

Untersuchungen zur Erhöhung der Kokillenstandzeit von schweren Blockgusskokillen

Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften,
Abteilung Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der

Universität Duisburg-Essen

zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften
Dr.-Ing.

genehmigte Dissertation

von

Dominic Stefan Brach

aus
Mülheim an der Ruhr

Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Rüdiger Deike
Univ.-Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Spitzer, TU Clausthal
Tag der mündlichen Prüfung: 31.01.2023

Vorwort

Für die Finanzierung und Unterstützung der umfangreichen Untersuchungen danke ich der RB Unternehmensgruppe Stahl, namentlich meinem Bruder Stefan Brach und Herrn Dr. Andreas Mansch.

Besonders freue ich mich über die breite fachliche Rezeption des Themas, welche sich in positiver Resonanz zu den begleitenden Veröffentlichungen auf Fachkongressen und in Fachzeitschriften deutlich gemacht hat. Mein Dank gilt an dieser Stelle Frau Dr.-Ing. Martina Köhler (Bundesverband der deutschen Gießerei-Industrie) für die Kontakte zu den jeweiligen Editorial Boards, sowie den Herren Ole Köser und Badarinath Kalkunte (ESI CALCOM) für die Unterstützung und Bereitstellung der Lizenzen bei hochkomplexen Simulationsmodellen in diesem Rahmen.

Mein besonderer Dank gilt ebenso meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. Rüdiger Deike, auf dessen organisatorische, wie auch fachliche Hilfe ich mich jederzeit verlassen konnte.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Spitzer (TU Clausthal) danke ich herzlich für seine freundliche Bereitschaft zur Übernahme des Koreferats.

Schließlich, meine lieben Kinder, Henry und Pauline, gilt meine tiefste Dankbarkeit euch, für eure bedingungslose Liebe und das Licht, das ihr in meinem Leben seid. Ihr seid mir Alles.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	ii
Inhaltsverzeichnis	iii
0 Einleitung	1
0.1 Problemstellung und Zielsetzung.....	1
0.2 Aufbau der Arbeit	2
1 Stand von Technik und Wissen	4
1.1 Einführung in die Thematik	4
1.1.1 Eigenschaften von Blockgusskokillen	5
1.1.2 Herstellung von Kokillen	6
1.2 Stand der Technik – Blockgussverfahren	9
1.3 Aktuelle Situation Blockguss.....	12
1.3.1 Gussblockproduktion und -verwendung	12
1.3.2 Blockguss-Gießereien in Deutschland	17
1.3.3 Aktuelle Entwicklungen.....	18
1.4 Grundlagen der Eisenlegierungen	18
1.5 Auftretende Fehler bei Gussteilen.....	22
1.6 Temperaturwechselbeständigkeit.....	26
1.7 Stand des Wissens zu Einflussfaktoren auf die Standzeit.....	27
1.7.1 Relevante Faktoren.....	27
1.7.2 Conclusio zum Stand des Wissens zu Einflussfaktoren.....	39
1.8 Eigenspannungen bei der Kokillenerzeugung.....	40
1.8.1 Arten und Ursachen der auftretenden Spannungen.....	40
1.8.2 Ursachen und Darstellung von Eigenspannungen 1. Art	41
1.8.3 Ursachen und Darstellung von Eigenspannungen 2. Art	43
1.8.4 Eigenspannungen 3. Art	44
1.8.5 Überlagerung der Eigenspannungsarten.....	44
1.9 Spannungen und Materialverhalten im Betrieb.....	46
1.9.1 Überlagerung von Eigen- und Belastungsspannung	46
1.9.2 Eigenspannungen und Rissbildung	48
1.9.3 Kerbwirkung und Rissbildung	49
1.10 Rissansatz und Rissfortschritt durch Materialermüdung	51
1.10.1 Materialbedingte Faktoren	51
1.10.2 Temperaturwechselfestigkeit	54
1.10.3 Korrosion und Risse	55
1.10.5 Rissfortschrittsmodelle.....	63
1.11 Zielsetzungen auf Basis der theoretischen Arbeit	68
1.11.1 Ziele zur Reduzierung von Eigenspannungen 1. Art	68
1.11.2 Ziele zur Reduzierung von Eigenspannungen 2. Art	68

2 Methoden	70
2.1 Methode der finiten Elemente.....	70
2.1.1 FEM zur Berechnung von Eigenspannungen in Gußprodukten.....	70
2.1.2 Grundlage der Finite-Elemente-Methode.....	72
2.1.3 Vorgehensweise bei der Analyse von Kontinua	77
2.1.4 Anwendung bei Problemen linearer Elastizität.....	83
2.1.5 Anwendung bei Feldproblemen – Wärmeleitung	85
2.1.6 Elastisch-viskoplastisches Spannungsmodell	87
2.2 Herausforderungen an die Berechnung von Eigenspannungen	89
2.3 Vorgehen in der vorliegenden Arbeit.....	91
2.3.1 Einsatz von FEM in Gießprozessen	91
2.3.2 Modellierung und Vernetzung	92
2.3.3 Pre-Processing – Parametrierung	93
2.3.4 Solver	94
2.3.5 Post-Processing – Auswertung.....	95
2.4 Vorgehensweise beim Entwurf der Kokillengeometrie	97
2.4.1 Entwurf der Blockgeometrie	97
2.4.2 Entwurf der Kokillengeometrie.....	102
2.4.3 Berücksichtigung zusätzlicher Elemente	108
2.5 Probennahme und Datenbasis	109
2.5.1 Kokillendatