenuntersuchungen besonders geeignet ist. Die Temperaturverteilung in der Kokille wird durch mehrere Meßstellen über-

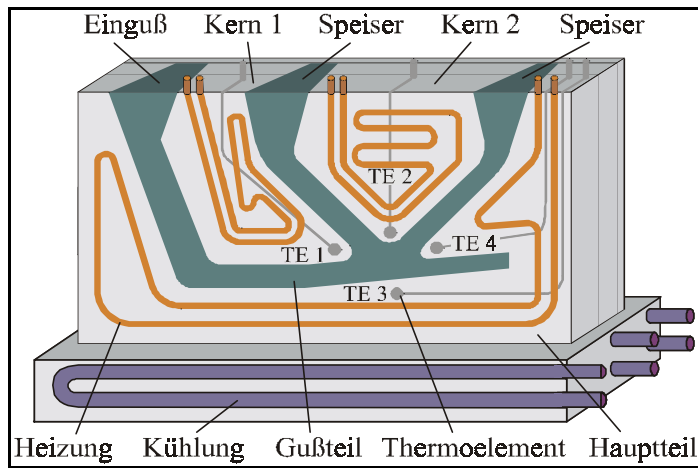


Bild 6.1.2: Versuchskokille

wacht. Über ein integriertes Mantelheizleiter- und Kühlsystem können gezielt einzelne Bereiche der Kokille aufgeheizt bzw. gekühlt werden.

## 6.2 Aufbau zum Schwerkraftsandguß von Aluminium

Basierend auf dem für Grundlagenuntersuchungen zu 6.1 entwickelten Versuchsaufbau, wurden die entsprechenden Versuchstands-komponenten durch eine von der Firma FOSECO vorgegebene Sandgußform mit Abgießvorrichtung praxisorientiert erweitert bzw. modifiziert. Dies beinhaltet die Anordnung der Versuchstands-komponenten nach dem in Bild 6.1.1 dargestellten Schema, nur daß hier entsprechend den Anwendungen die oben dargestellte Kokille durch die von FOSECO konzipierte Gießform ersetzt wurde.

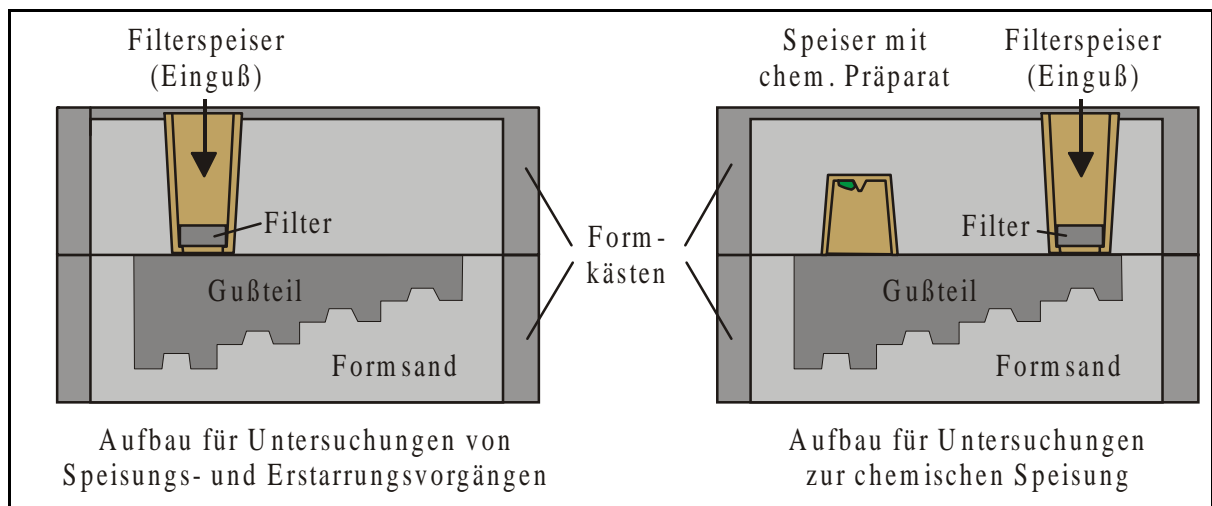


Bild 6.2.1: Positionierung der Filterspeiser bzw. chemischen Speiser

Die in Bild 6.2.1 dargestellten Anordnungen der Gießformen zeigen die Positionierung des Filterspeisers bzw. chemischen Speisers, die bei den Versuchen Gegenstand der Untersuchungen waren. Bei den Versuchen zu Speisungs- und Erstarrungsvorgängen mit Filterspeiser wurde nur der Filterspeiser gemäß Bild 6.2.1, links, eingesetzt. Für Untersuchungen zur chemischen Speisung wurde neben dem Filterspeiser ein zusätzlicher Speiser eingesetzt (Bild 6.2.1, rechts), der mit einem chemischen Präparat zur aktiven Speisung bestückt wurde (s. Kapitel 7.2.2).



Im Strahlengang der Mikrofokuseinheit ist die gesamte Gießform so angeordnet, daß der Durchstrahlungsbereich den im oberen Formkasten eingeförmten Filterspeiser bzw., für die Versuche zur chemischen Speisung, den dynamisch aktiven Speiser einfängt.

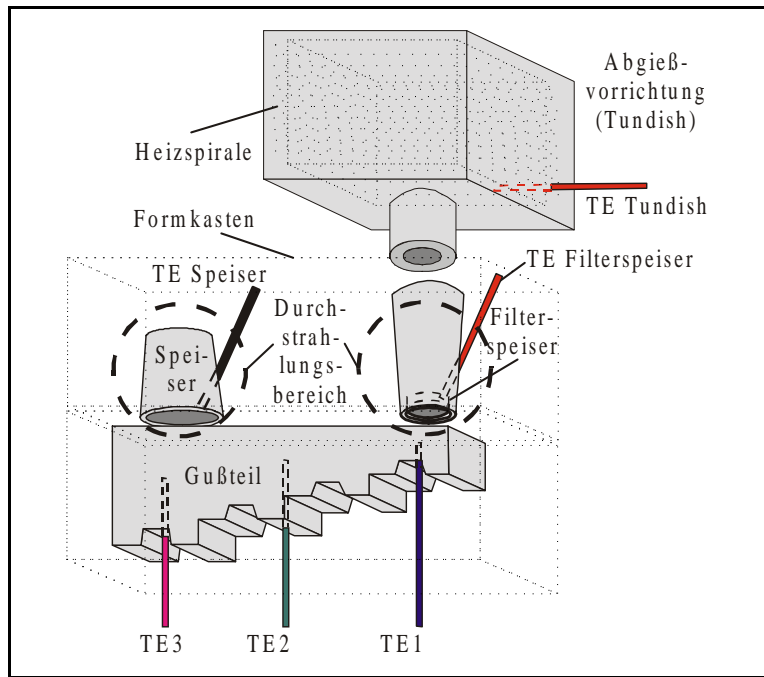


Bild 6.2.2: Aufbau zu den Gießversuchen im Schwerkräftenandguß

Das zu Versuchszwecken entwickelte Gußteil, die Sandformkästen, die Gießvorrichtung sowie die genaue Positionierung der Thermoelemente ist in Bild 6.2.2 dargestellt. Aufgrund des abnehmenden Volumenquerschnittes im Gußteil kommt es zu einem Erstarrungsintervall, in dem die einzelnen Bereiche des Gußteils unterschiedlich schnell erstarren. Die damit verbundene langanhaltende Speisung des Gußteils muß somit durch den Filterspeiser ermöglicht werden, d.h. ein ausreichendes Reservoir an

Restschmelze im Filterspeiser muß gegeben sein. Gleiches gilt auch für den chemisch aktiven Speiser. Dies setzt zum einen eine ausreichende Durchlässigkeit des Filters über das gesamte Speisungsintervall voraus, zum anderen muß eine ausreichende Wärmeisolierung des Filterspeisermantels (bzw. Speisermantels) gegeben sein. Um die genauen Zeitpunkte der Speisungs- und Erstarrungsintervalle über dem gesamten Gußteilquerschnitt aufzunehmen, wurden drei Thermoelemente (TE1-TE3, Bild 6.2.2) in unterschiedlichen Bereichen des Gußteils, geschützt durch Stahlröhrchen, positioniert. Das Speisungsintervall im Filterspeiser wurde durch ein zusätzliches Thermoelement (TE Filterspeiser bzw. TE Speiser) erfaßt. Um konstante Abgießtemperaturen einhalten zu können, werden die Abgießvorrichtung (Tundish) mit einer elektrischen Heizvorrichtung versehen und ein weiteres Thermoelement (TE Tundish) zur Überwachung integriert. Die von den Thermoelementen gelieferten Werte wurden mit dem mehrkanaligen Temperaturmeßsystem on-line aufgezeichnet.

Die hier bei den Gießversuchen eingesetzten Filterspeiser sind in Bild 6.2.3 schematisch dargestellt. Die Filterspeiser besitzen ein Fassungsvermögen von ca. 1/3 Liter und sind hergestellt aus einem hitzebeständigen, wärmeisolierenden Preßverbund. Die wärmeisolierende Wirkung des Filterspeisermantels erlaubt kleinere Erstarrungsmoduln als normal üblich<sup>2)</sup>. Eingesetzt werden die 2 Filterspeisertypen AE und DPE (firmeninterne Bezeichnungen der Firma FO-SECO). Die im Filterspeiser deponierten Filter bestehen aus keramischen Schäumen unter-

schiedlicher Porengröße. Sie dienen zum einen zur Filterung von eventuellen Verunreinigungen in der Schmelze, zum anderen sollen sie den Einfüllvorgang strömungstechnisch begünstigen. Eingesetzt werden hier drei Filtertypen, die sich in ihrer Porengröße voneinander unterscheiden. Fein- (leicht), mittel- (standard) und grobporig (schwer).

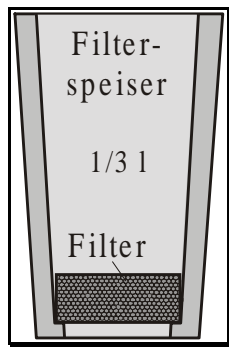


Bild 6.2.3: Filter-speiser

Die Gießformen wurden nach dem Handformverfahren mit hölzernen Formkästen und harzgebundenem Quarzsand als Formsand hergestellt. Die Gießform ist in zwei Hälften geteilt. In den Oberkasten wurde der Filterspeiser (bzw. Filterspeiser und Speiser) eingeformt, der Unterkasten enthielt das aus Holz gefertigte Modell.

Um das Problem der Durchstrahlungsaufgabe zu verdeutlichen, sind in Bild 6.2.4 die geometrischen Abmaße der Versuchsanordnung dargestellt. Der Durchstrahlungsbereich beträgt ca. 500 mm. Dieser beinhaltet den Formkasten (ca. 90 mm Holz), den Formsand (ursprünglich ca. 355 mm Quarzsand) und den gefüllten Speiser (ca. 10 mm Pressverbund und 45 mm Aluminium).

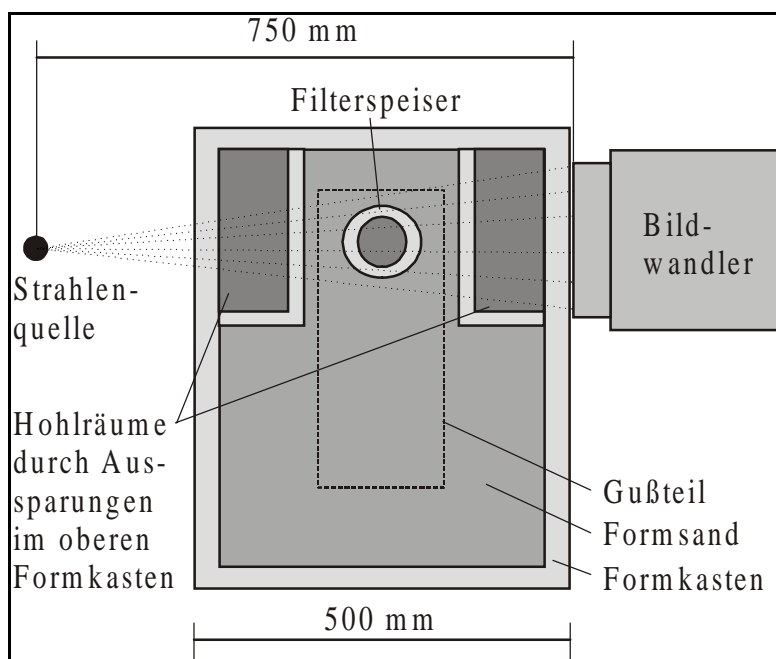


Bild 6.2.4: Geometrische Abmaße der Versuchsanordnung (Draufsicht)

Zum einen sollte der gesamte Bereich des Speisers eingefangen werden, zum anderen die geometrischen Abmaße der Gießform unverändert beibehalten werden. Daraus resultierend stellte sich ein Zielkonflikt ein, da durch zu hohe Strahlungsabsorption des Formsandes kein kontrastreiches, auswertbares Durchstrahlungsbild mit der Röntgenröhre erreicht werden konnte. Bei einer relativ hohen Dichte von ca.  $2,3 \text{ g/cm}^3$  für Quarzsand [19], war man

gezwungen, Korrekturen in Form von Aussparungen an der Gießform vorzunehmen. Durch die in Bild 6.2.4 dargestellten Korrekturen am oberen Formkasten konnte eine Reduzierung des Durchstrahlungsbereichs im Formsand um ca. 200 mm erreicht werden. Gerechnet mit Halbwertsdicken für Normalbeton (Dichte ca.  $2,3 \text{ g/cm}^3$ ) nach [19], ergibt sich eine Reduzierung der Strahlenabsorption um den Faktor 2000. Mit der Reduzierung der Formsanddicke wurde gleichzeitig eine Kontrasterhöhung bzgl. des Speiserbereichs erzielt. Mit den gewähl-

<sup>2)</sup> Der Erstarrungsmodul  $M_E$  für den hier eingesetzten Filterspeiser beträgt ca. 1,2cm, der des Gußteils ca. 1,5cm.

ten Einstellungen der Mikrofokusröntgenröhre von ca. 120 kV und 0,8 mA konnte anschließend eine auswertbare Bildqualität erreicht werden. Die Korrekturen an der Gießform erfolgten in Absprache mit FOSECO und wurden so eingehalten, daß keine bedeutende Beeinflussung des Gießvorgangs stattfand.

### 6.3 Aufbau zum Niederdrucksandguß von Aluminium

Der Versuchsaufbau zum Niederdrucksandguß besteht im wesentlichen aus der gleichen Prüftechnik, unterscheidet sich jedoch verfahrensbedingt im gesamten Gießprozeßaufbau. Gemäß dem Niederdrucksandguß-Verfahren erfolgt die Formfüllung von unten her. Dazu wurde ein druckdichter Schmelzofen entwickelt, der über eine Pneumatik mit einem Über-

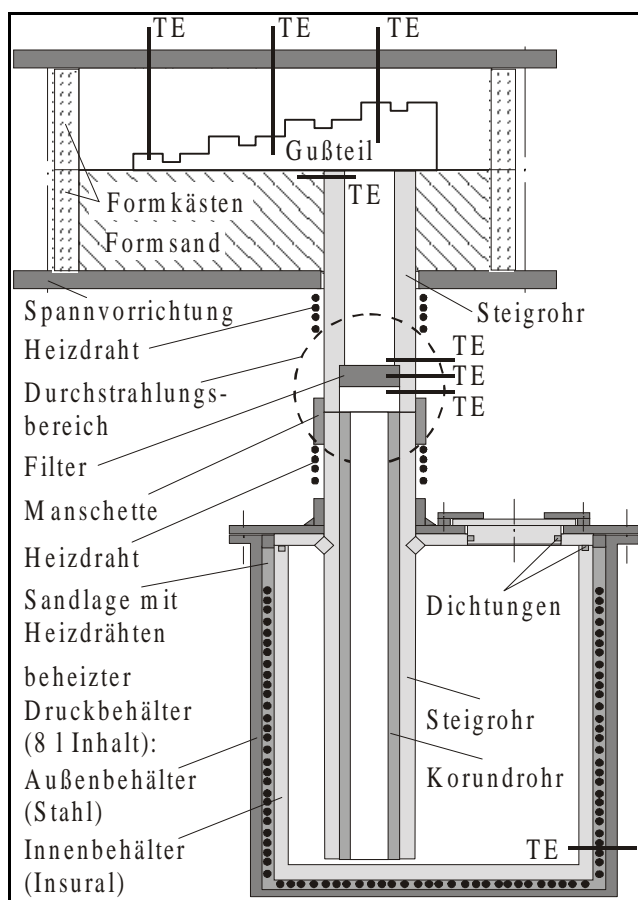


Bild 6.3.1: Aufbau zu den Gießversuchen im Niederdrucksandguß

druck der Gießform mit eingepreßt. Das Steigrohr im Schmelzofen, wurde außen ebenfalls aus einem Insuralrohr gefertigt, innen wurde ein druckdichtes Korundrohr<sup>4)</sup> eingepreßt, da sich in Vorversuchen herausstellte, daß die verwendeten Insuralrohre aufgrund ihrer gegebenen

druck von 0,3 bar beaufschlagt wird. Der Korpus des Schmelzofens besteht aus einer Stahlkonstruktion, deren Innenauskleidung aus zwei Lagen Insuralplatten<sup>3)</sup> gefertigt wurde. Das Warmhalten der Schmelze erfolgte mittels zwischen den Insuralauskleidungen integrierten Heizspiralen. Der Gießprozeßaufbau für den Niederdruckguß ist schematisch in Bild 6.3.1 dargestellt.

Die Abdichtung des Steigrohres zum Ofen, des Ofendeckels, der Einfüllöffnung, der Heizleiter sowie der Druckleitungen wurde durch temperaturbeständige Teflondichtungen realisiert. Das Steigrohr ist zweigeteilt, um eine Trennung der Gießform vom Schmelzofen herzustellen. Der obere Teil des Steigrohres, bestehend aus einem Insuralrohr, enthält das zu untersuchende, eingepreßte Filter und wird bei der Fer-

<sup>3)</sup> Insural: Firmenbezeichnung (FOSECO) eines feuerfesten Isoliermaterials aus anorganischen Fasern, Bindemitteln und Füllstoffen

<sup>4)</sup> Korund: oxidkeramischer Werkstoff aus reinem Aluminiumoxid ( $Al_2O_3$ ), meist Sinterwerkstoff. Aufgrund der hohen Schmelztemperatur ( $2050^\circ C$ ) sowie hohen Festigkeit wird Korund in der Gießereindustrie in Ofenanlagen eingesetzt [31].

Porosität keine Druckdichtigkeit aufwiesen. Die Verbindung der Steigrohre wurde mittels einer speziell gefertigten Manschette mit hitzebeständiger Keramikfliesdichtung hergestellt. Die Gießform wurde mittels eines höhenverstellbaren Tischwagens über dem Schmelzofen präzise positioniert und das obere Steigrohr in die Manschettenverbindung eingepaßt. Zur Vermeidung von Undichtigkeiten zwischen den beiden Formhälften aufgrund von Überdruck wurden diese durch eine Spannvorrichtung arretiert. Um eine Erstarrung der Schmelze im Steigrohr, außerhalb des Ofenbereichs zu vermeiden, wurde dieser Bereich durch eine zusätzliche Heizspirale beheizt. Die Erfassung der Temperaturen im Filterbereich erfolgte durch drei Thermoelemente, die am bzw. im Filter positioniert wurden. Über die sich ändernden Temperaturverhältnisse im Filterbereich können Aussagen bezüglich Speisungsvorgängen, die aktiv während des Erstarrungsprozesses des Gußteils aufgrund anhaltenden Überdrucks herrschen, getroffen werden.

#### 6.4 Aufbau zum Laserstrahldispersieren

Zur Beobachtung und Analyse von Hartstofftransport- und Hartstoffverteilungsprozessen mittels Hochgeschwindigkeits-Radioskopie beim zweistufigen Laserstrahldispersieren wurde, wie schon in 4.2 erwähnt, ein Nd-YAG-Laser als Laserstrahlenquelle eingesetzt. Der Versuchsaufbau ist schematisch in Bild 6.4.1 dargestellt.

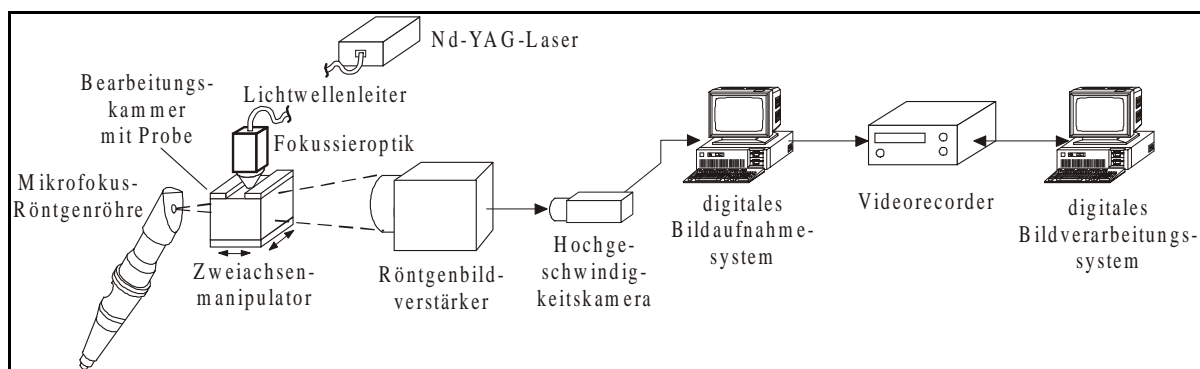


Bild 6.4.1: Versuchsaufbau zum Laserstrahldispersieren

Basierend auf den Versuchstandskomponenten der beschriebenen Mikrofokus-Radioskopie wurde der Aufbau durch Einsatz einer Hochgeschwindigkeitskamera entsprechend Kapitel 5.2 erweitert. Die Hochgeschwindigkeitskamera wurde mittels eines Adapters, an die Tandemoptik des Bildwandlers angebracht. In den Strahlengang der Mikrofokusröntgenröhre wurde eine Bearbeitungskammer mit Probenhalterung auf einer CNC-Verfahreinheit positioniert. Die Bearbeitungskammer wurde mit Schutzgas beaufschlagt. Die Strahlführung zum Versuchsort erfolgte durch einen Stufenindexlichtwellenleiter mit einem Querschnitt von 1mm. Die Positionierung und Fokussierung des Laserstrahls auf dem Werkstück erfolgte durch einen Bearbeitungskopf der Firma WEIDMÜLLER. Zur Strahlformung wurde eine Kollimierlinse mit  $f=77$  mm und eine Fokussierlinse mit  $f = 116$  mm eingesetzt. Der Bearbeitungskopf wurde ortsfest über der Bearbeitungskammer befestigt. Die technischen Daten der Laseranlage sind in Tabelle 6.4.1 angegeben [74].

Hersteller	NEC
Modell	YL 117 C
Lasertyp	Nd-YAG, pw-cw
Wellenlänge	1,064 $\mu\text{m}$
Kavitäten	4, Ellipsoid goldverspiegelt
Pumplichtquelle	4 Krypton Bogenlampen
maximale Strahlleistung	1200 W
Betriebsart	cw
Divergenz	14-28 mrad (Vollwinkel)
Strahlqualität	Multimode unpolarisiert
Strahldurchmesser	7 mm

Tabelle 6.4.1: Technische Daten NEC-YL117C

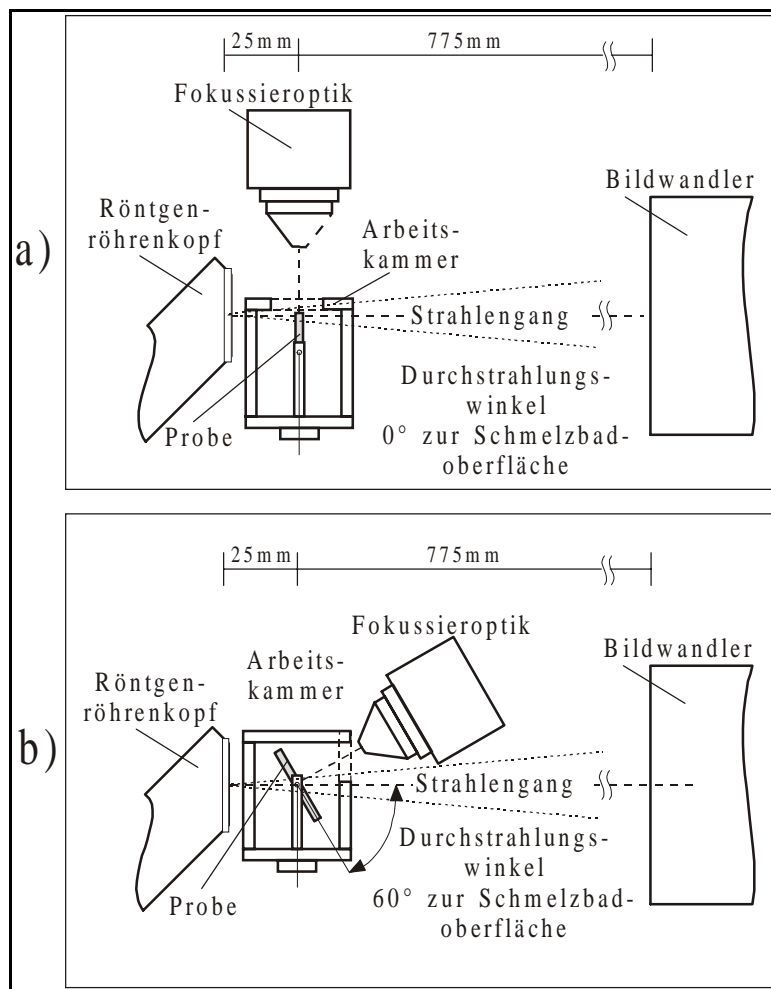


Bild 6.4.2: Anordnung der Bearbeitungskammer mit Probenhalterung sowie der Fokussieroptik für  $0^\circ$  (a) und  $60^\circ$  (b) Durchstrahlungswinkel zur Schmelzbadoberfläche

Die Positionierung der Blechproben erfolgte auf einer schwenkbaren Einspannvorrichtung in der Arbeitskammer, so daß variable Durchstrahlungswinkel realisiert werden konnten. Bild 6.4.2 zeigt schematisch den Aufbau der Arbeitskammer sowie die Positionierung des Laser-Bearbeitungskopfes und der Mikrofokusröntgenröhre bei den gewählten Durchstrahlungsrichtungen. Um eine räumliche Darstellung der Schmelzbadvorgänge zu realisieren, wurde mit zwei Durchstrahlungsrichtungen gearbeitet. Zur Betrachtung und Analyse der Vorgänge senkrecht zur Schmelzbadoberfläche wurde die Probe in einem Durchstrahlungswinkel von  $0^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche durchstrahlt (Bild 6.4.2, a)). Die Prozesse parallel zur Schmelzbadoberfläche konnten mit einem Durchstrahlungswinkel von maximal  $60^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche realisiert werden (Bild 6.4.2, b)). Die ideale Durchstrahlungsrichtung von  $90^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche konnte aus konstruktiven Gründen nicht erreicht werden, da bei einem Durchstrahlungswinkel

von mehr als  $60^\circ$  der Laser-Bearbeitungskopf den Durchstrahlungsbereich überdeckt und somit das Schmelzbad nicht mehr radioskopisch zu betrachten ist.

## 7.0 Experimentelle Untersuchungen und Ergebnisse

Im folgenden werden experimentelle Untersuchungen geschildert, bei denen die Mikrofokus-radioskopie als zentrales Medium zur Prozeßentwicklung, -analyse und -optimierung herangezogen wird. Im Bereich Schwerkraftkokillenguß wird ein Konzept zur Gießprozeßoptimierung durch prozeßintegrierte Qualitätsprüfung bzw. -überwachung mittels radioskopischer Gießfehlerdetektion und -klassifikation anhand von Grundlagenuntersuchungen dargestellt und umgesetzt. Die Umsetzung dieser Prüfmethode auf praxisbezogene Anwendungsfälle zur radioskopischen Erfassung von Speisungs- und Erstarrungsvorgängen beim Sandguß erfolgen mit dem Hintergrund der Prozeßanalyse zur Entwicklung und Optimierung moderner Sandgießverfahren unter Einsatz neuer Filter- und Speisersysteme. Die Analyse hochdynamischer, mikroskopischer Vorgänge in Schmelzbädern beim Laserstrahl dispersieren wird durch die Modifikation konventioneller Mikrofokustechnologie mit einem High-Speed-Kamerasystem realisiert. Im Anschluß an die Schilderung der Versuchsdurchführung erfolgt die Darstellung von Versuchsergebnissen sowie ein Vergleich bzw. die Verifikation von Simulationsrechnungen und mathematischen Modellbildungen.

### 7.1 Gießfehlerdetektion und -klassifikation beim Schwerkraftkokillenguß

Am Beispiel des Schwerkraftkokillengußverfahrens werden Grundlagenuntersuchungen durchgeführt, die zur Erarbeitung von Grundlagenwissen bezüglich der Auswirkung variierender Prozeßparameter auf den Gießprozeß und damit auf das Gußteilergebnis bzw. die Gußteilqualität analysiert werden. Die Durchführung einer Gießfehlerdetektion und -klassifikation beim Schwerkraftkokillenguß wird aus Durchstrahlungsgründen in Form von Grundlagenuntersuchungen an einer Modellkokille umgesetzt, die gegenüber realen Bedingungen bzw. industriell genutzten Kokillen erheblich kleinere geometrische Ausmaße (Wandstärken  $< 5\text{ mm}$ ) besitzt. Die Umsetzung der prozeßintegrierten Durchstrahlungsprüfung in einen industriellen Kokillengußprozeß mit realen, dickwandigen Kokillen (Wandstärke  $> 150\text{ mm}$ ), kann nur mit hochenergetischen Durchstrahlungsanlagen (z.B. Linearbeschleunigern) erfolgen und gestaltet sich daher aus Strahlenschutzgründen als schwierig. Dennoch bietet die hier in Grundlagenuntersuchungen verfolgte Methodik Möglichkeiten, bei anderen Gießprozessen, z.B. im Bereich des industriellen Sandgusses, angewandt zu werden. Im Rahmen dieser Untersuchungen wird ein Konzept verfolgt, mit dem durch Einsatz der Mikrofokusradioskopie in Kombination mit automatisierter digitaler Bildverarbeitung der Kokillengußprozeß prozeßintegriert erfaßt wird, um die Entstehung von Gießfehlern während der Erstarrungs- und Abkühlphase on-line detektieren und klassifizieren zu können. Unter gezielter Variation relevanter Prozeßparameter wie Legierungsbestandteile, Abgießtemperaturen und Kokillentemperierungen werden Prozeßdynamiken deutlich, die nach erfolgter Analyse und Bewertung Zusammenhänge zwischen Prozeßgrößen und Gießergebnis bzw. Gußteilqualität aufzeigen. Hierbei ist hinsichtlich der Gießprozeßoptimierung grundsätzlich die Herbeiführung einer gerichteten Erstarrung der Schmelze von besonderem Interesse. Die Qualität, d.h.



die Tauglichkeit der Prüfmethodik, wird durch den Vergleich mit Ergebnissen aus Erstarrungssimulationsrechnungen belegt. Durch on-line Analyse des Kokillengießprozesses hinsichtlich entstehender Gußteilfehler, können Entstehungsorte, Entstehungsarten und vor allem Entstehungszeitpunkte und -zeiträume von Gießfehlern exakt analysiert werden. Abschließend werden diese Erkenntnisse zur Auslegung eines geeigneten Wärmehaushalts der Kokille sowie zur Verifizierung von Simulationsrechnungen herangezogen.

### 7.1.1 Konzept zur Gießprozeßoptimierung

Die konzeptionelle Vorgehensweise zur Prozeßoptimierung eines Gießprozesses mittels Gießfehlerdetektion und –klassifikation wird anhand des in Bild 7.1.1 dargestellten Modells beschrieben. Die den Kokillengießprozeß beeinflussenden Prozeßparameter sind, neben der Kokillenform, die Legierung, die Schmelztemperatur sowie die Kokillentemperierung durch Heizung bzw. Kühlung diskreter Kokillenbereiche.

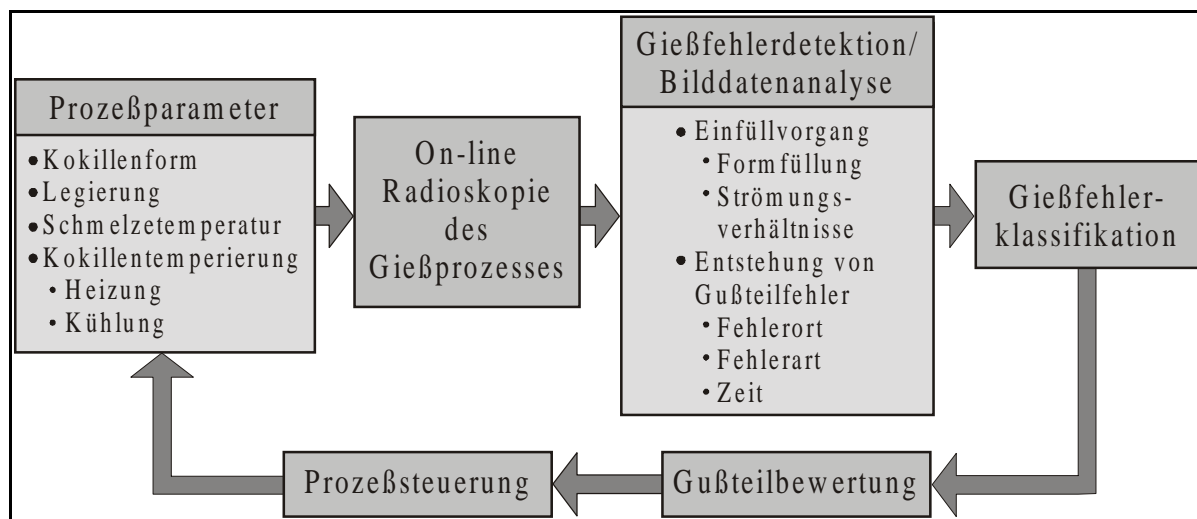


Bild 7.1.1: Konzept zur Gießprozeßoptimierung

Die Durchstrahlung der Kokille während der Einfüll- und Erstarrungszeit ermöglicht eine prozeßintegrierte Analyse des Gießprozesses. Sowohl die Formfüllung der Kokille durch die Schmelze und die sich einstellenden Strömungsverhältnisse (Turbulenzen) als auch die Entstehung von Gußteilfehlern kann on-line betrachtet und mittels digitaler Bildverarbeitung ausgewertet werden. Der Einsatz der Mikrofokustechnik vereinfacht zudem das Auffinden kleinster Gußteilfehler mit der Möglichkeit zur Detaildirektvergrößerung. Korrekturen der Prozeßparameter nach durchgeführter Bewertung des Gießprozesses führen zu optimierten Einstellgrößen für einen fehlerfreien Gießprozeß. Der entscheidende Vorteil hierbei ist, daß exakte Aussagen über Entstehungszeit und –zeitraum getroffen werden können, die mit einer off-line Durchstrahlung des Gußteils nicht möglich sind. Diese Informationen vereinfachen die Auslegung eines Heiz- bzw. Kühlsystems zur Kokillentemperierung und ermöglichen des weiteren, den Einfluß anderer Prozeßparameter, wie Legierung und Schmelztemperatur, auf die Entstehung von Gußteilfehlern aufzuzeigen und diesbezüglich korrigierend einzugreifen. Durch geeignete Analysemethoden der Radioskopiedaten mit anschließender Klassifikation von Gießfehlern kann eine Gußteilmwertung noch vor Beendigung des Erstarrungsvorgangs

erfolgen und zeitoptimiert zur gezielten Steuerung der Prozeßparameter herangezogen werden.

### 7.1.2 Fehlersegmentierung und -merkmalsextraktion mit digitaler Bildverarbeitung

Das oben beschriebene Konzept zur Gießprozeßoptimierung wurde anhand des Schwerkraftkokillengusses in einer Modellkokille und einer G- $\text{AlSi}$ -Legierung umgesetzt. Dabei wird zum einen eine Variation der Legierung (G- $\text{AlSi}$  10 und G- $\text{AlSi}$  12) durchgeführt und zum anderen der Wärmehaushalt in der Kokille, durch gezieltes Vor- bzw. Anheizen und Kühlen diskreter Kokillenbereiche, unterschiedlich gesteuert (siehe 6.1). Die von dem Mikrofokusradioskopiesystem gelieferten Bilddaten werden mit dem speziell für die hier eingesetzte Modellkokille entwickelten Bildverarbeitungssystem DBVSYS (siehe 5.4) analysiert. Die durchgeführte automatisierte Gießfehlerdetektion und -klassifikation zur objektiven und quantitativen Beschreibung der dynamischen Vorgänge im Gußteil während der Einfüll-, Erstarrungs- und Abkühlphase werden durch fünf Teilschritte realisiert:

- Bildaufnahme
- Bildvorverarbeitung
- Fehlersegmentierung
- Fehlermerkmalsextraktion
- Fehlerklassifikation

#### Bildaufnahme

Der Teilschritt der Bildaufnahme beinhaltet die Aufnahme der vom Bildverstärker erzeugten Bilddaten mittels CCD-Videokamera und die Übergabe zur Digitalisierung, Integration und Speicherung an das Bildverarbeitungssystem.

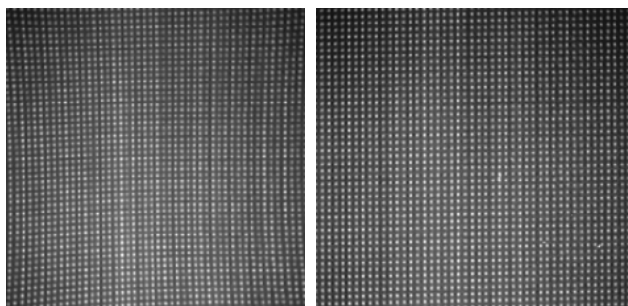


Bild 7.2.2: Bildentzerrung und Ausleuchtungskorrektur an einer Lochmaske

#### Bildvorverarbeitung

Da die Bilddaten aufgrund des sphärischen Eingangsschirms der Verstärkeröhre sowie elektromagnetischer Störungen global bzw. lokal verzerrt sind, müssen sie im zweiten Teilschritt, der Bildvorverarbeitung, entzerrt werden. Die Verzerrung der Bilddaten wird zweidimensional durch Polynome zweiter Ordnung approximiert. Im Anschluß daran

werden die Bildpunkte transformiert und mittels bilinearer Interpolation in ganzzahlige Grauwerte umgewandelt. Die Notwendigkeit dieses Vorverarbeitungsschrittes, der in [76] näher beschrieben ist, ergibt sich aus der Zielsetzung, in der Durchstrahlungsaufnahme befindliche Fehleranzeigen quantitativ auszuwerten. An die Bildentzerrung schließen sich Operationen zur Minimierung von Ausleuchtungsinhomogenitäten an, die mittels Differenzbil-



dung und Grauwertmodifikation realisiert werden. Das Ergebnis der Bilddatenvorverarbeitung sind entzerrte und ausleuchtungskorrigierte Bildserien. Anhand der in Bild 7.1.2 abgebildeten Lochmaske wird die Notwendigkeit einer Bildvorverarbeitung deutlich.

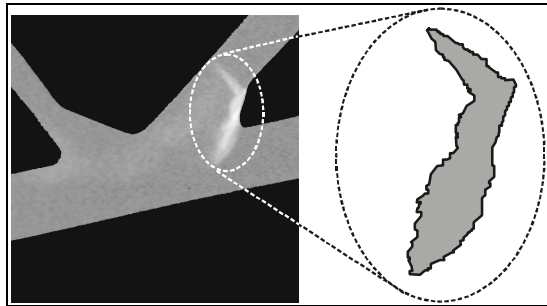


Bild 7.1.3: Segmentierter Außenlunker im Gußteil

#### Fehlersegmentierung

Das Ziel der Fehlersegmentierung ist die möglichst exakte Abgrenzung eines detektierten Fehlers von seinem ihn umgebenden Hintergrund (Bild 7.1.3). Da die extrahierten Merkmale eines detektierten Gußteilfehlers erheblich von dem verwendeten Schwellwert der Fehlersegmentierung abhängen, ist ein automatisiertes, d.h. objektives und reproduzierbares Verfahren zur Bestimmung des Schwellwertes notwendig.

Bei den hier vorgestellten Untersuchungen weisen die Fehlerbereiche bimodale Histogramme auf. Das heißt, es treten in der Grauwertverteilung sowohl für den Bildhintergrund als auch den Fehlerbereich lokale Maxima auf. Innerhalb des um das lokale Minimum angeordneten Grauwertbereiches befindet sich der für die Fehlersegmentierung notwendige Schwellwert. Wie die folgenden Ergebnisse der Untersuchungen aufzeigen, kann dieser reproduzierbar im Schnittpunkt zweier normalverteilter Häufigkeitsapproximationen ermittelt werden. Bild 7.1.3 zeigt das Ergebnis eines segmentierten Außenlunkers im Gußteil.

#### Fehlermerkmalsextraktion

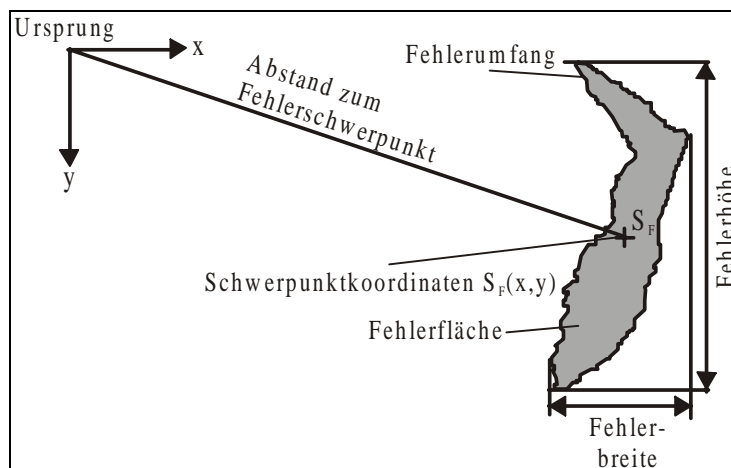


Bild 7.1.4: Geometrische Merkmale

Um eine Klassifikation röntgenologisch detektiertem Gußteilfehler durchführen zu können, sind im Rahmen der Merkmalsextraktion die die Fehler beschreibenden Eigenschaften oder auch Merkmale zu ermitteln. Bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen werden ausschließlich Merkmale bestimmt, die Informationen über die Geometrie der Fehler enthalten.

Bei der geometrischen Beschreibung eines Gußteilfehlers kann zwischen objekt- und kontextbezogenen Merkmalen unterschieden werden [77]. Während objektbezogene Merkmale, wie z.B. Fehlerfläche oder -länge die geometrische Ausdehnung des Fehlers beschreiben, enthalten kontextbezogene Merkmale Informationen über die örtliche Lage des Fehlers im

Gußteil. Diese Informationen sind besonders bei der hier durchgeführten prozeßintegrierten Durchstrahlungsprüfung von Bedeutung, da die Position des Gußteils ortsfest ist. Die zur Fehlermerkmalsextraktion herangezogenen geometrischen Merkmale sind in Bild 7.1.4 anhand des in Bild 7.1.3 segmentierten Außenlunkers dargestellt.

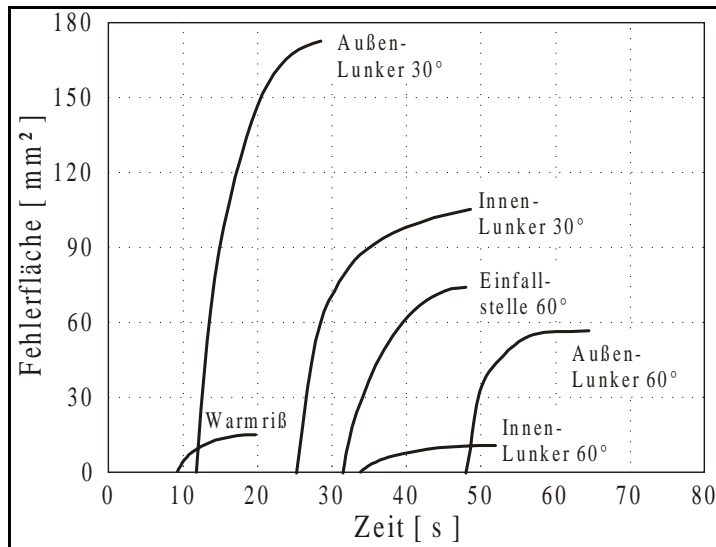


Bild 7.1.5: Zeitabhängige Darstellung des Fehlermerkmals „Fehlerfläche“

Trennung von z.B. Außenlunkern und Warmrissen. Es zeigt sich jedoch auch, daß eine einfache Trennung von Warmriß und Innenlunker 60°<sup>1)</sup> nicht möglich ist, da eine starke Überschneidung des Merkmals Gießfehlerfläche vorliegt. Für eine eindeutige Zuordnung der Fehlertypen zu ihren Fehlerklassen sind Betrachtungen über der Zeit oder Informationen weiterer Merkmale notwendig. Durch zeitliche Betrachtung der Fehlerentstehung können Warmriß und Innenlunker 60° deutlich von einander getrennt werden. Des weiteren kann unter Verwendung des kontextbezogenen Merkmals „Schwerpunktkoordinaten“ eine eindeutige Trennung der Gießfehler Innenlunker 30° und Einfallstelle 60° erfolgen, wobei sie unter Umständen einen ähnlichen Fehlerflächen-Zeit Verlauf aufweisen.

Am Beispiel der Entstehung eines Innenlunkers sind in Tabelle 7.1.1 die aus den Radioskopiedaten extrahierten Fehlermerkmale aufgelistet. Nach automatisierter Ermittlung des Schwellwertes, erfolgter Fehlersegmentierung und Konturfindung konnten erstmalig Merkmale wie Fehlerumfang, Fehlerbreite, Fehlerhöhe und Fehlerfläche sowie die Fehlerschwerpunktkoordinaten in Abhängigkeit der Zeit bestimmt werden. Dadurch wird ermöglicht, eine eindeutige Fehlerklassifizierung anhand der extrahierten Merkmale mit einfachen Mustererkennungsmethoden, wie z.B. Neuronale Netze oder Nearest-Neighbour-Verfahren [78], durchzuführen.

<sup>1)</sup> Die Bezeichnung der Gießfehler erfolgt durch Angabe der Position im Gußteil, welche durch die von den Speichen im Gußteil eingeschlossenen Winkel definiert wird. Die vier Speichen im Gußteil schließen die Winkel 30°, 60° und 90° ein.

Wird die Merkmalsextraktion nicht auf Einzel-, sondern auf Serienbilder angewendet, so können die Merkmale zeitabhängig dargestellt und analysiert werden. Wie anhand des geometrischen Merkmals Gießfehlerfläche in Bild 7.1.5 aufgezeigt wird, können hiermit die Wachstumsprozesse unterschiedlicher Gießfehler grundlegend analysiert werden. Die Kurven weisen für die jeweiligen Gießfehler charakteristische Verläufe auf und ermöglichen eine Tren-

Merkmal	Bild 16, nach 25 s	Bild 17, nach 27 s	Bild 19, nach 30 s	Bild 30, nach 47 s
Fehlerumfang [Pixel]	247	303	414	675
Fehlerbreite [Pixel]	40	55	74	115
Fehlerhöhe [Pixel]	78	95	135	172
Fehlerfläche [Pixel]	894	1537	2687	6631
Koordinaten des Fehler- schwerpunktes [Pixel]	x: 72 y: 76	x: 77 y: 91	x: 87 y: 112	x: 106 y: 136
Distanz Fehlerschwer- punkt-Ursprung [Pixel]	105 unter 47°	119 unter 50°	142 unter 52°	172 unter 52°

Tabelle 7.1.1: Fehlermerkmale für Innenlunker, Grauwertschwelle 116

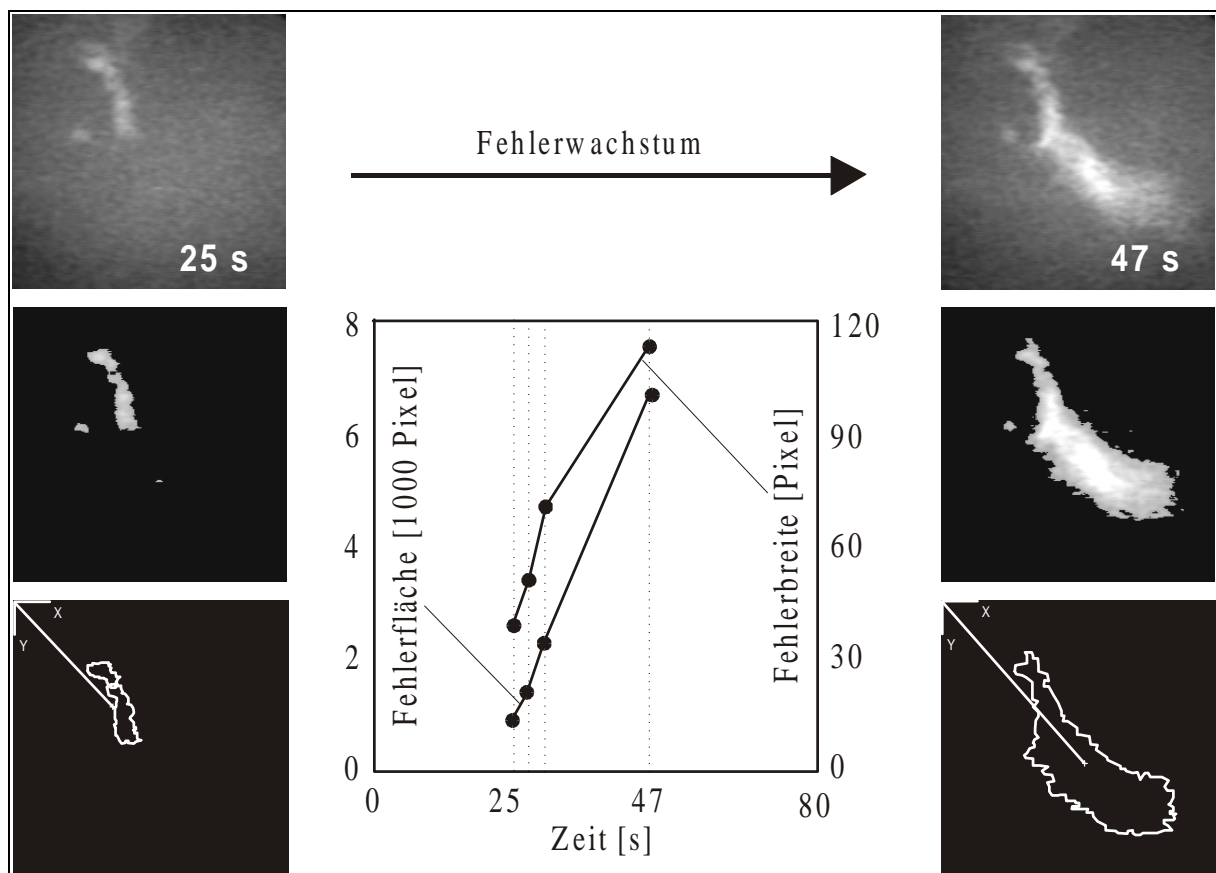


Bild 7.1.6: Änderung der Fehlermerkmale „Fehlerfläche“ und „Fehlerbreite“ bei der Entstehung eines Innenlunkers

Die Darstellungen in Bild 7.1.6 zeigen die Änderungen der Fehlermerkmale Fehlerfläche und Fehlerbreite über der Zeit, welche durch Analyse der aufgeführten Bilddaten ermittelt werden konnten (Werte entsprechend Tabelle 7.1.1). Dabei wurden hier exemplarisch zwei Zeitpunkte ausgewählt um das Fehlerwachstum zu verdeutlichen. Bei den oberen Aufnahmen handelt es sich um Bilder nach einer Integration, die das Bildrauschen vermindert, die mittlere Bildreihe zeigt eine Segmentierung des Fehlers durch automatisierte Schwellwertsetzung, die untere Bildreihe zeigt die zur Extraktion von Fehlermerkmalen auswertbaren Bilder nach Durchführung einer automatischen Konturverfolgung.

### Fehlerklassifikation

Durch die Extraktion von Fehlermerkmalen, wie sie aus Tabelle 7.1.1 hervorgehen, und einer anschließend getroffenen Auswahl signifikanter Merkmale wird die Basis für eine Fehlerklassifikation geschaffen. So gibt z.B. die Fehlerfläche direkt das Wachstum des Fehlers wieder, und Schwerpunktverlagerungen deuten an, in welche Richtung der Fehler wächst und wo sich der Fehler bezüglich der Kokillengeometrie befindet. Durch Darstellung von Fehlermerkmalen in einem mehrdimensionalen Merkmalsraum wird eine Klassifizierung der Fehler in mehrere Fehlerklassen vorgenommen.

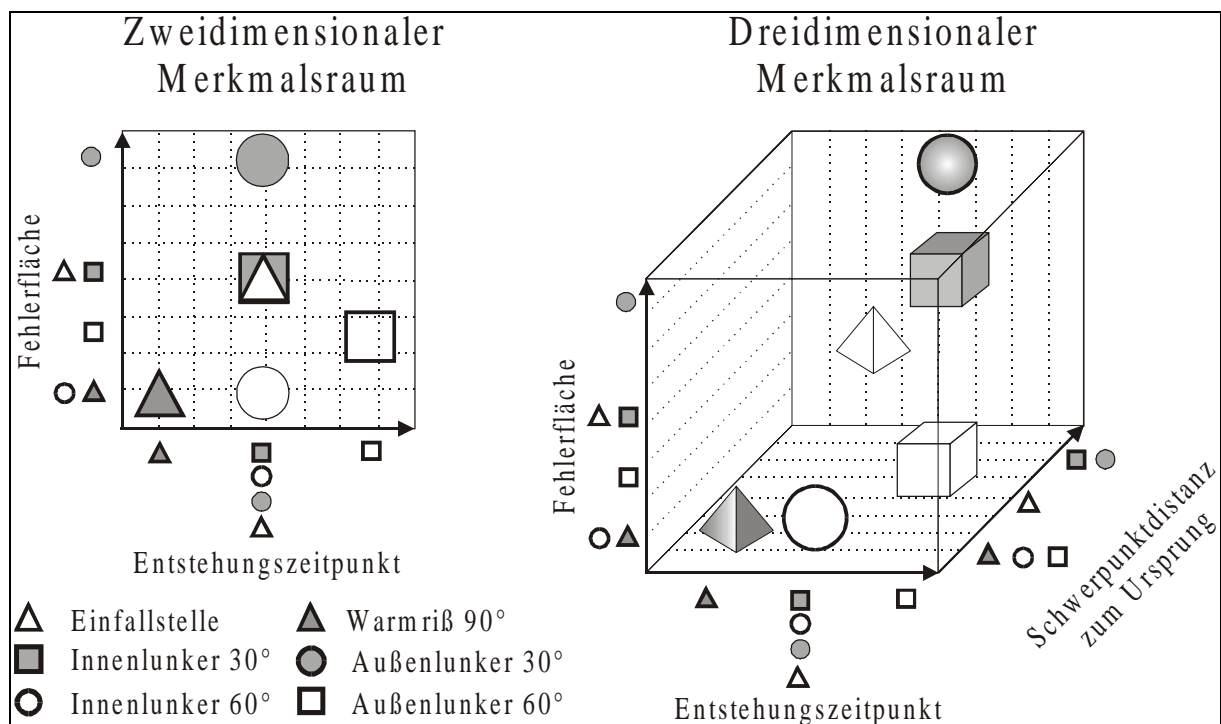


Bild 7.1.7: Fehlerklassifikation im zwei- bzw. dreidimensionalen Merkmalsraum

Bild 7.1.7 zeigt qualitativ einen zwei- bzw. dreidimensionalen Merkmalsraum, durch den die Klassifizierung der Fehlerarten deutlich wird. Im zweidimensionalen Merkmalsraum mit den Fehlermerkmalen "Fehlerfläche" und "Entstehungszeitpunkt" des Fehlers kann eine teilweise eindeutige Trennung der Fehlerklassen erfolgen. Lediglich die Fehlertypen Einfallstelle und Innenlunker 30° besitzen gleiche Ortsvektoren und somit eine Klassenüberschneidung im zweidimensionalen Merkmalsraum (Bild 7.1.7, links). Durch Erweiterung des Merkmalsraums um eine dritte Dimension, dem Fehlermerkmal "Schwerpunktdistanz zum Koordinatenursprung", wird eine Trennung dieser Fehlertypen möglich (Bild 7.1.7, rechts).

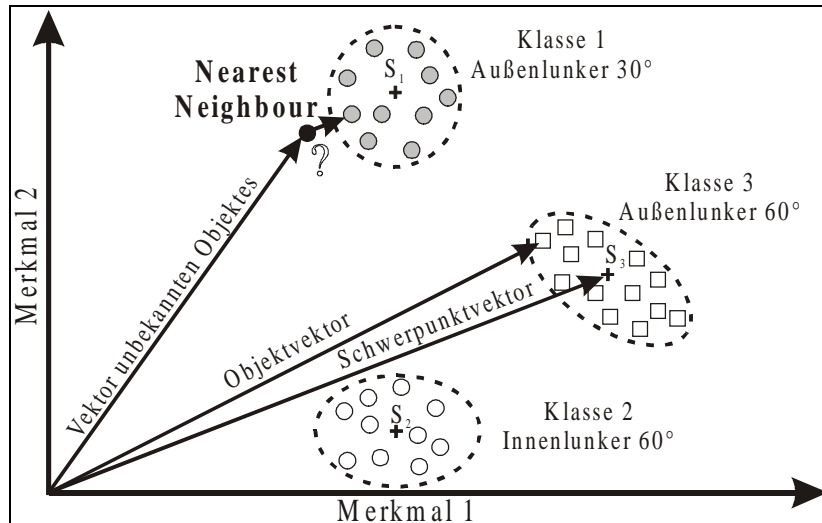


Bild 7.1.8: Klassifikation durch „Nearest Neighbour“-Verfahren

Die Zuordnung eines Fehlers in eine Fehlerklasse kann durch Mustererkennungsverfahren wie Neuronale Netze oder Distanzverfahren erfolgen, welche in [78] näher beschrieben werden. Die Distanzverfahren stellen dabei eine besonders einfache Möglichkeit der Klassifikation im Merkmalsraum dar und erweisen sich bei den hier durchgeführten Untersuchungen als hinreichend. Durch Ermittlung der kleinsten Distanz eines unbekanntes Objektes im Merkmalsraum zu seinen Nachbarn wird dieses Objekt einer Klasse zugeordnet. Dieses als „Nearest Neighbour“ (nächster Nachbar) bezeichnete Mustererkennungsverfahren ist in Bild 7.1.8 erläutert. Dargestellt sind hier verschiedene Fehlerklassen, wobei die Punkte  $S_1$ ,  $S_2$  und  $S_3$  die Schwerpunktkoordinaten der Fehlerklassen im zweidimensionalen Merkmalsraum beschreiben. Anhand des in Bild 7.1.8 dargestellten Beispiels wird nach dem „Nearest Neighbour“-Verfahren das zuzuordnende Objekt der Fehlerklasse 1 zugeordnet. Eine unter Umständen vorteilhafte Alternative zu diesem Verfahren ist die Zuordnung in eine Klasse durch Ermittlung des „nächsten Klassenschwerpunktes“, da hierbei mehrere Ortsvektoren einer Klasse bei dem Zuordnungsprozeß beteiligt sind und dadurch die Zuordnungssicherheit erhöht werden kann [78].

### 7.1.3 Klassifikationsergebnisse

#### Variation der Aluminium-Gußlegierung

Bei vergleichbaren Prozeßparametereinstellungen für eine ungerichtete Erstarrungsführung<sup>2)</sup> in der Kokille, d.h. eine gleichmäßige Temperaturverteilung in der Kokille zur Forcierung der Entstehung von Fehlern im Gußteil, werden eine Variation der Aluminiumgußlegierung durchgeführt und ihre Auswirkung auf die Fehlerentstehung und das Fehlerwachstum im Gußteil aufgezeigt. Zum Einsatz kommen eine untereutektische G-AlSi10-Legierung und eine naheeutektische G-AlSi12-Legierung. Bei der Fehlerentstehung treten zum einen bezgl. Entstehungszeitpunkt und Entstehungsort, zum anderen bezgl. der Fehlerart deutliche Unterschiede auf.

<sup>2)</sup> Nicht gerichtete Erstarrung heißt in diesem Fall, daß die beheizbaren Kokillenbereiche auf dem gleichen Temperaturniveau gehalten werden. Es wird keine Erstarrungslenkung eingeleitet.

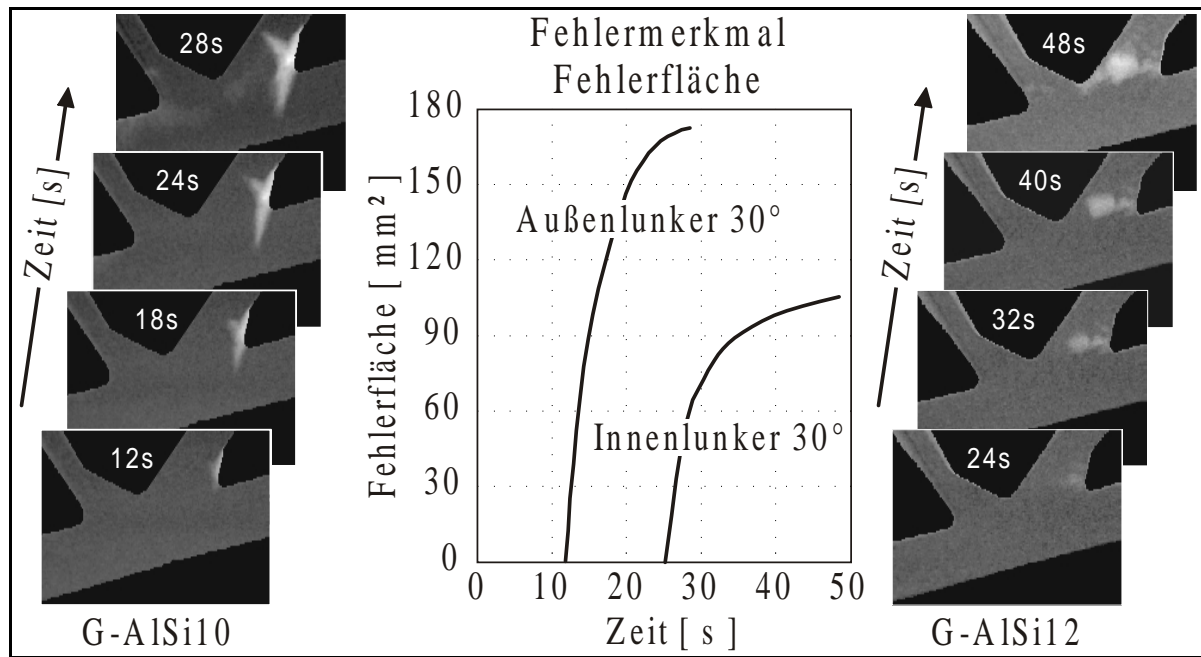


Bild 7.1.9: Fehlerentstehung über der Zeit bei einer G-AlSi10- und G-AlSi12-Legierung

Eine Gegenüberstellung der extrahierten Fehlermerkmale „Fehlerfläche“ von mit G-AlSi10 und G-AlSi12 gegossenen Gußteilen zeigt repräsentativ das diagnostizierte Verhalten beider Legierungen bei der Fehlerentstehung. Bild 7.1.9 zeigt die zeitabhängige Detektion von Gußteilfehlern in Form von zeitdiskreten Radioskopieaufnahmen und anhand des zeitabhängigen Verlaufs der Fehlerfläche. Während des Erstarrungszeitraumes bildete sich bei der G-AlSi10-Legierung ein Außenlunker. Der Abguß mit einer G-AlSi12-Legierung zeigt die Fehlerentstehung eines Innenlunkers. Beide Fehler treten am 30°-Winkel der Kokille auf. Anhand des mit digitaler Bildverarbeitung extrahierten Fehlermerkmals Fehlerfläche kann deutlich das Fehlerwachstum in Abhängigkeit der Zeit verfolgt werden. Wie die Kurven in Bild 7.1.9 verdeutlichen, ist es in diesem Falle möglich, die Art des Fehlers allein anhand des charakteristischen zeitabhängigen Kurvenverlaufes zu beschreiben. Treten Überschneidungen charakteristischer Fehlerkurven im selben Zeitbereich auf, wie in Bild 7.1.5 im Falle des Warmrisses und des Außenlunkers dargestellt ist, kann durch Extraktion weiterer Fehlermerkmale, wie z.B. die Fehlerbreite oder die Verlagerung des Fehlerschwerpunktes bezüglich eines geometrisch ortsfesten Koordinatenursprungs eine Fehlerklassifikation durchgeführt werden. Wie die Abbildungen des Fehlerwachstums in Bild 7.1.9 zeigen, führt eine Fehlerklassifikation anhand der Fehlerbreite ebenfalls zu einem eindeutigen Ergebnis. Der Innenlunker der G-AlSi12-Legierung weist eine sehr viel höhere Ausdehnung in horizontaler Richtung auf als der Außenlunker bei der G-AlSi10-Legierung.

Die zeitliche Analyse der Bilddaten ergibt folgende Ergebnisse: Bei der G-AlSi10-Legierung setzt die Entstehung des Fehlers in Form einer Einfallstelle im Bereich des 30°-Winkels der Kokille bereits nach ca. 12 Sek. ein. Die Einfallstelle dient dabei als Ursprung bzw. Fehlerkeim für ober- und unterhalb des 30°-Winkels entstehende Außenlunker und ist auf das Erstarrungsverhalten der Legierung, welche endogen schwamm- bzw. breitartig erstarrt und kei-

ne tragende Randschicht während der Erstarrung auszubilden vermag, zurückzuführen. Nach ca. 28 Sekunden ist das Fehlerwachstum abgeschlossen. Die Fehlerentstehung bei der naheutektischen G- $\text{AlSi12}$ -Legierung setzt zu einem sehr viel späteren Zeitpunkt, nach ca. 24 Sekunden, ein. Die Ausbildung einer Einfallstelle ist hier nicht zu beobachten. Die Ursache hierfür ist ebenfalls mit dem Erstarrungsverhalten dieser Legierung zu erklären. Die naheutektische G- $\text{AlSi12}$ -Legierung weist einen rauhwandig bis endogen schalenbildenden Erstarrungstyp auf, mit guten Speisungseigenschaften und tragfähiger Randschale. Sie ist über einen wesentlich größeren Zeitraum in der Lage, auftretende Volumenkontraktion durch Speisung auszugleichen. Zum einen wird hierdurch die Fehlerentstehung verzögert, zum anderen verhindert die sich ausbildende tragfähige Randschicht die Entstehung von Einfallstellen, die als Fehlerkeim für Außenlunker dienen können. Die Konsequenz ist das Auftreten eines Innenlunkers zu einem vergleichsweise späten Zeitpunkt. Die Ergebnisse korrelieren somit gut mit den aus der Literatur entnommenen Angaben bzgl. des Speisungsverhaltens von G- $\text{AlSi}$ -Legierungen. Mit steigendem Silizium-Gehalt fällt das Speisungsvermögen, verbunden mit einer zunehmenden schwamm- bis breiartigen Erstarrung, steil ab. Nach dem Durchlaufen eines Bereiches minimalen Speisungsvermögens zwischen 4 und 10 Massen-% Si steigt das Speisungsvermögen in Richtung des Eutektikums wieder an (vergl. Bild 4.1.5).

#### Fehlerentstehung bei gerichteter Erstarrung

Bei gleichmäßiger Kokillenvorwärmung entstehen Volumendefizite im Bereich der Materialanhäufung, wie in den vorangegangenen Beispielen gezeigt werden konnte. Die Erstarrung des Gußteils beginnt im Speiserbereich, da aufgrund des geringen Massenverhältnisses zwischen eingebrachter Schmelze und umgebenden kalten Kernbereichen die Wärmeabfuhr im Bereich der Speichen größer ist, als im Bereich der Materialanhäufung. Dementsprechend können die Gußteilspeichen nur begrenzt als Speiser für den Knotenbereich dienen, der aufgrund ungünstiger Massen- und Oberflächenverhältnisse vergleichsweise spät erstarrt. In diesem Bereich auftretende Volumendefizite können durch die eingefrorenen Speichen nicht mehr gepeist werden, so daß sich deutliche Gußfehler ausbilden, wie in den Radioskopiebildern zu erkennen ist (Bild 7.1.9).

Die Ergebnisse der gleichmäßigen Kokillenvorwärmung weisen darauf hin, daß ein fehlerfreies Gußteil nur bei einer gerichteten Erstarrung, beginnend im unteren Gußteilbereich und

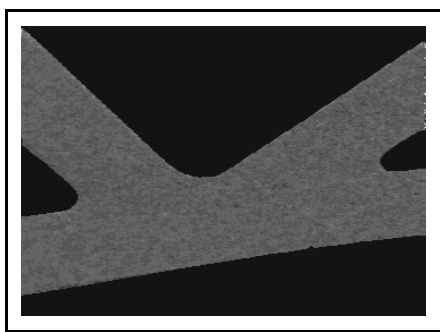


Bild 7.1.10: Fehlerfreies Gußteil

endend in der oberen linken Speiche, abgegossen werden kann. Um dieses zu erreichen, sind die Kerne deutlich höher vorzuwärmen. Im Gegensatz dazu darf der Hauptteil nur eine geringe Vorwärmung erfahren.

Aufgrund dieser Forderungen und der in weiteren Versuchen gewonnenen Erfahrungen wurde die folgende Temperaturführung der Kokille zur Produktion möglichst fehlerfreier Gußstücke ausgewählt:



Vorwärmung Kokillenkern: 365°C.

Vorwärmung Kokillenhauptteil: 150°C.

Das bei einer gerichteten Temperaturführung der Kokille entstandene Gußteil weist keine radioskopisch detektierbaren Volumendefizite auf (Bild 7.1.10), womit gezeigt werden kann, daß bei der gezielten Vorgabe relevanter Prozeßparameter der Prozeß stabilisiert und die Produktqualität gesteigert wird.

#### Vergleich mit Simulationsergebnissen

Die durchgeführten Untersuchungen bezüglich des Einflusses der Temperaturführung auf die Gußteilqualität wurden, in Zusammenarbeit mit dem Institut für Mathematik der Universität Hannover, einer Erstarrungssimulation nach der Finite-Elemente-Methode gegenübergestellt. Dabei wurden der Einfluß der Kokillenvorwärmung auf die Gußteilqualität untersucht und das Erstarrungsverhalten der Schmelze bei gleichmäßiger und gerichteter Kokillenvorwärmung simuliert. Als Randbedingungen wurden die gleichen Vorwärmtemperaturen der einzelnen Kokillengebiete (Kern1, Kern2 und Kokillenhauptteil) für die Simulationsrechnung verwendet. Zusätzlich wurden die Heizleiter der Kokille mit in die Vernetzung der Kokille zur Verbesserung der Simulationsrechnung implementiert. Die Bilder 7.1.11 und 7.1.12 zeigen die Ergebnisse der Erstarrungssimulation mit der Versuchskokille. Die Simulationsdarstellung stellt die Volumenänderung in Simulationsgrauwerten dar, die ein jedes Element während der Erstarrung erfahren hat, wobei Simulationsgrauwert 1 (schwarz) die größte Volumenänderung, Simulationsgrauwert 0 (weiß) keine Volumenänderung darstellt.

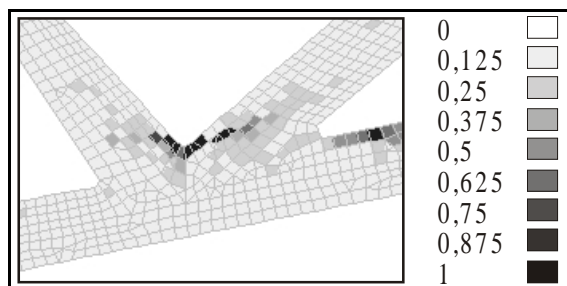


Bild 7.1.11: Simulationsergebnis bei gleichmäßiger Kokillenvorwärmung [79]

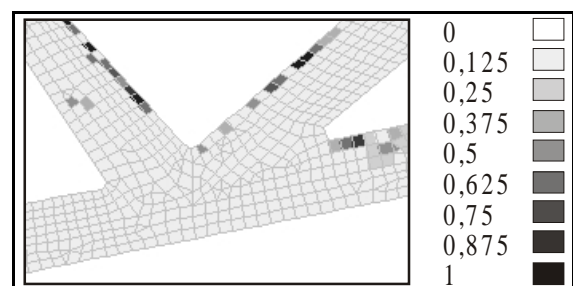


Bild 7.1.12: Simulationsergebnis bei gerichteter Kokillenvorwärmung [79]

Das in Abb. 7.1.11 dargestellte Simulationsergebnis für das Erstarrungsende bei gleichmäßiger Kokillenvorwärmung weist eine starke Anhäufung von Volumenänderungen der einzelnen Elemente im Bereich der Materialanhäufung auf, was letztendlich auf die Ausbildung von Gußfehlern hinweist. Das Ergebnis der Simulationsrechnung mit oben genannten Vorwärmtemperaturen (Bild 7.1.12) zeigt, daß die Volumenänderungen der Elemente abgenommen haben, was auf ein tendenziell fehlerfreies Gußteil hinweist. Die Ergebnisse aus der Simulationsrechnung korrelieren somit gut mit den Ergebnissen der Durchstrahlungsbilder. Trotzdem werden hier auch die Anwendungsgrenzen der Simulationsrechnung aufgedeckt. Der exakte Fehlerort sowie die Fehlerart konnten in dieser Simulation nicht dargestellt werden, als richtungsweisendes Instrument bei der Darlegung von Tendenzen in der Gußteilqualität erweist sich eine Erstarrungssimulation jedoch als hilfreich [79].



## 7.2 Erfassung von Speisungs- und Erstarrungsvorgängen beim Aluminiumsandguß

Die aus Grundlagenuntersuchungen beim Schwerkraftkokillenguß am Modell gewonnenen Erkenntnisse sowie die dort entwickelte Prüfmethode zur Gießprozeßoptimierung wurde in Zusammenarbeit mit dem Industrieunternehmen FOSECO industriell umgesetzt und den im folgenden beschriebenen praxisorientierten Problemstellungen angepaßt und bei der Entwicklung von modernen Sandgießverfahren für den Aluminiumguß angewendet.

Beim Sandgußverfahren im Bereich des Aluminiumgießens finden speziell entwickelte Speiser Verwendung, die zum einen als Speisungsreservoir für das erstarrende Gußteil dienen, zum anderen auch mit Filtern kombiniert werden können, um Strömungsvorgänge während des Einfüllvorgangs der Schmelze zu optimieren und Verunreinigungen im Schmelzgut herauszufiltern. Der Entwicklung solcher Filterspeiser sowie der Optimierung ihrer Funktionalität wird insbesondere bei modernen Sandgußverfahren wachsende Bedeutung zugesprochen, wie aktuelle Studien aus der Industrie belegen [80]. Neben der Filtration von Schmelzen steht bei den hier dargestellten Untersuchungen die Prozeßoptimierung hinsichtlich einer Verbesserung der Speisungsprozesse durch moderne Speisungstechniken im Vordergrund.

Im Rahmen einer modernen Gießprozeßentwicklung für den Aluminiumsandguß werden, ausgehend vom Schwerkraftsandguß unter Einsatz moderner Filterspeiser, über den Einsatz von chemischer Speisung bis hin zur Speisungsunterstützung durch ein Niederdruckgußverfahren, Untersuchungen dargestellt, mit denen eine Qualitätsbewertung der einzelnen Entwicklungsschritte hinsichtlich der Speisungseigenschaften durchgeführt wird. In folgenden Darstellungen werden mehrkanalige Temperaturerfassung und Mikrofokusradioskopie mit digitaler Bildverarbeitung als Qualitätsprüfverfahren parallel eingesetzt, um Einfüllvorgänge und Speisungsprozesse beim Aluminiumsandguß on-line analysieren und gezielt optimieren zu können. Des Weiteren erfolgt eine off-line Betrachtung der Gußteile hinsichtlich der Entstehung von Gießfehlern in speisungskritischen Bereichen. Dies erfolgt mittels Radioskopieaufnahmen, die einer digitalen Bildanalyse unterzogen werden.

### 7.2.1 Speisungs- und Erstarrungsvorgänge bei modernen Filterspeisern

In den im folgenden geschilderten Untersuchungen wird das Speisungsverhalten in Abhängigkeit von Temperatur, Volumen, Zeit und der eingesetzten Filterspeiser-Kombination unter Einbeziehung bzw. Berücksichtigung der Gußteilqualität hinsichtlich der Entstehung von Lunkern bzw. Volumendefiziten im Gußteil charakterisiert und bewertet. Eingesetzt werden drei verschiedenporige Filter<sup>3)</sup> (keramische Schäume). Verwendung findet eine unveredelte G-ALSi6-Legierung, die während der Versuchsdurchführung hinsichtlich Kornfeinung, Ver-

---

<sup>3)</sup> In den Filterspeisern kamen drei Filtertypen zum Einsatz, die sich in ihrer Porosität unterscheiden: Filter „leicht“, fein, 30 ppi; Filter „standard“, mittel, 20 ppi; Filter „schwer“, grob, 10 ppi; ppi = pores per inch.

edelung und Aufgasung regelmäßig überprüft wird. Um die Speisungsprozesse im Filterspeiser erfassen und bewerten zu können, wird folgender Lösungsweg eingeschlagen:

- on-line Mikrofokusradioskopie des Filterspeisers
- zeitgleiche Temperaturerfassung aller für die Versuchsauswertung relevanten Bereiche:
  - Schmelzetemperaturerfassung zur Gewährleistung gleicher Abgießtemperaturen
  - Erfassung der Temperaturen im Speiser sowie in verschiedenen Bereichen des Gußteils.

Die Qualitätsbewertung erfolgt mittels digitaler Bildanalyse der Radioskopiedaten vom Speiser sowie durch eine zeitsynchrone Gegenüberstellung der aufgenommenen Temperaturdaten. Anschließend wird eine digitale Bildanalyse von Radioskopieaufnahmen des Gußteils durchgeführt, mit der eine Vermessung des entstandenen Volumendefizites realisiert und in die Bewertung des Speisungsverhaltens der Filterspeiser mit einbezogen wird.

### Temperaturmessung

Zur Überprüfung der Schmelze bzw. der Reinheit der Legierung werden zu jedem Versuch Temperaturanalysen durchgeführt, anhand derer auf den Kornfeinungs- und Veredelungszustand geschlossen werden kann. Sie dienen jedoch eher einer Absicherung für die Konstanz der eingesetzten Schmelze, da bei diesen Untersuchungen bewußt auf einen Kornfeinungs- und Veredelungsprozeß verzichtet wird. Auch der hinsichtlich Speisungseigenschaften ungünstige Siliziumgehalt von 6 Massen-% in der G- $\text{AlSi}$ -Legierung wurde gewählt, um Speisungsvorgänge durch einen breiartigen Erstarrungstyp zu behindern und hierdurch die Fehlerentstehung zu provozieren. Bei der Lagerung einer Schmelze kommt es über der Zeit zur

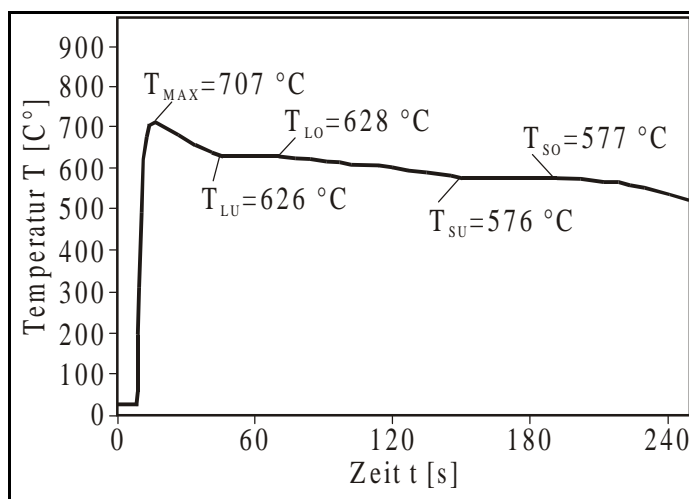


Bild 7.2.1: Abkühlkurve einer G- $\text{AlSi6}$ -Legierung

Aufnahme von Gasen, wodurch die dargestellten Untersuchungen beeinflusst werden können. Aus diesem Grund werden zur Überprüfung der Schmelze bezüglich Aufgasung für jeden Gießversuch Schmelzeanalysen in Form von Dichtemessungen nach dem archimedischen Prinzip durchgeführt [27].

Bild 7.2.1 zeigt einen typischen Temperaturverlauf während der Erstarrung einer G- $\text{AlSi6}$ -Legierung. Deutlich zu erkennen ist, daß es in

den Bereichen der Liquidus- und Solidustemperaturen nur zu minimalen konstitutionellen Unterkühlungen der Schmelze kommt. Dies läßt darauf schließen, daß keine Kornfeinungs- und Veredelungsprozesse stattfinden.

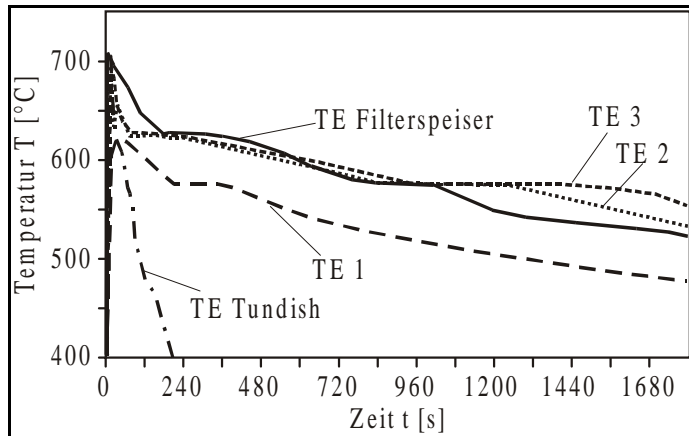


Bild 7.2.2: Temperaturkurven eines Sandgießversuches zur Filterspeiserbewertung

Des weiteren zeichnet sich in den Kurven ab, daß die Temperatur des Filterspeisers für eine gewisse Zeit oberhalb der Temperaturen im Gußteil liegt und somit der Speiser in der Lage ist, dort das Gußteil zu speisen.

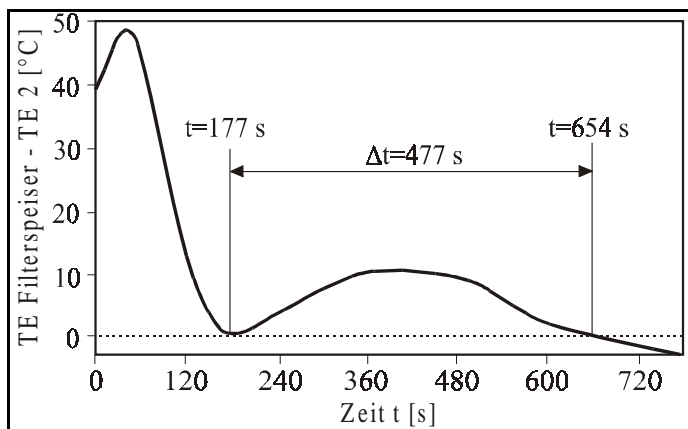


Bild 7.2.3: Temperaturdifferenzkurve zur quantitativen Bestimmung der Speisungsdauer im Filterspeiser

Bild 7.2.2 zeigt die Temperaturkurven eines Gießversuches, die mit Thermoelementen in den unterschiedlichen Bereichen des Gußteils bzw. des Filterspeisers und Abgießbehälters erfaßt werden. Zu erkennen ist hier, daß die Erstarrung in den unterschiedlichen Bereichen des Gußteils ermittelt werden kann. Die Erstarrung im Bereich mit dem kleinsten Querschnitt im Gußteil ist schon abgeschlossen, bevor die größeren Querschnitte die Solidustemperatur überhaupt erreicht haben.

Zur quantitativen Bewertung der Speisungsdauer im Filterspeiser wird eine Temperaturdifferenzkurve TE Filterspeiser-TE 2 herangezogen. Die Intervalllänge der Temperaturdifferenzkurve, in der die Speisertemperatur oberhalb der des Gußteils im Bereich vom TE2 liegt, beschreibt, wie im Bild 7.2.3 dargestellt, quantitativ die Speisungsdauer im Filterspeiser. Ein langes Zeitintervall begünstigt hier die Speisung des Gußteils.

### On-line Mikrofokusradioskopie

Bild 7.2.4 beschreibt eine chronologische Folge exemplarisch ausgewählter Durchstrahlungsbilder des Filterspeisers während des Erstarrungsvorgangs und zeigt die Volumenänderung der Schmelze im Filterspeiser über der Zeit. Diese Bilder wurden in Abständen von 10 s einer Grauwertanalyse und Binärisierung unterzogen und können so detailliert das Speisungsverhalten bezüglich der Volumenänderung über der Zeit und der Speisungsquantität wiedergeben. Als Bezugspunkt zur Auswertung der Radioskopiedaten wurde der Zeitpunkt Null zum maximalen Speiserfüllstand gesetzt. Die zeitliche Änderung des Volumendefizits im Filterspeiser ist hierbei sehr gut zu erkennen.

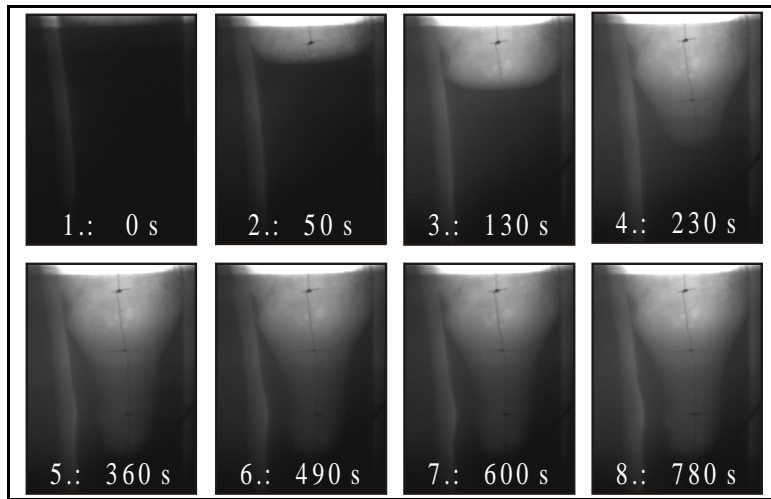


Bild 7.2.4: Chronologische Folge von Durchstrahlungsbildern des Filterspeisers

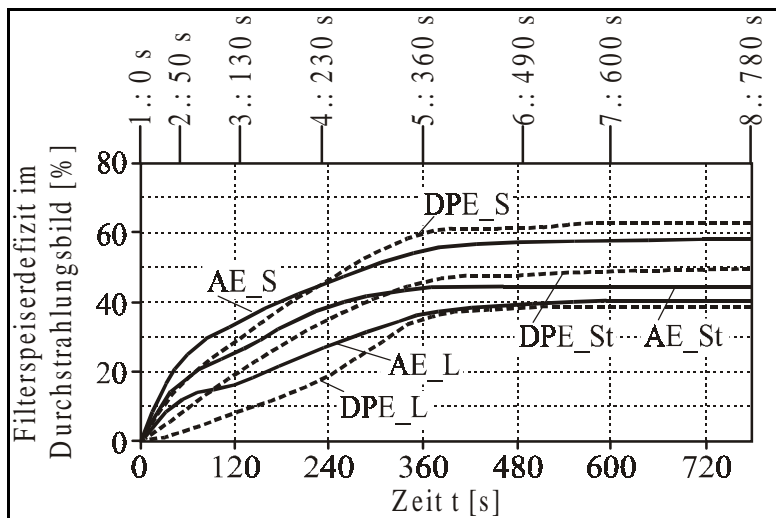


Bild 7.2.5: Änderung des Filterspeiserdefizites verwendeter Filterspeiser

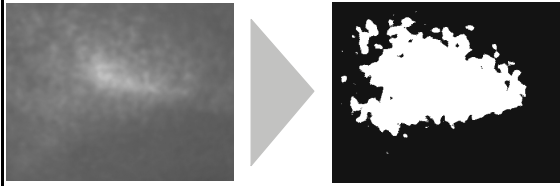
das eingesetzte Filter ist. Die Gießversuche mit schweren (grobporigen) Filtern weisen hier die höchsten Werte auf. Des weiteren ist auffällig, daß die Filterspeiser vom Typ DPE im Vergleich zu den AE-Typen gleichen Filters, im Anstiegsbereich geringere Gradienten aufweisen, was auf ihr gleichmäßiges Speisungsverhalten schließen läßt.

#### Off-line Mikrofokusradioskopie

Zusätzlich zu den bisher dargestellten Untersuchungen werden im Anschluß an die Gießversuche Radioskopieaufnahmen kritischer Gußteilbereiche durchgeführt und bezüglich ihres Volumendefizites ausgewertet (siehe Bild 7.2.6). Die Gußteile weisen eine Lunkerbildung unterhalb des Filterspeisers auf, also erwartungsgemäß dort, wo die Materialanhäufung im Gußteil am größten ist. Die Güte der Speisung wurde bei dieser Auswertung der Gußteilqualität gleichgesetzt, d.h. das Gußteil mit dem kleinsten Volumendefizit (Lunker) wurde auch am besten gespeist. Das Ergebnis dieser Auswertung ist in der Tabelle in Bild 7.2.6 abgebil-

Die aus den Radioskopiedaten mittels Grauwertanalyse und Binärisierung ermittelten Bildinformationen sind über der Zeit dargestellt, siehe Bild 7.2.5, und spiegeln das Speisungsverhalten hinsichtlich der Speisungsvolumina wider. Aufgetragen ist hier die relative Änderung des Filterspeiserdefizites bezogen auf die Filterspeiserquerschnittsfläche.

Zu erkennen sind große Unterschiede bezüglich der Speisungsquantität bei vergleichbar langer Speisungsdauer. Auffällig sind die Filterspeiser mit dem feinporigen, leichten Filter (AE\_L und DPE\_L). Hier kommt es nur zu einer unbefriedigenden Speisungsmenge gegenüber den anderen Kombinationen. Dies läßt darauf schließen, daß der die Speisungsquantität bestimmende Einflußfaktor in erster Linie



Versuch	Innenfehler im Gußteil (bez. auf Mittelwert)	Rangfolge (Güte der Speisung)
AE_St	115 %	4
AE_S	100 %	3
AE_L	130 %	6
DPE_St	60 %	1
DPE_S	70 %	2
DPE_L	125 %	5

*Bild 7.2.6: Radioskopische Fehleranalyse zur Beurteilung der Speisungsgüte*

Filterspeiser führt. Die Filter vom Typ standard (mittelporig) und schwer (grobporig) weisen vergleichbare Speisungsdurchflußverhalten auf. Letztendlich maßgebend für eine gute Speisung ist damit die Kombination aus geeignetem Speisermaterial und eingesetztem Filter. Unter Einbeziehung der Untersuchungen des Volumendefizites im Gußteil kommt man zu dem Schluß, daß die Filterspeiser DPE\_S und DPE\_St die besseren Speisungsverhalten aufweisen.

det. Die Versuche mit den leichten Filtern weisen hier ein speisungsgünstiges Verhalten auf. Die Filterspeiser vom Typ DPE führen, bezüglich der Speisungsgüte, zu den besten Ergebnissen.

Faßt man die Ergebnisse aus den dargestellten Untersuchungen zusammen, können folgende Schlüsse gezogen werden:

Die Filterspeiser vom Typ DPE weisen bessere wärmeisolierende Eigenschaften auf und begünstigen somit eine langanhaltende Speisung. Die Radioskopiedaten zeigen, daß besonders das leichte (feinporige) Filter speisungsungeeignet ist und zu einem frühen „Abschließen“ des Speisungsflusses aus dem

### 7.2.2 Chemisch unterstützte Speisungsvorgänge

In einem weiteren Entwicklungsschritt zur Verbesserung von Speisungsvorgängen beim Aluminiumsandguß werden die Erstarrungs- und Speisungsvorgänge unter Einsatz chemisch präparierter Speiser untersucht. Hintergrund des Einsatzes chemisch präparierter Speiser ist es, eine Unterstützung der Speisung durch Gasdruck hervorzurufen. Aus diesem Grund werden derartige Speiser mit chemischen Präparaten bestückt, die durch die einfließende Schmelze temperaturbedingt eine exotherme Reaktion hervorrufen. Die daraus resultierende Gasentwicklung im Speiser bewirkt einen speisungsunterstützenden Überdruck in der Schmelze. Die Vorgänge im Speiser werden mittels Mikrofokusradioskopie on-line erfaßt, und unter Variation der Speisergröße, Dosierung des Präparates und des Zündzeitpunktes analysiert, mit dem Ziel, in einem ersten Schritt die Verfahrensabläufe der chemisch unterstützten Speisung zu visualisieren und in weiteren Schritten unter Berücksichtigung der genannten Einflußgrößen zu optimieren.

#### Chemisch unterstützte Speisung

Durch die einströmende Schmelze wird ein chemisches Präparat im Speiser so weit erhitzt, daß es zu einer Zündung und, damit verbunden, zu einer Gasentwicklung kommt. Der dadurch entstehende Druckanstieg im Speiser führt zu einem Rückströmen der Schmelze in die

Gießform, wodurch die Speisung im Gußteil unterstützt wird. Infolge der hier durchgeführten Untersuchungen kann der Beweis der Verfahrenstauglichkeit erbracht werden, woraufhin ein Patent von der Firma FOSECO angemeldet wurde [81]. Der Prozeßablauf ist in Bild 7.2.7 schematisch veranschaulicht.

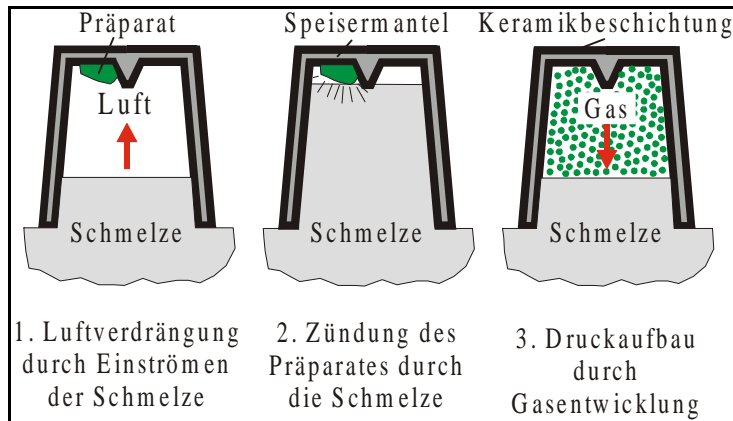


Bild 7.2.7: Prozeßablauf einer chemischen Speisung

Die wesentlichen Einflußgrößen für den Prozeßablauf sind zum einen die Dosierung des eingesetzten Präparates, zum anderen die Gasdurchlässigkeit des Speisermantels. Diese beeinflusst entscheidend den Zündzeitpunkt des Präparates, da die im Speiser befindliche Luft von der aufsteigenden Schmelze verdrängt werden muß. Somit bestimmt die Gas-

durchlässigkeit des Speisermantels den zeitabhängigen Füllstand im Speiser und damit den Zündzeitpunkt (Bild 7.2.7). Das Gasvolumen der exothermen Reaktion wird durch die Dosierung des Präparates bestimmt. Der sich aufbauende Druck im Speiser ist somit wiederum von der Gasdurchlässigkeit des Speisers, von der Dosierung des Präparates sowie vom Volumen des Speisers abhängig. Demzufolge werden drei Speiser unterschiedlicher Größe gewählt, die einer variierten Vorbehandlung durch einen keramischen Überzug zur Minderung der Gasdurchlässigkeit des Speisers unterzogen werden. Zusätzlich werden drei verschiedene Dosierungen für das Präparat gewählt.

Neben den chemisch präparierten Speisern werden auch bei diesen Untersuchungen die oben erwähnten Filterspeiser (DPE\_St) eingesetzt und als Eingußkanal an die Seite des Gußteils mit geringstem Querschnitt positioniert (siehe 6.2). Zur Berechnung der Speisungsmenge muß neben dem Volumendefizit im Speiser, welches aus den Radioskopiedaten ermittelt werden kann, auch das Volumendefizit im Filterspeiser berücksichtigt werden, da dieser ebenfalls eine Speisungsfunktion hat. Die genaue Bestimmung der Volumendefizite im Speiser und im Filterspeiser ist daher notwendig, um das gesamte Speisungsvolumen zu bestimmen. Dabei muß berücksichtigt werden, daß aufgrund des gegenüber dem Speiser höheren Schmelzenpegels im Filterspeiser ein aluminostatischer Druckausgleich nach dem Einfüllen der Schmelze stattfindet. Dieser ist aufgrund der Luftverdrängung durch die Schmelze im Speiser mit einer Zeitverzögerung behaftet. Um dies zu verdeutlichen, sind in Bild 7.2.8 die für den Prozeßablauf relevanten Füllstände im Speiser und im Einguß (Filterspeiser) schematisch dargestellt.



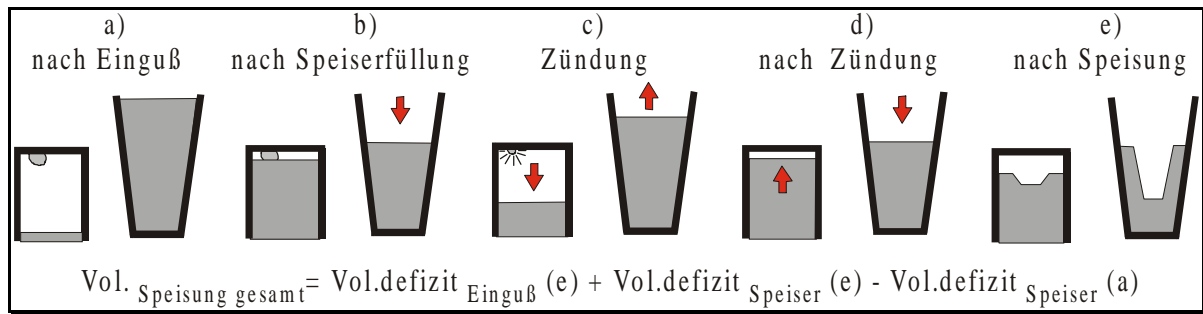


Bild 7.2.8: Schematische Darstellung der Volumenänderungen im Speiser und Einguß

Bild 7.2.8 a) zeigt den Zustand zu Versuchsbeginn mit maximalem Füllstand im Einguß. Durch Verdrängung der Luft im Speiser aufgrund des aluminostatischen Druckausgleichs der Schmelze stellt sich Zustand Bild 7.2.8 b) ein. Es folgt die Zündung des chemischen Präparates (Bild 7.2.8 c)) und die damit verbundene Gasentwicklung. Aufgrund des Druckaufbaus steigt der Füllstand im Filterspeiser wieder an und es kommt zur erneuten Gasverdrängung im Speiser durch den aluminostatischen Druckausgleich (Bild 7.2.8 d)). Bild 7.2.8 e) zeigt den Zustand nach abgeschlossener Erstarrung des Gußteils. Für die Auswertungen der Versuche wird das gesamte Speisungsvolumen des Gußteils errechnet. Dieses ergibt sich aus einem Vergleich der Schmelze im Filterspeiser und im Speiser jeweils zu Versuchsbeginn (a) und nach Versuchsende (e). Aus der Differenz dieser Aluminiumvolumina gemäß der Gleichung in Bild 7.2.8 ergibt sich das gesamte Speisungsvolumen des Gußteils.

### Temperaturmessung

Vor jedem Gießvorgang wird auch bei diesen Versuchen eine thermische Analyse der Aluminiumschmelze durchgeführt. Die Gasaufnahme wird durch Dichtemessungen an Vakuumproben sowie atmosphärisch abgegossenen Proben nach dem archimedischen Prinzip bestimmt. Anhand der Anordnung der Thermoelemente im Gußteil, Filterspeiser, Speiser und Abgießbehälter kann das Temperaturverhalten in verschiedenen Bereichen

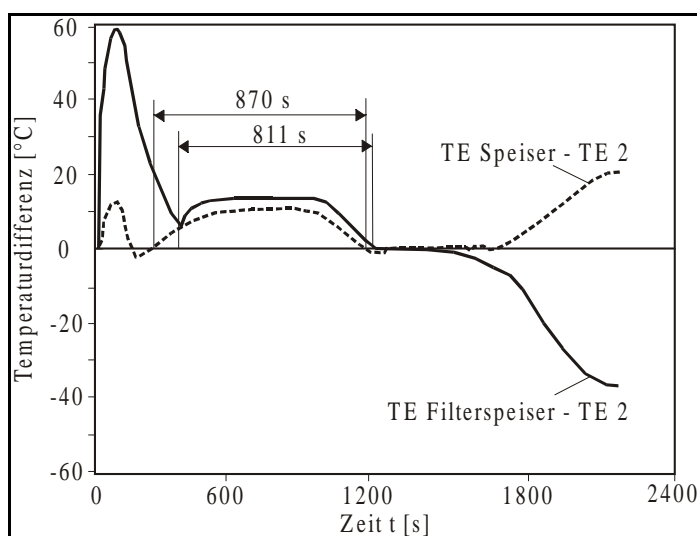


Bild 7.2.9: Temperaturdifferenzen vom Speiser und Filterspeiser zum Gußteilbereich 2 (Mitte) beim Gießvorgang

halten in verschiedenen Bereichen exakt aufgezeichnet werden. Die Speisungsvorgänge im Gußteil können so analysiert und den mit Hilfe der Radioskopie bestimmten dynamischen Volumenänderungen zeitabhängig gegenübergestellt werden.

Um eine vergleichbare Auswertung vornehmen zu können, wird die Temperaturkurve TE 2 im Gußteil als Referenz gewählt. Von primärem Interesse ist es, die Speisungsdauer im Filterspeiser und im

Speiser zu ermitteln. Durch Subtraktion der Temperaturwerte des Gußteils (TE 2) von den Temperaturwerten im Filterspeiser (TE Filterspeiser) und im Speiser (TE Speiser) ergeben sich Temperaturkurven, aus denen die Speisungsdauer ermittelt wird. In Bild 7.2.9 sind Temperaturdifferenzkurven abgebildet, aus denen die aktive Speisungsdauer im Filterspeiser und Speiser hervorgeht. Nach Erreichen des lokalen Temperaturdifferenzminimums gilt für Filterspeiser und Speiser, daß, solange eine positive Temperaturdifferenz vorhanden ist und die Gußteilstemperatur oberhalb der Solidustemperatur liegt, diese in der Lage sind, das Gußteil zu speisen. In Bild 7.2.9 entspricht dies für Filterspeiser und Speiser einer Zeit von 811 bzw. 870 Sekunden.

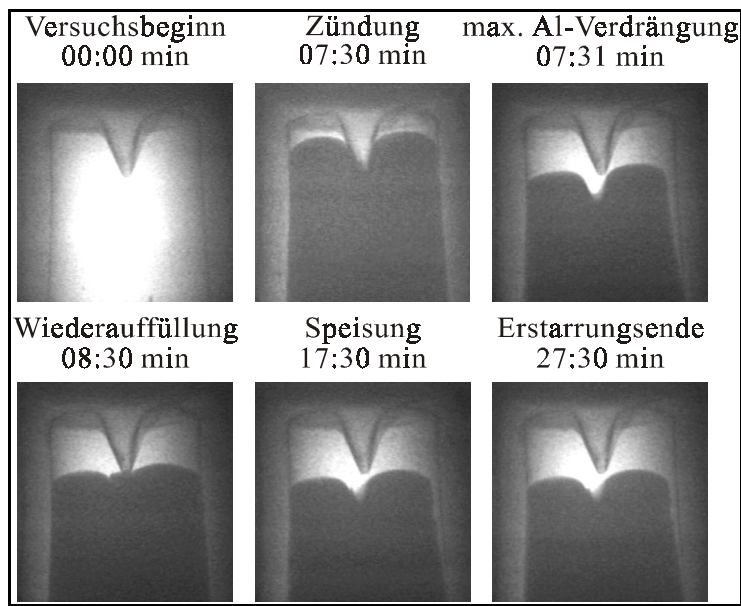


Bild 7.2.10: Radioskopieaufnahmen diskreter Speiserfüll-

#### On-line Mikrofokusradioskopie

Bild 7.2.10 zeigt Radioskopieaufnahmen diskreter Speiserfüllstände eines Gießversuches, aus denen das Volumendefizit im Speiser durch digitale Bildverarbeitung über der Zeit errechnet wird. Um einen quantitativen Vergleich der einzelnen Gießversuche durchzuführen, werden als Referenzzustand der Zeitpunkt des maximalen Füllstandes im Einguß gewählt und die Radioskopiedaten einer Grauwertanalyse unterzogen, aus der ein Rückschluß auf das

Volumendefizit im Speiser gezogen werden kann. Gemäß der in Bild 7.2.8 angegebenen Gleichung wird so das gesamte Speisungsvolumen errechnet und zur Beurteilung der Speisungsvorgänge herangezogen. Die einzelnen Kombinationen aus Speiser, Einguß und Dosierung des chemischen Präparats können somit sowohl qualitativ als auch quantitativ bewertet werden.

#### Off-line Mikrofokusradioskopie

Das im Gußteil aufgrund der gießtechnisch ungünstigen Form entstehende Volumendefizit wird nach Abkühlung des Gußteils durch zusätzliche Radioskopieaufnahmen erfaßt und mittels digitaler Bildverarbeitung ausgewertet. Wie auch in der vorangegangenen Versuchsreihe wird durch Fehlersegmentierung die Form und Größe des Volumendefizits im Gußteil analysiert und in die Bewertung zur Qualifizierung der Speiser einbezogen.

Die Ergebnisse der on-line Mikrofokusradioskopie zeigen, daß die Verfahrensweise, d.h. die Speisung während der Erstarrung des Gußteils durch chemische Gasentwicklung im Speiser, prinzipiell durchführbar und geeignet ist. Des weiteren ergeben die Analysen bezüglich Spei-



sungsoptimierung vergleichbare Ergebnisse mit den vorangegangenen Untersuchungen. D.h. es können keine wesentlichen Verbesserungen erzielt werden. Die errechneten Volumendefizite im Gußteil weisen ähnlich hohe Ausmaße auf. Die Ursache dafür liegt jedoch in dem noch unausgereiften Stand der Technik dieses Verfahrens. Die Auswertung der on-line Mikrofokusradioskopie führt zu dem Schluß, daß der Zeitpunkt der Zündung des chemischen Präparates der entscheidende Parameter im Vorgang der chemischen Speisung darstellt. Speisergröße und Menge des Präparates spielen nur eine untergeordnete Rolle. Um eine externe Zündung des chemischen Präparates zu umgehen, kann der Zündzeitpunkt durch Regulierung des Füllstands beim Einströmen der Schmelze in den Speiser gesteuert werden. Dies kann direkt mit der Gasdurchlässigkeit des Speisermantels gesteuert werden. Zündet das chemische Präparat zu früh (die Schmelze ist noch zu flüssig), führt das im Speiser expandierende Gas lediglich zu aluminostatischen Druckausgleichen zwischen Speiser und Filterspeiser, was zur Folge hat, daß eine chemische Unterstützung der Speisung nur sehr begrenzt stattfindet. Erst wenn ein gewisser Erstarrungsgrad der Schmelze erreicht ist, kann sich der im Speiser aufbauende Druck unterstützend auf den Speisungsvorgang im Gußteil auswirken. In weiteren Untersuchungen soll daher angestrebt werden, den Zündzeitpunkt des sich im Speiser befindlichen chemischen Präparates durch speisermantelabdichtende Keramiküberzüge so weit hinausuzögern, bis ein Unterschreiten der Liquidustemperatur erreicht ist und Speisungsvorgänge einsetzen. Der Einsatz der Mikrofokustechnik stellt hier ein hilfreiches Werkzeug dar, um die Entwicklung chemischer Speiser voranzutreiben.

### ***7.2.3 Speisungs- und Erstarrungsvorgänge beim Niederdrucksandguß***

Zur weiteren Verbesserung der Speisungsvorgänge beim Aluminiumsandguß werden die Erstarrungs- und Speisungsvorgänge unter aktiver Speisung verfolgt und analysiert. Dabei wird nach dem Prinzip des Niederdruckgußverfahrens unter Aufbringen eines geringen Überdrucks die Gießform befüllt und der Überdruck während der gesamten Erstarrungsphase gehalten, so daß die Speisung unter Einfluß eines Überdrucks, also aktiv, erfolgt. Verwendung findet auch hier eine unveredelte G- $\text{AlSi6}$ -Legierung, die mit einem Überdruck von 0,3 bar über das Steigrohr in die Gießform befördert wird. Im Vordergrund der Untersuchungen steht neben der Analyse und Bewertung der Speisungsvorgänge die des Einfüllverhaltens der Schmelze unter Einsatz von keramischen Filtern und Drahtsieben. Dazu werden im Steigrohr der Gießform außer den Filtertypen „Leicht“, „Standard“ und „Schwer“ zwei weitere Filter in Form von Drahtgeflechten (Sieben) eingeformt und in diesem Bereich der Einfüllvorgang mittels Mikrofokusradioskopie on-line erfaßt. Der Bereich des Filters wird durch zusätzliche Thermoelemente überwacht.

#### ***Temperaturmessung***

Die Temperaturüberwachung erfolgt, wie auch bei den vorangegangenen Versuchen, an drei Stellen unterschiedlichen Querschnitts im Gußteil. Zusätzlich wird ein weiteres Thermoelement im oberen Teil des Steigrohres, dicht unterhalb des Gußteils, angebracht. Durch diese Maßnahme kann der gerichtete Erstarrungsverlauf in Richtung der nachfließenden Schmelze

kontrolliert werden. Solange die Temperatur in diesem Bereich oberhalb der Erstarrungstemperaturen des Gußteils liegt, ist eine anhaltende aktive Speisung gewährleistet. Fällt die Temperatur in diesen Bereich unter die Solidustemperatur, ist der Speisungsvorgang seitens des Steigrohres und somit die gesamte Gußteilspeisung abgeschlossen. Bild 7.2.11 zeigt exemplarisch die Temperaturkurven der eingesetzten Thermoelemente für einen Gießversuch nach dem Niederdrucksandgußverfahren, sowie die Lage der Thermoelemente in der Gießform und im Steigrohr.

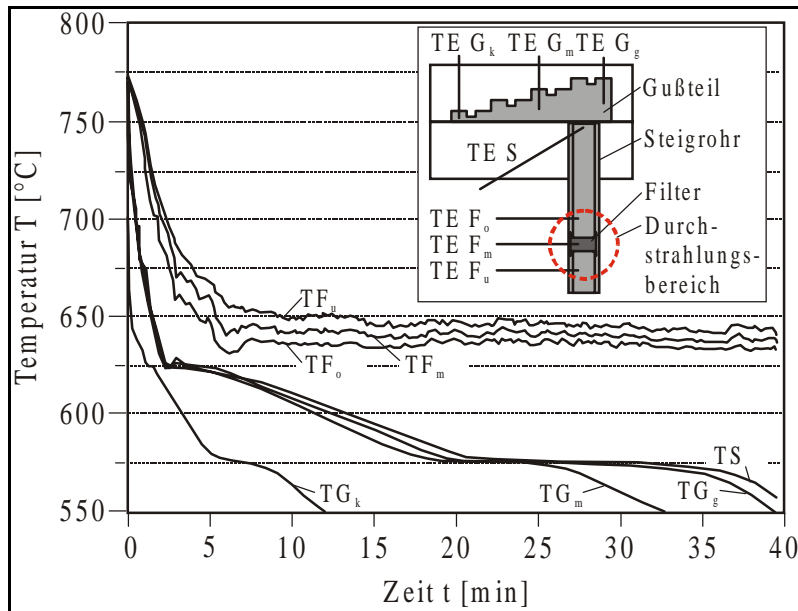


Bild 7.2.11: Temperaturverläufe im Gußteil, Filterbereich und Steigrohr eines Niederdrucksandgußprozesses

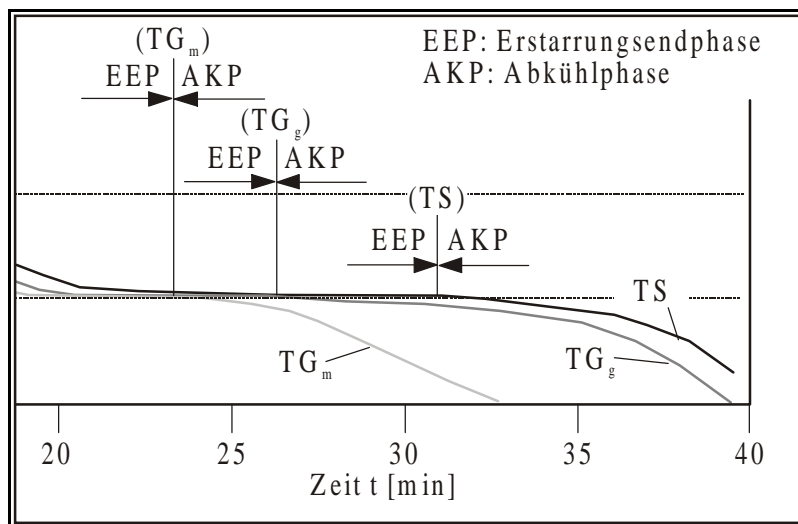


Bild 7.2.12: Temperaturverläufe zum Zeitpunkt der Erstarrungsend- und Abkühlphase im Gußteil und Speiser (vergrößerter Ausschnitt aus Bild 7.2.11)

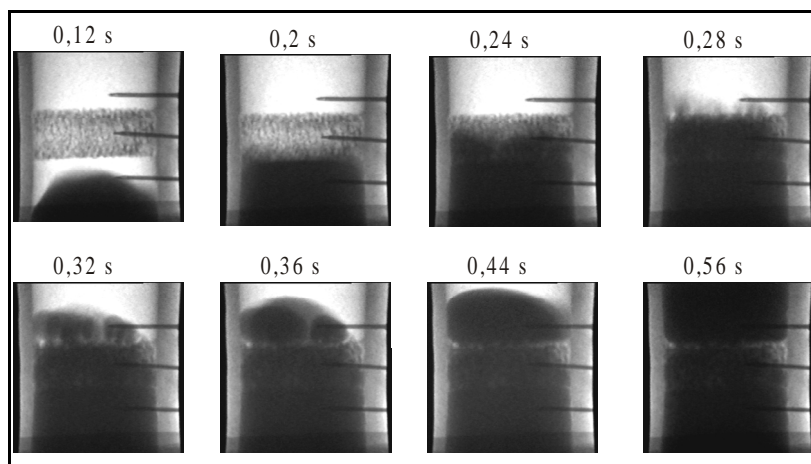
Die Temperaturanalyse ergibt, daß die Temperaturen im Bereich des Filters ( $TF_o$ ,  $TF_m$  und  $TF_u$ ) für den gesamten Erstarrungszeitraum oberhalb der Liquidustemperatur der Schmelze liegen und ein Nachfließen der Schmelze aus dem mit Niederdruck beaufschlagten Gießofen erfolgt. Das Temperaturniveau fällt dabei erwartungsgemäß in Richtung des Gußteils ab ( $TF_o < TF_m < TF_u$ ). Die Temperatur im oberen Bereich des Steigrohres (TS) liegt während des gesamten Erstarrungsvorgangs oberhalb der Temperaturen im Gußteil ( $TG_k$ ,  $TG_m$  und  $TG_g$ ). Maßgeblich für einen störungsfreien Speisungsprozeß ist, wie schon erwähnt, daß die Temperatur im Steigrohr oberhalb der Temperaturen des Gußteils liegt. Ein vergrößerter Ausschnitt (Bild 7.2.12) aus dem Temperaturschaubild verdeutlicht diesen Sachverhalt. Bild 7.2.12 zeigt die Temperaturverläufe zum Zeitpunkt der Erstarrungsendphase des Gußteils. Das Temperaturgefälle, ausgehend von  $TS > TG_g > TG_m > TG_k$  während der Abkühlphase nach Ende der Erstarrung deutet auf eine einwandfreie gerichtete Erstarrung in Richtung des Steigrohres hin.

Die Temperaturanalyse ergibt, daß die Temperaturen im Bereich des Filters ( $TF_o$ ,  $TF_m$  und  $TF_u$ ) für den gesamten Erstarrungszeitraum oberhalb der Liquidustemperatur der Schmelze liegen und ein Nachfließen der Schmelze aus dem mit Niederdruck beaufschlagten Gießofen erfolgt. Das Temperaturniveau fällt dabei erwartungsgemäß in Richtung des Gußteils ab ( $TF_o < TF_m < TF_u$ ). Die Temperatur im oberen Bereich des Steigrohres (TS) liegt während des gesamten Erstarrungsvorgangs oberhalb der Temperaturen im Gußteil ( $TG_k$ ,  $TG_m$  und  $TG_g$ ). Maßgeblich für einen störungsfreien Speisungsprozeß ist, wie schon erwähnt, daß die Temperatur im Steigrohr oberhalb der Temperaturen des Gußteils liegt. Ein vergrößerter Ausschnitt (Bild 7.2.12) aus dem Temperaturschaubild verdeutlicht diesen Sachverhalt. Bild 7.2.12 zeigt die Temperaturverläufe zum Zeitpunkt der Erstarrungsendphase des Gußteils. Das Temperaturgefälle, ausgehend von  $TS > TG_g > TG_m > TG_k$  während der Abkühlphase nach Ende der Erstarrung deutet auf eine einwandfreie gerichtete Erstarrung in Richtung des Steigrohres hin.

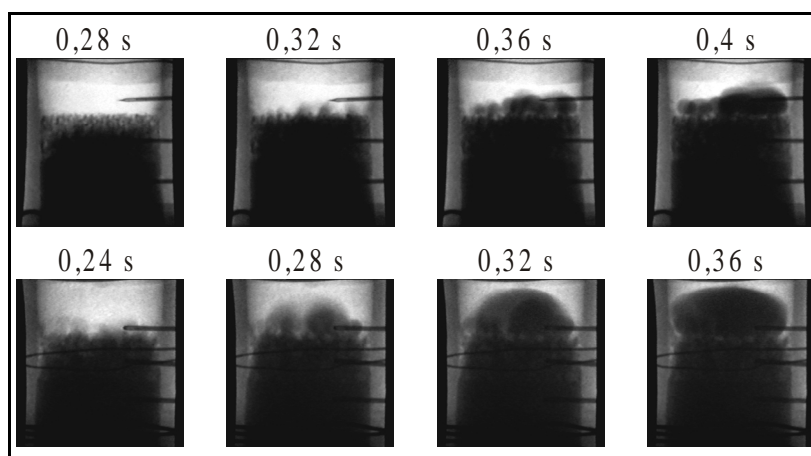
Die Erstarrung beginnt im kleinen Querschnittsbereich des Gußteils und schreitet über den mittleren Querschnittsbereich bis hin zum großen Querschnittsbereich fort. Sie endet in dem oberen Bereich des Steigrohres. Nach Abschluß der Erstarrung, die durch das Ende der Haltepunkte im Eutektikum gekennzeichnet ist, fallen die Temperaturen in obiger Reihenfolge ab und die Abkühlphasen der jeweiligen Bereiche beginnen. Das eine aktive Speisung des Gußteils auch in dem kritischen, großen Querschnittsbereich ermöglicht wird, zeigt der Temperaturverlauf von TS. Die Abkühlphase des Steigrohrbereichs erfolgt erst nach abgeschlossener Erstarrungsphase des großen Querschnittsbereichs im Gußteil. Die über den gesamten Erstarrungsprozeß anhaltenden Temperaturschwankungen im Filterbereich des Steigrohres (siehe Bild 7.2.11, TF) weisen auf einen aktiven Speisungsprozeß, d.h. auf ein ständiges Nachfließen heißer Schmelzeströme hin.

#### On-line Mikrofokusradioskopie

Die on-line Mikrofokusradioskopie ermöglicht eine zeitaufgelöste Betrachtung der Strömungsverhältnisse der Schmelze im Filterbereich. Bild 7.2.13 zeigt exemplarisch eine Prozeßfolge des Einfüllvorgangs beim Durchströmen des Filters durch die Schmelze.



*Bild 7.2.13: Radioskopieaufnahmen des Einfüllvorgangs der Schmelze im Filterbereich des Steigrohres*



*Bild 7.2.14: Radioskopieaufnahmen des Austrittsverhaltens der Schmelze bei feinporigem (oben) und grobporigem (unten) Filter im Vergleich*

Bei konstantem Schmelzedruck und konstanter Schmelztemperatur bestimmt das Filter bzw. die Porosität des Filters den entstehenden Schmelzeflußstau, der entsteht, sobald die Schmelze das Filter erreicht. Von Interesse ist dabei, inwieweit der Schmelzefluß durch die unterschiedlichen Filtertypen beruhigt werden kann und trotz der Aufwendung von Druck ein turbulenzarmes Einfließen in die Gießform gewährleistet wird. Die Wirkung eines feinporigen Filters im Vergleich zu einem grobporigen wird in den folgenden radioskopisch erfaßten Bildsequenzen deutlich.

Bild 7.2.14 zeigt das Austrittsverhalten der Schmelze nach Durchströmen des Filters. Das feinporige Filter (obere Bildsequenz) sorgt für ein beruhigtes Austreten der Schmelze aus dem Filterbereich und führt zu einem langsamen Aufbau der Schmelzefront. Bei dem grobporigen Filter läuft dieser Prozeß wesentlich schneller ab, was zu einem zunehmend turbulenten Eintrittsverhalten der Schmelze in die Gießform und damit zu unerwünschten Verwirbelungen führt. Gegenüber den Drahtfiltern ergab diese Analyse der Bilddaten, daß das grobporige Keramikschaumfilter bezüglich der Schmelzflußberuhigung vergleichbar schlechte Eigenschaften besitzt. Bild 7.2.15 zeigt eine Ergebnisübersicht der eingesetzten Filtertypen.

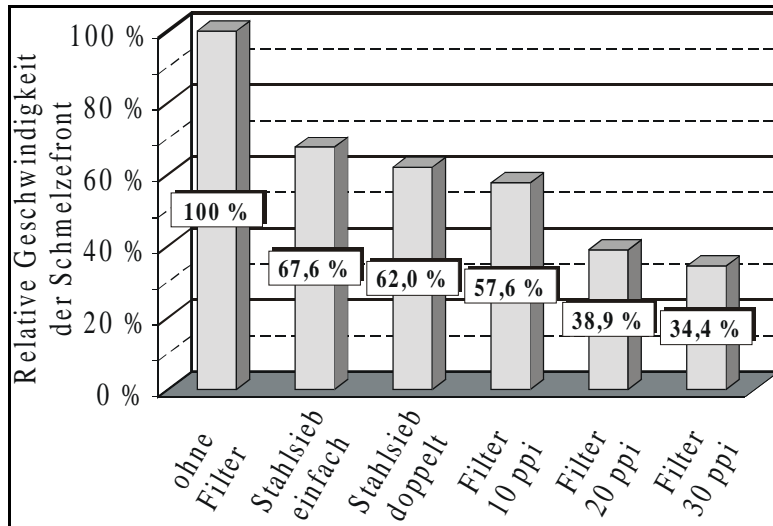


Bild 7.2.15: Geschwindigkeitsabnahme der Schmelzefront beim Durchströmen der Filter

Dargestellt ist die aus den Radioskopiedaten ermittelte relative Geschwindigkeit der Schmelzefront nach Durchströmen des Filters. Als Bezugsgröße diente die Durchströmgeschwindigkeit der Schmelzefront ohne Filtereinsatz. Das Ergebnis zeigt, daß sowohl das mittelporige Filter als auch das feinporige Filter beste Eigenschaften aufweisen. Diese führen zu einem Geschwindigkeitsverlust der Schmelzefront auf 38,9 bzw. 34,4 %. Die Zunahme des Geschwindigkeitsverlustes der Schmelzefront ist gleichzusetzen mit einer Abnahme von Turbulenzen beim Einströmen der Schmelze in die Gießform.

#### Off-line Mikrofokusradioskopie

Die Ergebnisse der Durchstrahlung des kritischen Gußteilbereiches mittels off-line Mikrofokusradioskopie weisen für alle Niederdruckgußversuche makrolunkerfreie Gußteile auf. Bild 7.2.16 zeigt einen Vergleich der Gießversuche nach dem Schwerkraftsandguß- mit dem Niederdrucksandgußverfahren.

Hierbei wird deutlich, daß sich der im großen Querschnitt der Schwerkraftgußteile unvermeidliche Makrolunker bei den Niederdruckgußteilen nicht mehr ausprägt und somit eine Qualitätsverbesserung erreicht wird. Eine Vergrößerung des Bildausschnittes verdeutlicht jedoch, daß Mikrolunkerungen bzw. Porenbildungen in den Gußteilen vorhanden sind. Die Porenbildung läßt sich auf eine Gasaufnahme der Schmelze zurückführen und ist bei den Schwerkraftgußteilen aufgrund der Ausbildung eines Makrolunkers geringer ausgeprägt.

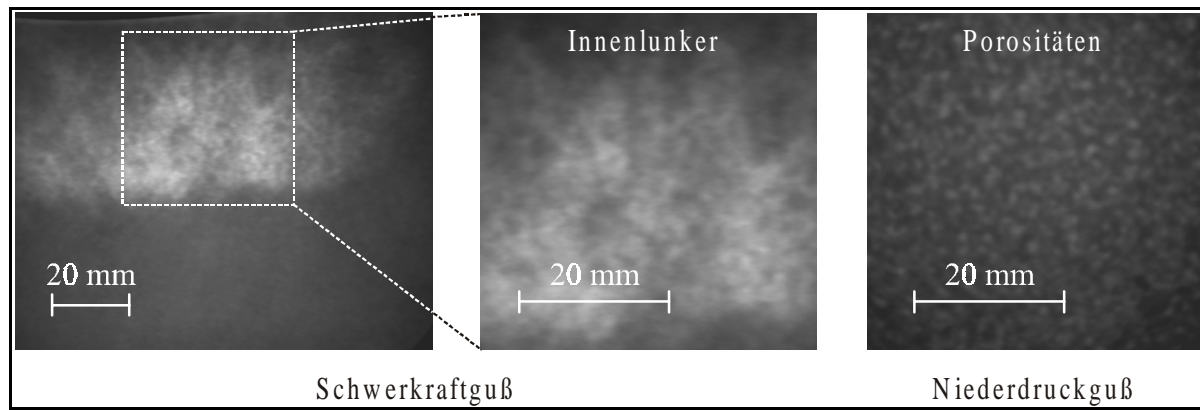


Bild 7.2.16: Radioskopieaufnahmen zur Lunkerbildung beim Schwerkraft- im Vergleich zum Niederdrucksandgußverfahren

Die durchgeführten Untersuchungen in dieser Versuchsreihe führen zu dem Ergebnis, daß eine aktive Speisung des Gußteils effektiv die Lunkerbildung im Gußteil vermindert. Die Radioskopie zeigt das Vorhandensein eines hohen Speisungsvermögens im Gußteils, was durch die Ergebnisse der Temperaturmessungen bestätigt werden konnte. Die on-line Mikrofokusradioskopie zeigt, daß der Schmelzedurchfluß durch geeignete Keramikschaumfilter in dem Maße reduziert werden kann, daß ein turbulenzarmes Einströmen der Schmelze in die Gießform gewährleistet wird.

#### 7.2.4 Fazit zum Aluminiumsandguß

Die Durchführung der Untersuchungen zur Prozeßoptimierung von Aluminium-Sandgußverfahren haben gezeigt, daß das Potential dieses Gießverfahrens bei weitem nicht ausgeschöpft ist. Die Entwicklungsschritte zeigen, daß sowohl neuartige Filterspeiser, mit ihren guten wärmeisolierenden Eigenschaften, als auch chemisch unterstützte Speisungsprozesse eingesetzt werden können, um den Aluminiumsandguß qualitativ zu verbessern. In Verbindung mit einem Niederdruckgußverfahren und der damit verbundenen aktiven Speisung können deutliche Verbesserungen hinsichtlich der Gußteilqualität erreicht werden. Das Zusammenführen der einzelnen Entwicklungsschritte wird Ziel weiterer Untersuchungen zur Prozeßoptimierung sein. Insbesondere der Einsatz chemischer Speiser kann bei fortgeschrittener Entwicklung zur Speisungsunterstützung schwieriger Gußteilbereiche eingesetzt werden. Die Tauglichkeit des Verfahrensprinzip konnte in diesen Versuchen bestätigt werden. Im Bereich des Niederdrucksandgusses kann eine Verfahrensverbesserung beispielsweise durch Einsatz von Rückschlagventilen oder Schiebern erzielt werden, um einen Großserienguß produktiv und wirtschaftlich zu ermöglichen. Durch Einsatz von Ventilen oder Schiebern kann die Gießform unter Aufrechterhaltung eines Überdrucks vom Steigrohr getrennt und das Gußteil bis zur Erstarrung aktiv gespeist werden. Weitere Entwicklungsschritte bezüglich Entgasung und Reinigung der Schmelze, Veredelung und Trockencoating der Formstoffe sind geplant und werden Gegenstand zukünftiger Untersuchungen sein.

### 7.3 Räumliche Verfolgung von Hartstoffpartikeln beim Laserstrahldispersieren

In den folgenden Darstellungen werden die Untersuchungen zur räumlichen Verfolgung von Hartstoffpartikeln beim Laserstrahldispersieren unter Einsatz von Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie beschrieben. Dazu wird das zur Analyse dynamischer Vorgänge beim Aluminiumkokillenguß entwickelte Mikrofokusradioskopiesystem mittels einer Hochgeschwindigkeitskamera dahingehend modifiziert, kleinste hochdynamische Vorgänge erstmals sichtbar und analysierbar zu machen, die über die Anwendungsgrenzen konventioneller Mikrofokusradioskopie hinausgehen. Vergleichbare Prüfmethode werden bislang lediglich in Fertigungsbereichen des Laserstrahlschweißens und –beschichtens [83, 84, 85, 86] eingesetzt.

Die Untersuchungen dienen zum einen dazu, den Prozeß des Laserstrahldispersierens transparent darzustellen, d.h. die hochdynamischen Vorgänge, die beim Transport von Hartstoffpartikel im Schmelzbad ablaufen, zeitlich aufgelöst und durch Detaildirektvergrößerung dem Betrachter sichtbar zu machen, womit Rückschlüsse zur Prozeßoptimierung in Abhängigkeit der Prozeßparameter ermöglicht werden. Zum anderen sollen durch Analyse der radioskopisch erfaßten Transportprozesse im Schmelzbad vorhandene mathematische Modellrechnungen bezüglich Schmelzbadbewegungen, die sich beim Aufschmelzen metallischer Oberflächen mittels Laserstrahlung einstellen, verifiziert bzw. die Ergebnisse dieser Untersuchungen einem Vergleich zu existierenden Modellansätzen unterzogen werden.

Die Untersuchungen erfolgen in enger Zusammenarbeit mit dem Laser Zentrum Hannover (LZH), das maßgeblich an der Durchführung dieser Untersuchungen durch den Einsatz von Laserstrahl-Systemen und bei der Auswertung der umfangreichen Bildsequenzen durch Bildpunktverfolgungsanalysen beteiligt ist.

#### 7.3.1 Festlegung der maximalen Aufnahmefrequenz

Zunächst wurde analysiert, wie die Anwendungsgrenzen einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme von Mikrofokusradioskopiebildern einzustufen sind. Die Abbildungsqualität der hoch dynamischen Vorgänge wird bestimmt durch Intensitätsunterschiede bei der Aussendung von Licht in der Phosphorschicht des Ausgangsbildschirms vom Bildwandler, da diese, sowohl gegenüber den verwendeten CsI-Kristallen des Eingangsbildschirms als auch gegenüber den CCD-Bausteinen der Kamera, bei der Signalwandlung ein trägeres Verhalten aufweisen und somit das aus physikalischer Sicht leistungsbegrenzende Glied in der Kette der Versuchstandskomponenten darstellen. Durch das Ansprech- und Abklingverhalten des Phosphors sind physikalische Grenzen für eine Bewegungsabbildung gegeben. Es existiert somit eine maximale Aufnahmefrequenz, ab der der Informationsgehalt der Aufnahmen verfälscht wird. Die Ansprechzeiten für den Phosphor werden vom Hersteller mit 50% Intensitätszunahme in einer Zeit von 1 ms und 80% in einer Zeit von 10 ms nach Beginn der Strahlenexposition angegeben. Das Abklingverhalten besitzt ein exponentielles Verhalten über der Zeit. Die Abklingzeit für die Intensitätsabnahme um 70% liegt laut Hersteller bei 1ms, die für eine



Intensitätsabnahme um 90% bei 3ms. Nach [68] gelten diese Werte für eine Strahlendosisleistung von  $5 \text{ mR/s} = 5 \cdot 2,58 \cdot 10^{-3} \text{ mGy/s} = 12,9 \cdot 10^{-3} \text{ mGy/s}$  [3]. Die bei den Untersuchungen erreichten Strahlendosisleistungen werden, je nach Absorptionsmaterial (Probenmaterial), mit einem Dosisleistungsmesser auf  $7,74 \cdot 10^{-3}$  bis  $14,19 \cdot 10^{-3} \text{ mGy/s}$  beziffert. Die oben angegebenen Werte können somit für diese Anwendungen in guter Näherung angewendet werden. Nach Interpolation der vom Hersteller gelieferten Werte ergeben sich die in Bild 7.3.1 dargestellten Kurven für die Ansprech- und Abklingzeiten des Phosphors bei einer mittleren Strahlenexposition von  $12,9 \cdot 10^{-3} \text{ mGy/s}$ .

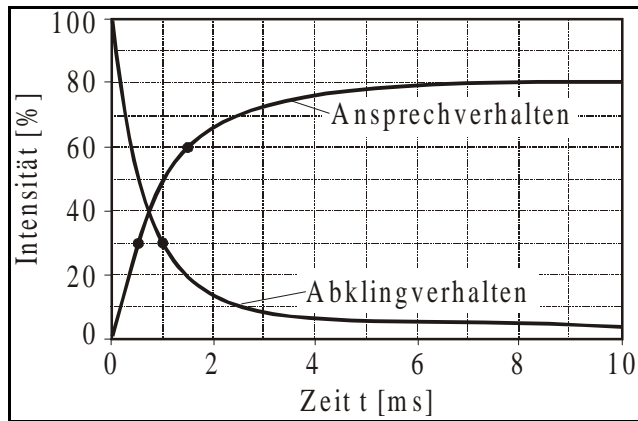


Bild 7.3.1: Abkling- und Ansprechverhalten des Phosphors (P20) im Ausgangsbildschirm

Das Zusammenspiel von Ansprech- und Abklingzeiten des Phosphors hinsichtlich der Abbildung schneller Bewegungen wirkt sich insbesondere im Kontrast des Bildes aus. Als Grenzwert für ein noch gut auswertbares Bild haben sich Intensitätsunterschiede im Bereich von ca. 25% - 30%, mit der hier benötigten mittleren Strahlendosisleistung von ca.  $11 \cdot 10^{-3} \text{ mGy/s}$ , aus Voruntersuchungen ergeben. Geringere Intensitätsunterschiede lassen keine

zuverlässige Bahnverfolgung der Partikel bei den von der Strahlendosis abhängigen Bildqualitäten (relativ hohes Signalrauschen) zu. Für Partikelgeschwindigkeiten im Bereich von 1 Bildpunkt/ms würden sich Intensitätsunterschiede von 70% für die abklingenden und ca. 30% für die ansprechenden Bildpunkte ergeben (Abklingzeit: Intensitätsabnahme von 100% auf 30% in einer Millisekunde; Ansprechzeit: Intensitätszunahme von 30% auf 60% in einer Millisekunde; siehe Kurven in Bild 7.3.1). Man bewegt sich also hier schon im Grenzbereich der Abbildungsmöglichkeiten. Lägen die Partikelgeschwindigkeiten höher, würden die Intensitätsunterschiede zwischen den Bildpunkten und damit auch der Kontrast des Bildes zu gering werden, so daß sie die Schwelle überschritten, bis zu der die Bildinhalte detailliert erkennbar sind. Aus diesen Zusammenhängen geht hervor, daß Bildabtastraten bis maximal 1000 Hz den Anwendungsbereich des Abbildungssystems beschreiben. Partikelbewegungen mit Geschwindigkeiten bis zu 1 Bildpunkt/ms können detektiert werden, Partikelbewegungen mit höheren Geschwindigkeiten lassen aufgrund der zunehmenden Kontrastverluste keine zuverlässige Analyse der Bilddaten zu. Des weiteren sei darauf hingewiesen, daß mit zunehmender Aufnahme Frequenz die Helligkeit der Abbildung aufgrund kürzerer Verschlusszeiten abnimmt und auch hier der Grenzwert für eine auswertbare Abbildung mit der vorhandenen Objektivtechnik bei ca. 1000Hz liegt. Vorversuche zu diesen Untersuchungen haben ergeben [66], daß Aufnahme Frequenzen im Bereich von 500 und 750 Hz zur Prozeßverfolgung mit den hier eingesetzten Laserleistungen ausreichen.

### 7.3.2 Kombination Substratwerkstoff-Hartstoffpartikel

Um einen möglichst großen Kontrast zwischen Substratwerkstoff und den zu untersuchenden Hartstoffpartikeln im Durchstrahlungsbild zu erhalten, sind Werkstoffe mit möglichst unterschiedlichen linearen Schwächungskoeffizienten  $\mu$  einzusetzen. Im Rahmen dieser Arbeit werden Untersuchungen zum Laserstrahldispersieren mit Hartstoffpartikeln aus Wolframschmelzcarbid (WSC) und Substratwerkstoffen aus der Titanlegierung TiAl6V4 und Baustahl S 235 JR dargestellt. Das beim Laserstrahldispersieren eingesetzte Niobcarbid (NbC) kann aufgrund zu geringer Unterschiede der linearen Schwächungskoeffizienten  $\mu$  in den Durchstrahlungsbildern nicht ausreichend kontrastreich dargestellt werden. WSC steht in Kornfraktionen von 106 bis 150  $\mu\text{m}$  und 150 bis 212  $\mu\text{m}$  zur Verfügung. Die größere Fraktion wies zwar in bezug auf die Detektierbarkeit bessere Eigenschaften auf, die Transporteigenschaft im Schmelzbad erwies sich jedoch als schlechter. Aus diesen und den oben genannten Gründen wurden WSC-Partikel in einer Kornfraktion von 106 bis 150  $\mu\text{m}$  als Hartstoffpartikel eingesetzt. Der Substratwerkstoff TiAl6V4 ist durch ein vorteilhaftes Verhältnis von Festigkeit zu Dichte gekennzeichnet und findet im Bereich der Luft- und Raumfahrttechnik Verwendung. Der Einsatz von Baustahl beim Laserstrahldispersieren ist sowohl aus verfahrenstechnischen als auch aus wirtschaftlichen Gründen interessant. In der nachfolgenden Tabelle sind die für die Untersuchungen relevanten linearen Schwächungskoeffizienten  $\mu$  aufgeführt (Tabelle 7.3.1).

	W	Ti	Fe
Linearer Schwächungskoeffizient $\mu$ bei 100 keV [1/cm]	67	1,35	2,66

Tabelle 7.3.1: Lineare Schwächungskoeffizienten nach [82]

Aus der Tabelle geht hervor, daß der lineare Schwächungskoeffizienten  $\mu$  für Wolfram um ein vielfaches höher liegt als der der Substratwerkstoffbasis Ti und Fe, was für gute Kontrastraten in den Durchstrahlungsbildern notwendig ist. Der Unterschied mag auf den ersten Blick sehr groß aussehen, berücksichtigt man jedoch den Durchstrahlungsweg  $x$ , der zur Schwächung der Röntgenstrahlung führt, und setzt diesen mit  $\mu$  in Gleichung 3.1.1 ein, ergeben sich nur geringe Unterschiede bezüglich der Strahlungsschwächung  $I_1 / I_0$ . Unter der Annahme, daß Streustrahlung vernachlässigt werden kann, d.h. der Dosisaufbaufaktor  $D = 1$  ist, ergibt sich :  $I_1 / I_0 = e^{-\mu x}$ . Daraus folgt:

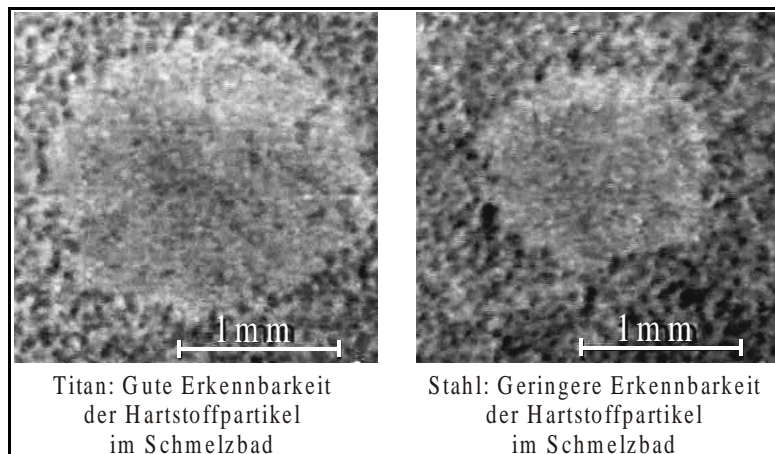
Strahlungsschwächung [%] durch WSC ( $x = 120 \mu\text{m}$ ): 56 %

Strahlungsschwächung [%] durch Fe ( $x = 2,5 \text{ mm}$ ): 49 %

Strahlungsschwächung [%] durch Ti ( $x = 2,5 \text{ mm}$ ): 29 %

Strahlungsschwächung [%] durch Nb ( $x = 120 \mu\text{m}$ ): 9 %





*Bild 7.3.2: Durchstrahlungsaufnahmen des Schmelzbades bei Titan- und Stahlsubstrat*

Für den Hartstoff NbC, mit einem  $\mu$  von ca. 8 und einer Partikelgröße von 120  $\mu\text{m}$ , ergibt sich eine Strahlungsschwächung von weniger als 10 %. Hieraus resultieren geringe Kontrastraten bei der Abbildung von NbC-Partikeln, was dazu führt, daß NbC-Partikel bei diesen Untersuchungen nicht eingesetzt werden. Die Intensitätsunterschiede in den

Durchstrahlungsbildern mit WSC und Fe ergeben sich aus den oben ermittelten Prozentsätzen zu ca. 28,5 % (51 % Restintensität durch Fe, zusätzliche Schwächung der Restintensität um 56 % durch WSC) und liegen dabei im Grenzbereich für eine auswertbare Bildqualität unter Verwendung der Mikrofokus-Hochgeschwindigkeitsradioskopie. Bei der Kombination WSC und Ti liegen die Intensitätsunterschiede bei ca. 40 %. Bild 7.3.2 zeigt einen Vergleich der beiden Werkstoffkombinationen in Form von Durchstrahlungsbildern.

### **7.3.3 Zielkonflikt: Geometrische Unschärfe, Vergrößerung und Helligkeit**

Um eine auswertbare Abbildung der Hartstoffpartikel zu realisieren, d.h. brauchbare Helligkeits- und Kontrastwerte zu erzielen, ist ein Minimum an Intensität der Röntgenstrahlung bei der Durchstrahlung des Substratwerkstoffes notwendig. Mit zunehmender Strahlleistung steigen aber auch das Signalrauschen und die Größe des sich einstellenden Fokusbereichs an. Andererseits ist es erstrebenswert, eine möglichst hohe Detailvergrößerung der Prozesse zu erzielen. Damit verbunden ist wiederum eine Zunahme der geometrischen Unschärfe. Wie aus den Zusammenhängen in 3.1 mit den Gleichungen 3.1.5 bis 3.1.8 hervorgeht, kommt es zu einem Zielkonflikt zwischen möglichst kleiner geometrischer Unschärfe  $U_g$  und der Vergrößerung  $M$  bei ausreichender Helligkeit der Abbildung. Zusammenfassend lassen sich diese Zusammenhänge wie folgt beschreiben:

- die Abbildungsqualität sinkt mit Zunahme der geometrischen Unschärfe und Abnahme der Helligkeit
- die Helligkeit nimmt quadratisch mit dem Abstand  $b$  von der Strahlenquelle ab
- die geometrische Unschärfe nimmt proportional zum Fokusbereich  $F$  zu
- der Fokusbereich nimmt linear mit steigender Strahlleistung zu.

Für die hier durchgeführten Untersuchungen ist eine Strahlenleistung von ca. 13 W (65 keV; 0,2 mA) notwendig, mit der eine ausreichend hohe Bildqualität erreicht werden kann. Der daraus resultierende optimale Fokusbilddurchmesser ergibt sich nach [18] zu ca. 13  $\mu\text{m}$ . Nach der in Bild 6.4.2 schematisch dargestellten Versuchsanordnung ergeben sich für den Abstand  $b$  (Strahlenquelle-Objekt) 25 mm, für den Abstand  $a$  (Objekt-Bildnachweisebene) 775 mm.

Nach Gleichung 3.1.5 und 3.1.7 ergeben sich für die geometrische Unschärfe  $U_g$  ein Wert von 416  $\mu\text{m}$  auf der Bildnachweisebene und ein Vergrößerungsfaktor  $M$  von 32. Mit einer durchschnittlichen Größe der Hartstoffpartikel von ca. 128  $\mu\text{m}$  ergeben sich Abbildungen der Hartstoffpartikel auf der Bildnachweisebene von ca. 4096  $\mu\text{m}$  Größe mit einer geometrischen Unschärfe im Grauwertprofil von ca. 10 %.

### 7.3.4 Einfluß relevanter Prozeßparameter auf Partikelbewegungen

Für die Untersuchungen zum Laserstrahldispersieren sind unter Variation des eingesetzten Substratwerkstoffes die Einflüsse der Prozeßparameter, Laserstrahlleistung, Vorschubgeschwindigkeit, Laserstrahlwirkdurchmesser und Partikelbelegungsichte auf die Ausbildung des Schmelzbades und Schmelzbadströmungen sowie auf die sich einstellenden Bewegungsabläufe der Hartstoffpartikel von Interesse. Des weiteren wird zwischen stationären und bahn- bzw. flächenförmigen Dispersieruntersuchungen unterschieden. Die Untersuchungen finden ausschließlich in zweistufigen Dispersierprozessen statt, d.h. die Hartstoffpartikel werden mittels eines Bindemittels (säurefreies Fett) auf der Oberfläche des Substratwerkstoffes vordeponiert. Die Laserstrahlzeit wird auf 2,3 s konstant eingestellt. Über einen Triggerstartimpuls wird eine zeitsynchrone Aufnahme des Dispersierprozesses mit einer Bildfrequenz von

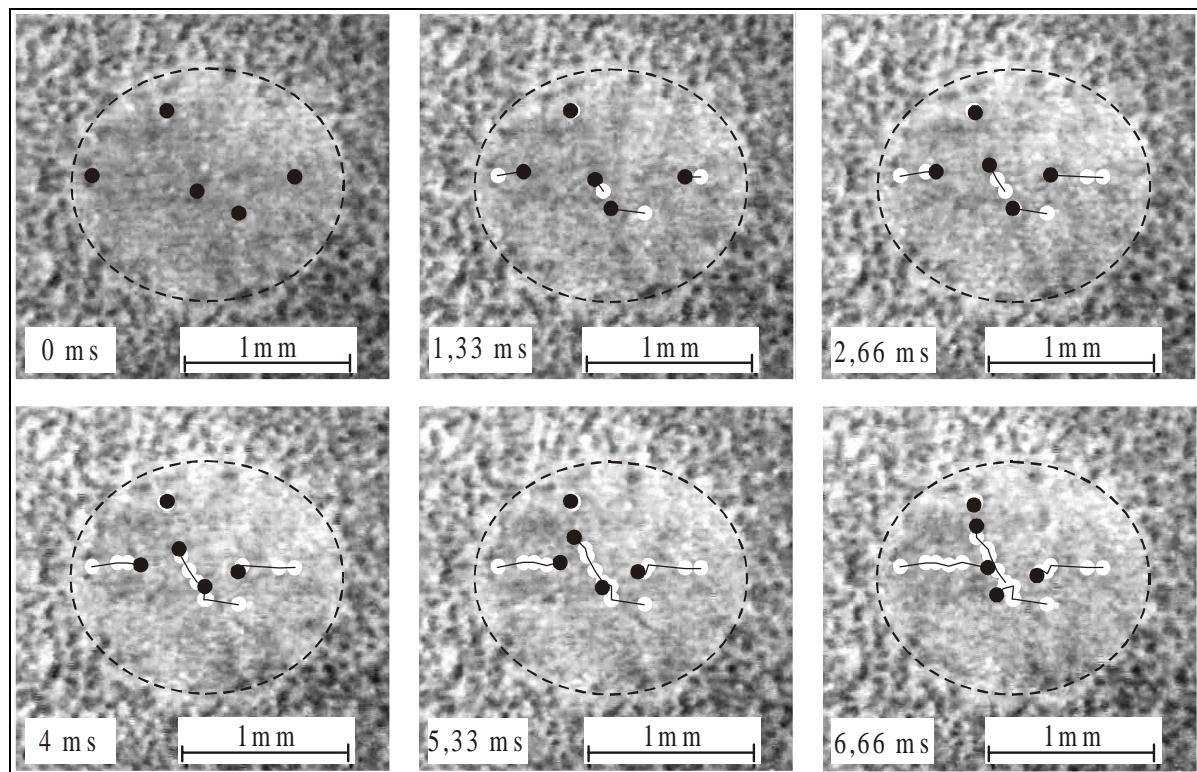
Laserstrahlleistung	[W]	400 und 600
Laserstrahlwirkdurchmesser	[mm]	1,5 und 3
Vorschubgeschwindigkeit	[mm/s]	0, 5, 10 und 15
Partikelbelegungsichte (PBD)	[%]	0 – 95
Substratwerkstoff		TiAl6V4 und S 235 JR

750Hz realisiert. Tabelle 7.3.2 zeigt eine Auflistung der im Laufe der Versuchsreihen variierten Parameter.

Tabelle 7.3.2: Prozeßparameter

#### Stationäre Dispersieruntersuchungen

Eine für die stationären (Vorschubgeschwindigkeit=0) Untersuchungen der Hartstoffbewegungen im Schmelzbad repräsentative, aufbereitete Bildfolge ausgewählter Durchstrahlungsaufnahmen mit einem Durchstrahlungswinkel von  $60^\circ$  bzw.  $0^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche ist in den Bildern 7.3.3 und 7.3.4 dargestellt.



*Bild 7.3.3: Aufbereitete Durchstrahlungssequenz stationärer Dispergieruntersuchungen mit Titansubstrat unter  $60^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche*

Mit dem Aufschmelzen der Substratoberfläche beginnt die elliptische Ausbildung des Schmelzbades (Bild 7.3.3). Die Übernahme der Hartstoffpartikel in die Flüssigphase geschieht spontan. Die Aufschmelzphase ist dadurch gekennzeichnet, daß mit zunehmender Strahldauer die Ausbildung des Schmelzbades in die Tiefe fortschreitet (vergl. Bild 7.3.4). Die Geschwindigkeit der Schmelzbadausbildung nimmt mit steigender Strahlleistung zu. In der Aufschmelzphase deutet sich der Einfluß der Gravitation (vergl. Bild 7.3.4) auf die Hartstoffpartikel ab. Aufgrund der höheren Dichte der Hartstoffe gegenüber der Substratschmelze zum einen, zum anderen aufgrund des Probenwinkels, ist eine erhöhte Anhäufung der Partikel im unteren Schmelzbadbereich vorhanden. Dies wird insbesondere durch Durchstrahlungsbilder unter einem Durchstrahlungswinkel von  $0^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche deutlich (Bild 7.3.4). Dort ist zu erkennen, daß sich die Partikel während des Aufschmelzintervalls auf dem Schmelzbadboden absetzen und noch nicht durch Schmelzbadströmungen transportiert werden. Bild 7.3.4 zeigt eine aufbereitete Bildsequenz, die die Durchstrahlungsaufnahmen für stationäre Untersuchungen mit einer Durchstrahlungsrichtung von  $0^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche repräsentiert.

Aus den in Bild 7.3.3 und 7.3.4 dargestellten Durchstrahlungssequenzen lassen sich nach einer Bildanalyse durch digitale Bildverarbeitung und Bildpunktverfolgung folgende Schlüsse bezüglich sich einstellender Schmelzbadströmungen bis zum Zeitpunkt der Schmelzbadestarrung ziehen:

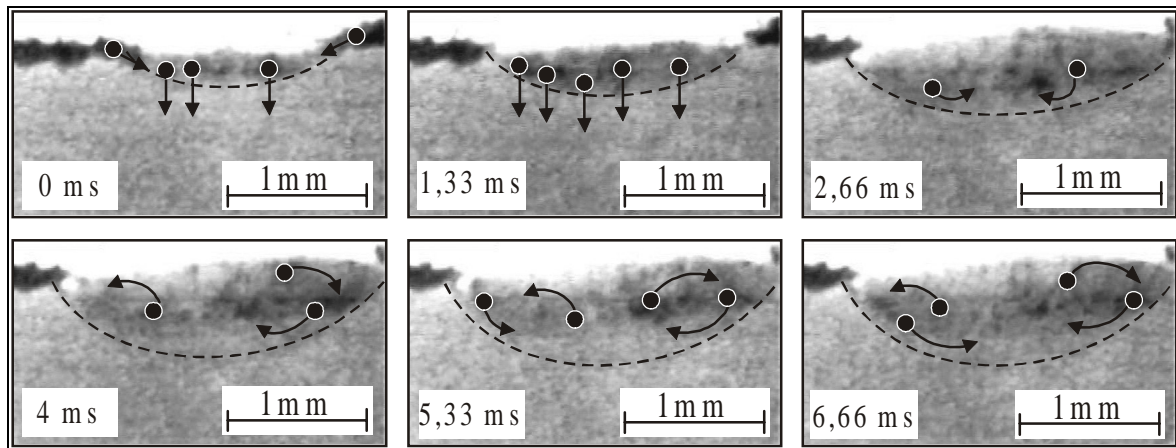


Bild 7.3.4: Aufbereitete Durchstrahlungssequenz stationärer Dispergieruntersuchungen mit Titansubstrat unter  $0^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche

- Mit zunehmender Strahleinwirkzeit sind ausgeprägte strömungsinduzierte Partikeltransportvorgänge zu verzeichnen. Die Strömungsbildung im Schmelzbad erfolgt vom Schmelzbadrand zum Zentrum hin, was durch eindeutige Bewegungen der Hartstoffpartikel gekennzeichnet ist. Der Einfluß der Strahlleistung ist dabei stark ausgeprägt. Eine Erhöhung der Strahlleistung verkürzt das Zeitintervall zum Erreichen der Strömungsbildung und führt zu einer deutlichen Zunahme der Schmelzbadynamik. Dies führt unter anderem dazu, daß der Einfluß der Gravitation bei Strahlleistungen von 600 W (bei 3 mm Strahlwirkdurchmesser) überwunden wird und sich nicht mehr auf die Verteilung der Hartstoffpartikel im Schmelzbad auswirkt. Bei einer Strahlleistung von 400 W reicht hingegen die Schmelzbadynamik nicht aus, um eine homogene Verteilung der Partikel zu erzielen.
- Die aus der Aufnahmefrequenz resultierenden Zeitabstände der Einzelbilder von 1,33 ms (Aufnahmefrequenz von 750 Hz) ermöglichen eine Bestimmung der Partikelgeschwindigkeiten im Schmelzbad durch Analyse des Transportweges der Partikel.
- Die Richtung der Partikelbewegungen lassen sich aus der Kombination von Durchstrahlungsaufnahmen in  $0^\circ$  und  $60^\circ$  Durchstrahlungswinkel realitätsnah rekonstruieren. Die Transportvorgänge der Hartstoffpartikel durch die Schmelzbadströmungen erfolgen vom Rand des Schmelzbades nahe am Schmelzbadboden zum Schmelzbadzentrum. Vor Erreichen des Zentrums erfolgt eine Richtungsänderung zur Schmelzbadoberfläche, an der die Partikel sich wieder in Richtung des Schmelzbadrandes bewegen. Die Ausdehnung dieser sich einstellenden oszillierenden Bewegungen zwischen Schmelzbadzentrum und –rand ist dabei unabhängig vom Substrat, nimmt jedoch mit steigender Strahleinwirkzeit ab. Im direkten Vergleich zwischen den Substraten S 235 JR und TiAl6V4 stellt sich heraus, daß die Richtung der oszillierenden Bewegungen entgegengesetzt ist. Eine ausführliche Deutung dieses Phänomens ist Kap. 7.3.5 zu entnehmen. Bild 7.3.5 zeigt schematisch die sich einstellenden Strömungsverhältnisse beim stationären Dispergierprozeß für Stahl (links) und Titan (rechts).

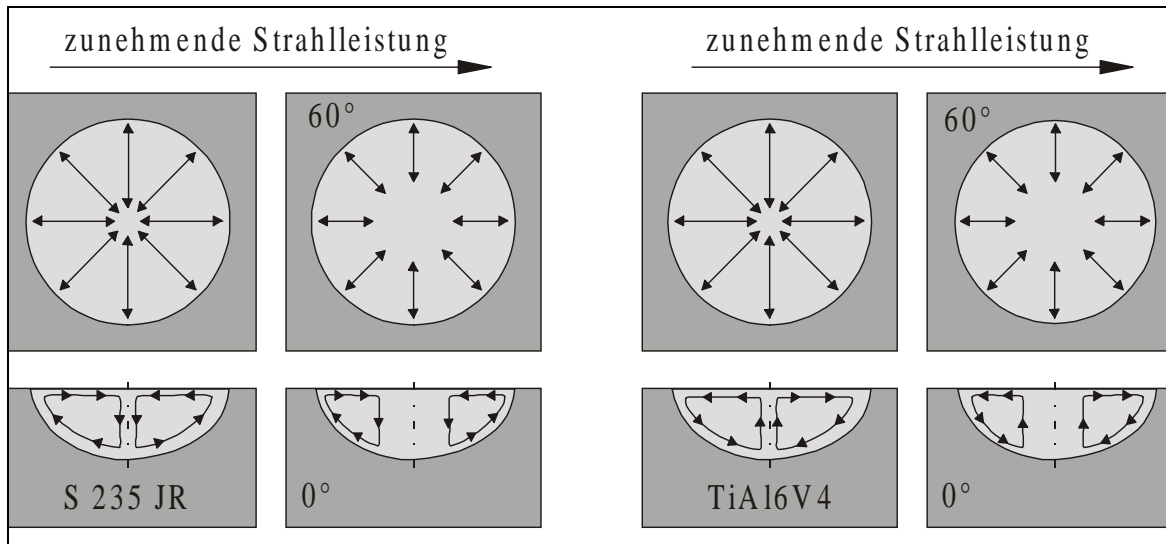


Bild 7.3.5: Schematischer Verlauf detektierter Transportprozesse für Stahl (links) und Titan (rechts)

- Mit zunehmender Wechselwirkungszeit ist eine Auflösung der Hartstoffpartikel zu beobachten. Dies macht sich, neben einer deutlichen Volumenabnahme der Partikel, durch eine Zunahme der Bewegungsgeschwindigkeit und insbesondere durch eine erhöhte Dichte des Schmelzbades bemerkbar (Durchstrahlungsbild im Bereich des Schmelzbadzentrum wird deutlich dunkler, da hier auch aufgrund der größeren Schmelzbadtiefe höhere Dichteänderungen auftreten). Ein Beispiel dazu zeigt Bild 7.3.6 mit jeweils einer Durchstrahlungsaufnahme des Dispergierprozesses anfangs und –endes.

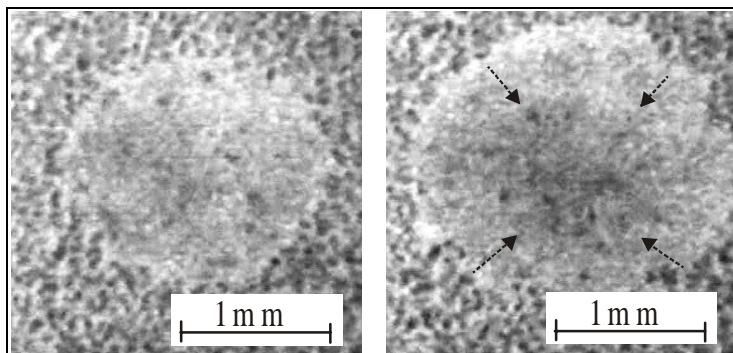


Bild 7.3.6: Durchstrahlungsaufnahme des stationären Dispergieranfangs (links) und –endes nach erfolgter Erstarrung (rechts)

der Erstarrungszone eingefroren werden. Dieser Effekt bewirkt zusätzlich eine Dichtezunahme des Schmelzbadzentrum bei Erstarrungsende (gekennzeichnet durch Pfeile in Bild 7.3.6 (rechts)).

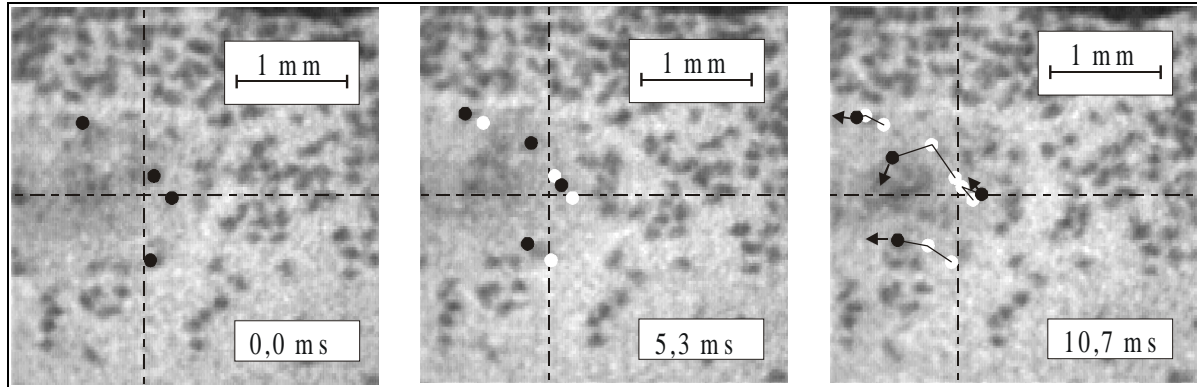
#### Bahn- und flächenförmige Dispergieruntersuchungen

Im Gegensatz zu den bisher stationären Dispergieruntersuchungen werden hier die Substrate mit definierten Vorschubgeschwindigkeiten von  $V = 5, 10$  und  $15$  mm/s verfahren. Die Ana-

- Während der Erstarrungsphase des Schmelzbades ist zu beobachten, daß sich auch die Partikel, die sich in oszillierenden Bewegungen am Schmelzbadrand befinden zum Badzentrum hin befördert werden. Die Erstarrungsfront setzt am Schmelzbadrand ein und befördert die Partikel für einen kurzen Zeitraum zum Schmelzbadzentrum hin, bevor diese in

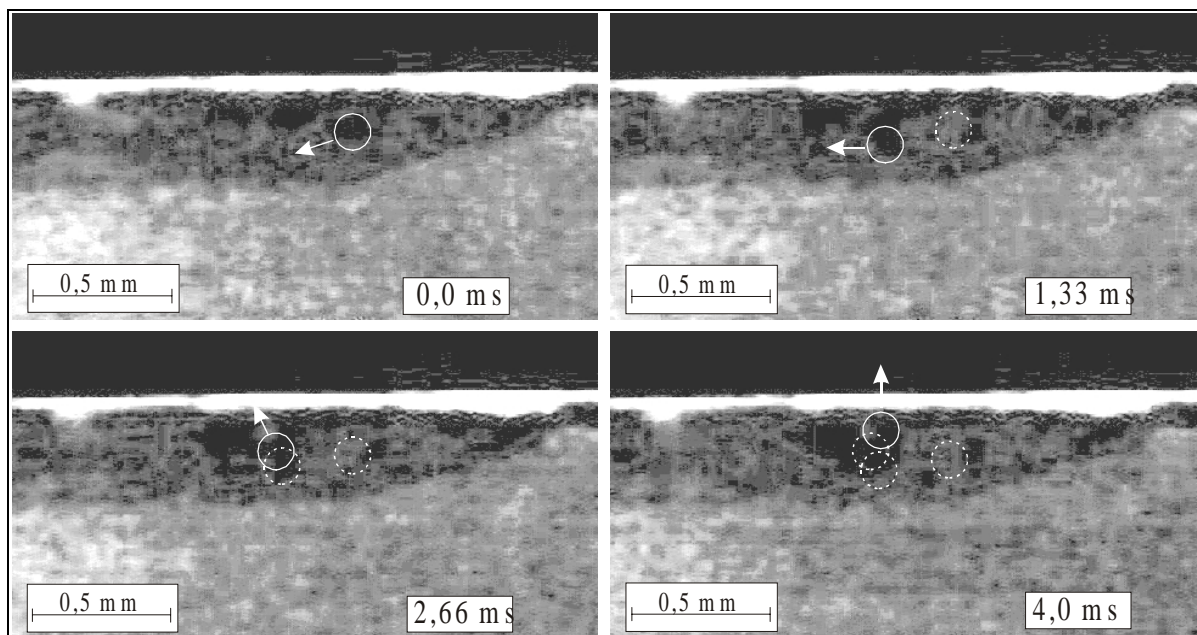


lyse der Hartstofftransportprozesse erfolgt wiederum in zwei Teilschritten an erfassten Durchstrahlungsaufnahmen unter Durchstrahlungswinkeln von  $0^\circ$  und  $60^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche. Bild 7.3.7 zeigt eine Bildsequenz dieser Versuchsreihen, die während eines bahnförmigen Dispergierversuchs unter  $60^\circ$ -Anordnung aufgenommen ist.



*Bild 7.3.7: Aufbereitete Durchstrahlungssequenz bahnförmiger Dispergieruntersuchungen mit Stahlsubstrat unter  $60^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche*

Die aus diesen Bildsequenzen resultierenden Informationen werden auch den Durchstrahlungssequenzen des Dispergierprozesses unter  $0^\circ$  Durchstrahlungswinkel zur Schmelzbadoberfläche gegenübergestellt und mit diesen analytisch kombiniert. Repräsentativ für die Durchstrahlungssequenzen unter  $0^\circ$ -Anordnung sind Abbildungen in Bild 7.3.8 dargestellt.



*Bild 7.3.8: Aufbereitete Durchstrahlungssequenz bahnförmiger Dispergieruntersuchungen mit Stahlsubstrat unter  $0^\circ$  zur Schmelzbadoberfläche*

Eine Analyse mit digitaler Bildverarbeitung und Bildpunktverfolgung aus den in Bild 7.3.7 und 7.3.8 dargestellten Durchstrahlungssequenzen ermöglicht auch hier eine realitätsnahe Rekonstruktion der Hartstoffpartikelbewegungen. Unter Variation der Vorschubgeschwindig-

keit können mit diesen Untersuchungen folgende Ergänzungen zu den Ergebnissen stationärer Dispergierversuche gemacht werden:

- Unter Einfluß einer Vorschubgeschwindigkeit bildet sich das Schmelzbad ellipsenförmig aus. Im Schmelzbad bilden sich verschiedene Wirbelbereiche, in denen die Hartstoffpartikel in unterschiedlicher Anzahl transportiert werden. Die Ausdehnung dieser Wirbelbereiche bzw. Strömungsbereiche erfolgt bei S 235 JR und TiAl6V4 in unterschiedlicher Weise. Bild 7.3.9 zeigt eine Gegenüberstellung der aus zahlreichen Durchstrahlungsaufnahmen analysierten Partikelbewegungsverläufe für die beiden eingesetzten Substrate. In dieser Darstellung sind zusammenfassend die Transportprozesse festgehalten, die sich reproduzierbar in den Versuchen bei Variation der Prozeßparameter einstellen. Die Transportprozesse lassen sich, entsprechend Bild 7.3.9, in fünf Bereiche (A bis E) einteilen, die in Vorschubrichtung unterschiedlich stark ausgedehnt sind.

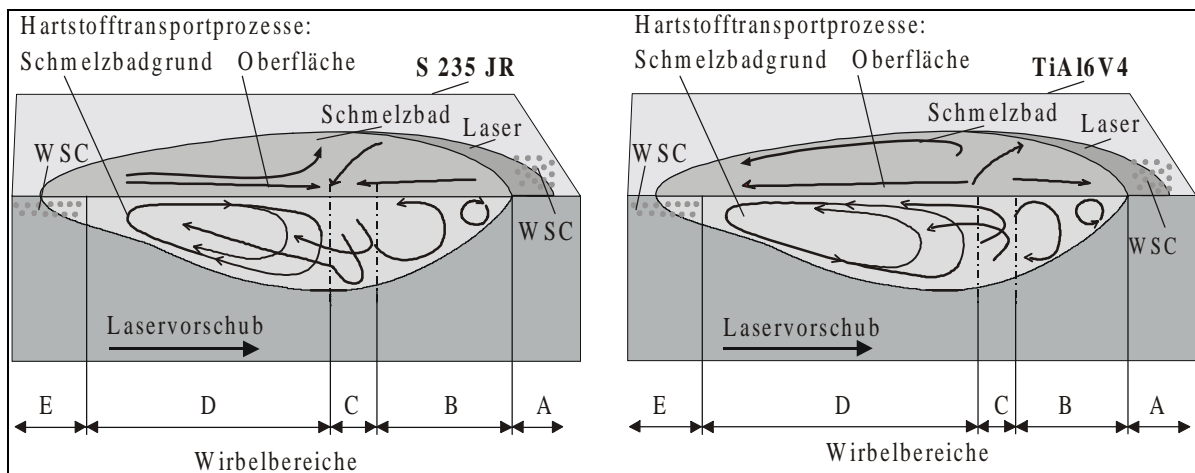


Bild 7.3.9: Gegenüberstellung detektierter Transportprozesse und Wirbelbereiche für Stahl- und Titansubstrat

Der Bereich A beschreibt den Transportprozeß mit der Vorschubgeschwindigkeit  $V$  der auf dem Substrat vordeponierten Partikel, bevor diese im Partikeleintrittsbereich B aufgenommen werden. Desweiteren bildet sich ein Übergangsbereich C aus, von dem aus die Partikel in die benachbarten Bereiche B und D, wechseln. Der sich abgrenzende Wirbelbereich D besitzt die größte Ausdehnung im Schmelzbad. Hier findet der Hauptanteil der Transportprozesse im Schmelzbad statt. Der daran angrenzende Bereich E beschreibt den erstarrenden Bereich des Schmelzbades, in dem der Abtransport der dispergierten Hartstoffpartikel aus der schmelzflüssigen Zone mit der Vorschubgeschwindigkeit  $V$  eingeleitet wird.

- Der Bereich D ist beim TiAl6V4 Substrat etwas größer ausgeprägt als beim S 235 JR, wobei die Bereiche B und C etwas geringere Ausdehnung besitzen. Im vorderen Wirbelbereich des Schmelzbades, dem Partikeleintrittsbereich B werden die Partikel in die Strömungen des Schmelzbades aufgenommen, bevor sie in den Übergangsbereich C wechseln. Die Transportvorgänge im Bereich B finden daher nur mit einer geringen Anzahl von Partikeln statt. Wie schon bei den stationären Versuchen festgestellt, bewegen sich die Partikel in den Wir-

belbereichen bei Einsatz von S 235 JR in entgegengesetzter Richtung zu denen beim Einsatz von TiAl6V4.

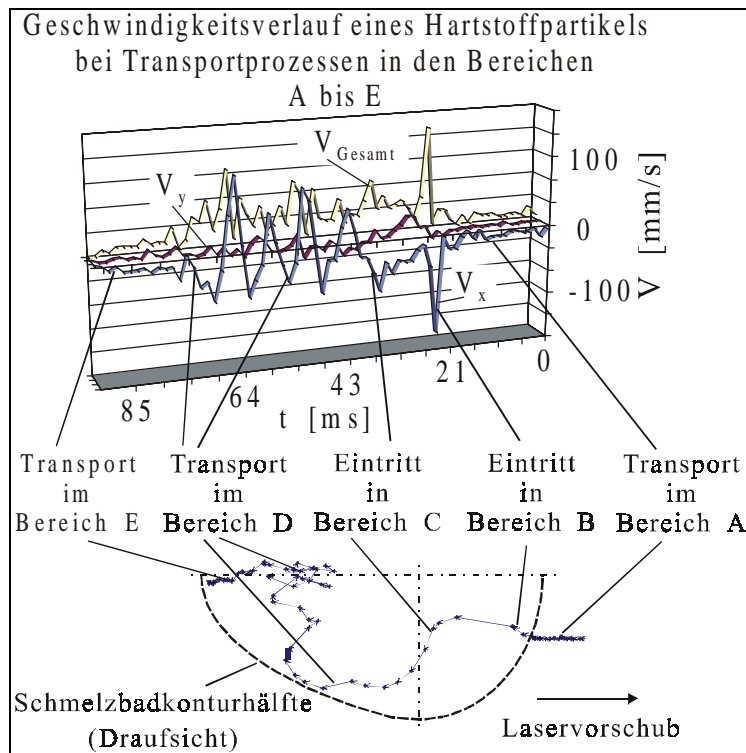


Bild 7.3.10: Analysierter Partikeltransport im Schmelzbad mit zugehörigem Geschwindigkeitsverlauf

C und D bis hin zur Ablagerung im erstarrten Schmelzbadbereich E beim Substratwerkstoff S 235 JR dar.

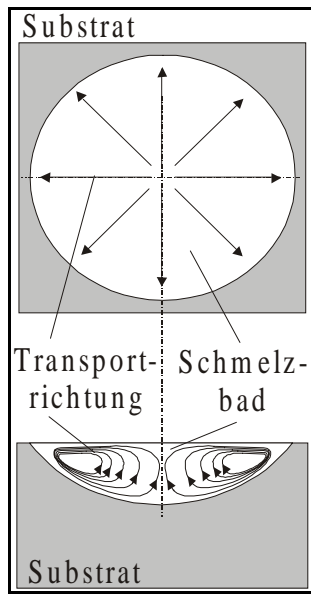
- Die Partikelbewegungsgeschwindigkeiten während der Transportprozesse stellen sich im allgemeinen derart dar, daß nach einer relativ hohen Eintrittsgeschwindigkeit in das Schmelzbad von ca. 150 mm/s die Transportgeschwindigkeiten der Partikel in Bereichen von 15 bis 90 mm/s auftreten. Im Gegensatz dazu können bei stationären Dispergierversuchungen Partikelgeschwindigkeiten bis zu 500 mm/s ermittelt werden. Bild 7.3.10 stellt den Geschwindigkeitsverlauf eines deponierten Partikels (Bereich A) bei Schmelzbadetritt (Bereich B) und Durchlaufen der Bereiche

### 7.3.5 Vergleich der Versuchsergebnisse mit existierenden Modellansätzen

Die Strömungsvorgänge werden als Marangoni-Konvektion bezeichnet und werden bislang ausschließlich auf dem Wege der numerischen Simulation bestimmt [60, 66]. Strömungen werden durch Änderungen der Oberflächenspannung induziert. Mit zunehmender Temperatur nimmt die Oberflächenspannung der Schmelze ab. Da die höchsten Temperaturen aufgrund der vorgegebenen Laserstrahlwirkung (gaußförmige Intensitätsverteilung) im Schmelzbadzentrum zu erwarten sind [66], führt das Temperaturgefälle zu einem Oberflächenspannungsgradienten, aus dem die Entstehung einer Strömung im Schmelzbad resultiert. Die prinzipiellen Verläufe solcher Strömungen sind in Bild 7.3.11 skizziert.

Mit Hilfe eines Finite-Differenzen-Verfahrens wurden in [61] Konvektionsströmungen und Wärmeübergänge beim Anschmelzen einer Oberfläche mit einem Laser simuliert. Die Schmelzbadbewegungen entstehen auch hier durch wirkende Scherkräfte, induziert durch temperaturbedingte Oberflächenspannungsgradienten, wobei die maximalen Strömungsgeschwindigkeiten sich auf der Schmelzbadoberfläche einstellen. Die höchsten Oberflächenge-





*Bild 7.3.11: Ergebnisse von Strömungsvorgängen aus Simulationsrechnungen*

schwindigkeiten des Schmelzbades werden in den bisherigen Simulationen am Schmelzbadrand bestimmt, da dort auch der höchste Temperaturgradient zu verzeichnen ist. Die Simulationen gehen von einem positiven Temperaturgradienten aus, der zu einer zentrifugalen Strömungsrichtung an der Oberfläche des Schmelzbades führt (Bild 7.3.11).

Die bei diesen Untersuchungen experimentell ermittelten Ergebnisse können die oben aufgeführten Ergebnisse aus Simulationsrechnungen und mathematischen Rechenmodellen nur zum Teil verifizieren. Für den Substratwerkstoff TiAl6V4 stimmen die Ergebnisse sowohl für die sich ausbildenden Strömungsrichtungen und Ausbildungen von Wirbeln im stationären und dynamischen Dispergierprozeß als auch für die ermittelten Partikelgeschwindigkeiten überein. Die maximalen Geschwindigkeiten treten in jedem Fall am Schmelzbadrand zum Zeitpunkt des Partikeleintritts auf. Letzteres gilt auch für die Versuche mit S 235 JR. Nur weisen hier die Strömungsrichtungen senkrecht zur Schmelzbadoberfläche umgekehrte Vorzeichen auf und widerlegen

somit die vorangegangenen Simulationsergebnisse für Stahl. Ursache dafür sind vermutlich Änderungen der Oberflächenspannungsverteilung aufgrund von Legierungsbestandteilen, die bei den Simulationsrechnungen nicht berücksichtigt werden können. In einem S 235 JR Baustahl niederer Qualität treten vermehrt „Verunreinigungen“ durch Legierungsbestandteile, wie z.B. Phosphor auf, die zu geänderten Randbedingungen bei der Ausbildung von Oberflächenspannungen führen können.

## 8.0 Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit wurden radioskopische Untersuchungen mittels eines Mikrofokusradioskopiesystems und rechnergestützter Bildverarbeitung von Radioskopiedaten an verschiedenen praxisbezogenen Prozessen mit schmelzflüssigen Metallen durchgeführt. Dabei wurden, mit dem Ziel der Prozeßanalyse und -optimierung, in den Bereichen Gießen und Laserstrahldispersieren dynamische Vorgänge in schmelzflüssigen Werkstoffphasen radioskopisch erfaßt und analysiert. Die Ausarbeitungen umfassen des weiteren die Darstellung notwendiger Grundlagen zum Prozeßverständnis, einen aktuellen Informationsstand der untersuchten Fertigungsprozesse sowie die Entwicklung und den Einsatz von speziell an die Problemstellungen angepaßter Versuchsprüftechnik und Versuchstandskomponenten.

Im Bereich Aluminiumkokillenguß wurde am Beispiel einer Modellkokille der Erstarrungsprozeß des Gußteils in Grundlagenuntersuchungen hinsichtlich Erstarrungsverhalten und Entstehung von Gießfehlern radioskopisch on-line erfaßt und analysiert. Durch speziell angepaßte Bildverarbeitungsalgorithmen wurden Gießfehler durch Extraktion von Fehlermerkmalen ausgewertet und klassifiziert. Der Einsatz eines Mikrofokusradioskopiesystems in Verbindung mit digitaler Bildverarbeitung hat gezeigt, daß diese Methode sowohl als effektives Werkzeug zur Gießprozeßanalyse in bezug auf die Kokillen- und Gießprozeßauslegung angewandt werden kann als auch ein Potential zur Prozeßoptimierung schwer zugänglicher Prozesse besitzt. Der Hintergrund dabei ist, die on-line Mikrofokusradioskopie zur schnellen Detektion von entstehenden Gußteilfehlern, welche als Indikator für sich ändernde oder ungünstig gewählte Prozeßparameter anzusehen sind, zu nutzen und korrigierend einzugreifen, um eine Prozeßoptimierung zu erzielen. Der grundlagenorientierte Nutzen der on-line Mikrofokusradioskopie wird anhand eines direkten Vergleichs mit Prozeßsimulationen deutlich. Simulationsergebnisse können mittels on-line Mikrofokusradioskopie größtenteils verifiziert werden. Das Verfahren ist des weiteren in der Lage, nicht berücksichtigte Randbedingungen aufzudecken, die zu einer Optimierung der Prozeßsimulationsergebnisse notwendig sind. Mit Ausblick auf die Entwicklungen im Bereich der Computertechnologie können eingesetzte Bildverarbeitungsalgorithmen zukünftig schneller umgesetzt werden, womit Spielraum für umfangreichere, präzisiertere Operationen geschaffen wird.

Die Arbeiten im Bereich Aluminiumsandguß beschreiben Möglichkeiten zur Anwendung der für den Aluminiumkokillenguß in Grundlagenuntersuchungen entwickelten Prüfmethode auf praxisorientierte, industrielle Problemstellungen bei der Prozeßoptimierung von Gießprozessen. Bei diesen Untersuchungen steht im Vordergrund, durch prozeßintegrierte Radioskopie mit digitaler Bildverarbeitung und thermische Analyse das Speisungs- und Erstarrungsverhalten beim Aluminiumsandguß sowie den Prozeßfortschritt in einigen Entwicklungsstufen innerhalb des Entwicklungsprozesses eines modernen Sandgießverfahrens zu erfassen, zu analysieren und zu bewerten. Die hier behandelten Entwicklungsstufen beinhalten zum einen den Einsatz neu entwickelter Filterspeiser sowie chemisch unterstützte Speisungsvorgänge beim Aluminiumsandguß im Schwerkraftverfahren, zum anderen beinhalten sie den Einsatz

keramischer Filter bzw. von Niederdruckverfahren zur Realisierung turbulenzarmer Formfüllungen. Es wurden radioskopische Prozeßanalysen durchgeführt, die sowohl qualitativ als auch quantitativ Aussagen über das Speisungsverhalten verschiedener Filterspeiser und deren Auswirkungen auf die Gußteilqualität liefern. Der Vorgang der chemischen Speisung konnte mittels on-line Mikrofokusradioskopie erstmals erfaßt und analysiert werden, wobei die aus den resultierenden Ergebnissen gewonnenen Erkenntnisse entscheidend zu einer Prozeßoptimierung der chemisch unterstützten Speisung beitragen. Radioskopisch erfaßte Einfüllvorgänge im Filterbereich des Steigrohres beim Niederdruckguß ermöglichen eine quantitative Bewertung der Schmelzflußberuhigung durch keramische Filter. Die Ergebnisse der Radioskopie weisen auf ein hohes Speisungsvermögen der Versuchsanordnung hin, was durch Temperaturmessungen bestätigt werden konnte. Off-line Radioskopieaufnahmen belegen den Prozeßfortschritt bezüglich der Gußteilqualität, die durch eine deutliche Abnahme der Lunkerbildung im kritischen Gußteilbereich aufgrund einer vorliegenden aktiven Speisung mittels permanenten Niederdrucks im gesamten Erstarrungsintervall realisiert wurde.

Die zukünftige Zielsetzung für diesen Bereich wird sein, die einzelnen optimierten Entwicklungsschritte unter Berücksichtigung der hier gesammelten Erkenntnisse zusammenzuführen. Dazu kann auch in Zukunft, wie die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, die Mikrofokusradioskopie mit digitaler Bildverarbeitung in Kombination mit Temperaturanalysen hilfreiche Informationen zur Prozeßoptimierung liefern und anstehende Entwicklungsschritte effektiver gestalten.

Der Einsatz der Mikrofokusradioskopie in Kombination mit einem Hochgeschwindigkeitskamerasystem ist im letzten Teil der Arbeit am Beispiel des Laserstrahldispersierens von Baustahl und Titan beschrieben. Im Verlauf der Untersuchungen konnten erstmals hochdynamische Strömungsvorgänge im Schmelzbad durch Partikelbewegungen experimentell visualisiert und quantitativ analysiert werden. Dabei konnten insbesondere in Bezug auf vorhandene Simulationsrechnungen abweichende Vorgänge beobachtet und neue Erkenntnisse für den Laserstrahldispersierprozeß gewonnen werden. Die Anwendungsgrenzen der Prüftechnik hinsichtlich der Abbildungsmöglichkeiten schnell ablaufender Prozesse sind beschrieben.

Für die Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie gilt es, durch verbesserte Lichtempfindlichkeit von Objektiven und Kamera höhere Kontraste zu erzielen. Hinsichtlich der Bildverstärkertechniken sind Verbesserungen mit vorhandenen Komponenten nur schwer zu erzielen, da die Abbildungsgrenzen durch physikalische Eigenschaften des Phosphorausgangsbildschirms vorgegeben sind.

Die nachgewiesene Eignung der Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusradioskopie zur Prozeßobservierung, -kontrolle und -analyse beim Laserstrahldispersieren weist deutlich darauf hin, diese Methode auch in anderen Bereichen, wie z.B. beim Schmelzen, Schweißen und Löten mittels Lasertechnologie erfolgreich zur Prozeßdiagnose einzusetzen.

## 9.0 Literatur

- [1] Dahme, R.; Fischer, A.: Röntgenprüfung mit Mikrofokus; DGZfP Jahrestagung 1995, Aachen, 22.-24. Mai
- [2] Heidt, H.; Nabel, E.: Übersicht über Mikrofokus-Röntgenanlagen, Vergleichsuntersuchungen und Meßmethoden/Stichproben; Materialprüfung 28, 1986, Nr. 10
- [3] Stegemann, D.: Zerstörungsfreie Prüfverfahren „Radiografie und Radioskopie“; B.G. Teubner Stuttgart 1995
- [4] Amin, K. E.: Radiograph and Ultrasound Detect Defects Early; American Ceramic Society Bulletin, Vol. 74, No.1, January 1995
- [5] Lehmann, K.: Möglichkeiten der Qualitätssicherung beim Widerstandspunktschweißen von Aluminiumwerkstoffen durch Einsatz der Mikrofokus-Durchstrahlungstechnik; 4. FEINFOCUS-SYMPOSIUM, April 1993, Garbsen
- [6] Schröder, G. a.o.: X-Ray Examination of Aircraft Turbine Blades with Microfocus Radiography and High-Resolution Image Processing; Proc. 13<sup>th</sup> World Conference NDT, Sao Paulo, 1992, Vol. 2, pp. 669-673
- [7] Sperlich, E.: Echtzeit-Mikrofokusradioskopie in der Fertigung von Ariane 5 - Treibstofftanks; 4. FEINFOCUS-SYMPOSIUM, April 1993, Garbsen
- [8] Stegemann, D. a.o.: Microfocus-Radiography, Uses and Perspectives; Proc. 13<sup>th</sup> World Conference NDT, Sao Paulo, 1992, Vol. 2, pp. 674-678
- [9] Frederick Jr., R. A. a.o.: Predicting and Analyzing X-Rays to Measure Propellant Crack Propagation Speed; Journal of Propulsion and Power, Vol. 12, No. 2, 1996
- [10] Ikeda, Y.; Mizuta, Y.; Onda, K.: Rapid and Sensitive Radioscopy for Fine Ceramics Using an Image-Substraction Method; J. Am. Ceram. Soc., 82 [4], pp. 882-888, 1999
- [11] Schlieper, F. J.: Automated Radioscopy in Todays Production Environment; Automating Radiologic NDT II. Topical Conference, Wilmington, USA, 14.08.-15.08. 1990. ASNT, Columbus, USA, 1990
- [12] Kehoe, A.; Parker, G. A.: An Automated System for the Radiographic Inspection of Castings; Nondestr. Test. Eval., Vol. 6, pp. 365-388, 1992
- [13] Purschke, M.; Schaefer, M.: Vollautomatische Röntgenprüfung von Gußteilen; Materialprüfung 33, (1991) 9
- [14] Glocker, R.: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen, 5. Auflage, Springer Verlag, Berlin 1971
- [15] Urlaub, J.: Röntgenanalyse, 1. Auflage, Band 1, Siemens AG, Karlsruhe, 1974
- [16] Hoxter, E.: Röntgenaufnahmetechnik: Grundlagen, Anwendungen, 13. Auflage, Berlin 1982

- 
- [17] Sauerwein, K.; u.a.: Moderne filmlose Durchstrahlungsprüfung, Technische Rundschau, Nr. 29, 1986
- [18] N.N.: Bedienungsanleitung der Feinfokus-Röntgenanlagen; Feinfokus-Röntgensysteme, Wunstorf, 1990
- [19] Vogt, H.-G.; Schultz, H.: Grundzüge des praktischen Strahlenschutzes, 2. Auflage, Carl Hanser Verlag München Wien, 1992
- [20] N.N.: Radiography in Modern Industry; 3<sup>rd</sup> Edition, Eastman Markets Division, 1969
- [21] N.N.: Nondestructive Testing: Radiographic Testing; Classroom Training Handbook, CT-6-6, 2<sup>nd</sup> Edition, 1983
- [22] N.N.: Ultra-Hochgeschwindigkeits-Videokamerasystem UHSV-288; DLR, Institut für Strömungsmechanik, Göttingen
- [23] Haberäcker, P.: Digitale Bildverarbeitung, Grundlagen und Anwendungen, 2. Auflage, Carl Hanser Verlag München Wien, 1988
- [24] Liedtke, C.-E.; Ender, M.: Wissensbasierte Bildverarbeitung, Nachrichtentechnik, Band 19, Springer Verlag, Berlin, 1989
- [25] Jähne, B.: Digitale Bildverarbeitung, Springer Verlag, Berlin, 1991
- [26] N.N.: Giesserei-Jahrbuch 1999; Verein Deutscher Giessereifachleute, Giesserei-Verlag GmbH Düsseldorf
- [27] N.N.: Aluminium Gußlegierungen, VDS Vereinigung Deutscher Schmelzhütten Düsseldorf, 1988, 5. Auflage, Giesserei-Verlag GmbH, Düsseldorf
- [28] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, Springer-Verlag Berlin Heidelberg 1998
- [29] Klos, R.: Aluminium-Gußlegierungen, Verlag Moderne Industrie, 1995
- [30] Brunhuber, E.: Giesserei-Lexikon, 1988, 14. Auflage, Fachverlag Schiele & Schön GmbH, Berlin
- [31] Bargel, H. J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde, VDI-Verlag Düsseldorf 1988
- [32] Bergmann, W.: Werkstofftechnik, Teil 1: Grundlagen, 2. Auflage, Carl Hanser Verlag München Wien, 1989
- [33] Hummer, R.: Metall- und Formwandbewegung während der Erstarrung von Aluminiumgußlegierungen und ihre Bedeutung für die Speisung; Gießerei-Praxis, Nr. 1, 1999
- [34] Reuter, H.; Schneider, Ph.: Gussfehler-Atlas; Verein Deutscher Giessereifachleute, 2. Auflage, Giesserei-Verlag GmbH Düsseldorf, 1971
- [35] Neff, D. V.: Dauerfiltersysteme für Aluminiumschmelzen, Giesserei 84, 1997, Nr. 4

- [36] Höner, K. E.; Dootz, H.: Beitrag zur thermischen Analyse als Kontrollverfahren für die Wirksamkeit der Kornfeinung von Aluminium-Gußlegierungen, *Giesserei* 75, 1988, Nr. 17
- [37] Menk, W.; Speidel, M. O.; Döpp, R.: Die thermische Analyse in der Praxis der Aluminiumgießerei, *Giesserei* 79, 1992, Nr. 4
- [38] Gutschera, D.; Bruch, E.; Döpp, R.: Beitrag zum Einfluß von Antimon auf die Veredelung von Aluminium-Gußlegierungen mit Natrium und Strontium; *Giesserei* 84, 1997, Nr. 2
- [39] Köhler, M.; Windelberg, D.: Kenngröße zur Bestimmung der Qualität von Gußteilen; *Giesserei* 84, 1997, Nr. 24
- [40] Sahm, P.-R.: Stand der Erstarrungssimulation und Umsetzungserfolge in der Praxis; *Gießerei-Rundschau*, Heft 5/6, 1992
- [41] Sahm, P.-R.: Formfüll- und Erstarrungssimulation - Eine Übersicht; *Guss-Produkte* 94, 1994
- [42] Ludwig, A.; Bührig-Polaczek, A.: Jahresübersicht Simulation gießtechnischer Prozesse, 3.Folge, Teil 2 Grundlagen, *Giesserei* 85, 1998, Nr. 8
- [43] Linton, P. E. J.: Using Thermographic Analysis to Reduce Defects and Extend Die Life, *Die Casting Engineer*, Vol. 38, Nr. 4, 1994
- [44] Haferkamp, H.; Bach, Fr.-W.; Niemeyer, M.; Viets, R.: Merkmale von Wärmebildern zur Prozeßüberwachung beim Taktgießen, *Aluminium* 75, Jahrgang 1999, Nr. 11
- [45] Haferkamp, H.; Bach, Fr.-W.; u.a.: Tracing Thermal Process of Permanent Mould Casting; *IEEE 1999, ISIE'99*, Bled, Slovenia
- [46] Brinkmann, J.: Beitrag zur prozeßintegrierten Qualitätsprüfung mittels Thermographie für den Aluminiumkokillenguß, *Fortschr. Ber. VDI Reihe 2 Nr. 483*, Düsseldorf, VDI-Verlag 1998
- [47] Gustafson, R.: Rapid prototyping: A tool for casting design and verification; *Modern Casting*, Vol. 89, No.3, 1999, pp. 44-47
- [48] Stegemann, D.; Reimche, W.; Schmidbauer, J.: Investigation of light metal casting processes by realtime microfocus radioscopy; *European Journal of NDT*, Vol. 1, No. 3, January 1992
- [49] Barresi, J.; a.o.: Casting of Aluminium Alloy Components; *Materials Forum*, 1996, Vol. 20
- [50] Wright, G. F.: Precision sand casting; *The Foundryman*, April 1995, Technical Paper
- [51] Betz, G.; Heimes, E.: Thin Walled Aluminium Castings Manufactured by Computer Controlled Low Pressure Sand Casting Process; *Casting science and technology*, 57<sup>th</sup> World Foundry Congress, Osaka, Japan, 1990

- [52] N.N.: Eisen-Niederdruckguss auf kastengebundenen Hochleistungs-Formanlagen; Giesserei-Erfahrungsaustausch, Dezember 1999, S. 635-636
- [53] Lambert, G. R.: Gießen von Fahrzeugkomponenten aus Aluminium auf kastengebundenen Hochleistungs-Formanlagen; Giesserei 85, 1998, Nr. 8
- [54] N.N.: Filterspeiser-Technik – Wie direktes Gießen die Produktionskosten senkt; Firmen-Broschüre, FOSECO GmbH
- [55] Meiners, W.; Gasser, A.; Bolender, H.; Wissenbach, K.: Neuartiger Verschleißschutz durch Laserstrahl-Dispergieren; VDI Berichte Nr. 1151, 1995, S. 349-352
- [56] Gasser, A.; Wissenbach, K.; u.a.: Maßgeschneiderte Oberflächen durch Laserstrahl-Oberflächenbehandlung mit Zusatzwerkstoffen – eine Übersicht; Laser und Optoelektronik 29, Nr. 3, 1997
- [57] Arndt, Ch.: Einschmelzung von Metallpulverfolien mit CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung; MO 50, 1996, Nr. 7, Carl Hanser Verlag, München
- [58] Föhl, J.; Wiedemeyer, J.; Thomasch, A.: Metallurgical aspects of laser treated surfaces with respect to tribological applications; 3<sup>rd</sup> European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT'90, Vol. 1, 1990, p.86
- [59] Ravindran, K.; Srinivasan, J.; Marathe, A. G.: Finite Elements Study on the Role of Convection in Laser Surface Melting; Numerical Heat Transfer, Part A, 26, 1994
- [60] Biswajit, B.; Date, A. W.: Numerical study of steady state and transient laser melting problems, Characteristics of flow field and heat transfer; Int. Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 33, No. 6, 1990
- [61] Chen, J. C.; Huang, Y. C.: Thermocapillary flows of surface melting due to a moving heat flux; Int. Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 34, No. 3, 1990
- [62] Kreutz, E. W.; Pirch, N.: Melt dynamics in surface processing with laser radiation: Calculations and applications; SPIE Proceedings Series, Vol. 1276, 1990
- [63] Keene, B. J.: Surface tension of pure metals; National Physical Laboratory (NPL), UK, 1991
- [64] Sauerland, S.: Messung der Oberflächenspannung an levitierten flüssigen Metalltropfen, Rheinisch Westfälische Technische Hochschule Aachen, Mathematisch-Naturwissenschaftliche Fakultät, Dissertation, 1993
- [65] Borgemann, F.-O.: Die Bestimmung der Oberflächenspannung und Dichte an Eisenlegierungen, insbesondere an dem System Eisen-Kupfer-Schwefel und Eisen-Mangan-Schwefel, Technische Universität Berlin, Institut für Metallurgie, Forschungsvorhaben Bo 575/3-3, DFG, 1984
- [66] Haferkamp, H.; Gerken, J.; Stegemann, D.; Reichert, Ch.: In-situ Untersuchung des Hartstofftransportes beim Laserstrahl-Dispergieren mittels Hochgeschwindigkeits-Radioskopie; Metall, 50, Jahrgang Nr. 3/96, 1996

- [67] Schüßler, A.; Bartos, J.; Zum Gahr, K.-H.: Gefüge und Eigenschaften durch Laserstrahlung hergestellter mehrphasiger Verschleißschutzschichten, *Praktische Metallographie* 30, Heft 5, 1993
- [68] N.N.: X-Ray image intensifier tube TH 9438 HX; Instruction Manual, Thomson Tubes Electroniques, October 1990
- [69] N.N.: Präzisions-Optik XR Heliflex; Technische Daten, Rodenstock, Januar 1992
- [70] N.N.: CCD Industrie Kamera KP-M1, Systembeschreibung, HITACHI DENSHI (Europa) GmbH, 1991
- [71] N.N.: Hochgeschwindigkeits-Kamerasystem CAMSYS+; Systembeschreibung, Fraunhofer-Institut für Integrierte Schaltungen, Erlangen, 1994
- [72] N.N.: Vision-plus-AT AFG Hardware; Reference Manual 47-H30003, IMAGING Technology Inc., Bedford, MA, USA, 1991
- [73] N.N.: PCL-711S, PC-MultiLab; User's Manual, ADVANTECH Co., Ltd., Sunnyvale, CA, USA 1993
- [74] N.N.: Instruction Manual; NEC Corporation, Tokyo, Januar 1988
- [75] Beitz, W.; Küttner, K.-H.: *Doppel-Taschenbuch für den Maschinenbau*; Springer Verlag; 15. Auflage; 1986
- [76] Stegemann, D.; Reimche, W.; Feiste, K. L.: Three Dimensional Analysis of Growing Casting Defects; International Symposium on Computerized Tomography for Industrial Applications, Berlin, 8-10. Juni 1994
- [77] Stegemann, D.; Reimche, W.; Reichert, Ch.; u.a.: On-line Analyse von Gießprozessen, *MP Materialprüfung*, Jahrgang 41 (1999) 9, Carl Hanser Verlag, München
- [78] Neundorf, B.: Zerstörungsfreie Materialcharakterisierung superleichter Magnesium-Lithium-Legierungen, Dissertation, Universität Hannover, 1995
- [79] Mielke, A.; Windelberg, D.: Prozeßintegrierte Qualitätsprüfung mit Qualitätssystem für metallische Bauteile des Maschinenbaus, SFB 326, Arbeits- und Ergebnisbericht 1995-97, Teilprojekt Q1
- [80] Schneider, W.; Krug, H.-P.; Keegan, N.: Untersuchung der Wirksamkeit verschiedener Filtertypen für die Filtration von Aluminiumschmelzen, Teil I u. II, *Aluminium* 74, 1998
- [81] Jaunich, H.; Stemping, J.; Volks, C.: Patent application GB 9923965.9, 11.10.1999
- [82] Hubbell, J. H.: Photon Cross Sections, Attenuation Coefficients, and Energy Absorption Coefficients From 10 keV to 100 GeV; U.S. Department of Commerce, National Bureau of Standards, NSRDS-NBS 29



- 
- [83] Miyamoto, I.; Itakura, K.; Fujimori, S.: Mechanism of Dilution in Laser Cladding with Powder Feeding; Laser Materials Processing Conf. ICALEO'97 , Pt.2, San Diego, USA, 17-20.11.1997, Vol. 83 (1997), Section F
- [84] Abe, N.; Kunugita, Y.; a.o.: Dynamic Observation of High Speed Laser-Arc Combination Welding of Thick Steel Plates; Laser Materials Processing Conf. ICALEO'97 , Pt.2, San Diego, USA, 17-20.11.1997, Vol. 83 (1997), Section G
- [85] Matsunawa, A.; Kim, J.-D.; Katayama, S.: Porosity Formation in Laser Welding, Mechanisms and Suppression Methods; Laser Materials Processing Conf. ICALEO'97 , Pt.2, San Diego, USA, 17-20.11.1997, Vol. 83 (1997), Section G
- [86] Katayama, S.; Seto, N.; Kim, J.-D.; Matsunawa, A.: Formation Mechanism and Reduction Method of Porosity in Laser Welding of Stainless Steel; Laser Materials Processing Conf. ICALEO'97 , Pt.2, San Diego, USA, 17-20.11.1997, Vol. 83 (1997), Section G
- [87] Cleeman, L.: Schweißen mit Hochleistungslasern; VDI-Verlag Düsseldorf, 1987



## Lebenslauf

Name: Christian Reichert

Geburtsdatum: 21.05.1968

Geburtsort: Neumünster

Familienstand: verheiratet

Schulbildung: 7/74 – 6/78 Waldorfschule Kiel  
8/78 – 6/84 Waldorfschule Schloß Hamborn (Paderborn)  
7/84 – 4/87 Stadtgymnasium Detmold

Studium: 10/87 Universität Hannover, Maschinenbaustudium der  
Fachrichtung Transport- und Verkehrstechnik  
3/90 Vordiplom  
2/95 Studienabschluß: Diplom-Ingenieur

Praktika: 5/87 – 9/87 Grundpraktikum, Fa. VEMAG (Verden/Aller)

5/90 – 7/90 Fachpraktikum, Fa. SGS Industrial Services, Houston  
(Texas), USA

5/94 – 7/94 Fachpraktikum, Fa. SGS de Mexico, Mexico D.F.,  
Mexico

Berufliche  
Tätigkeiten: 6/93 – 10/93 Wissenschaftliche Hilfskraft, Institut für Kraftfahrwe-  
sen, Universität Hannover

2/95 – 8/95 Wissenschaftliche Hilfskraft, Institut für Kerntechnik  
und Zerstörungsfreie Prüfverfahren, Universität Han-  
nover

seit 9/95 Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Institut für Kerntechni-  
k und Zerstörungsfreie Prüfverfahren, Universität  
Hannover

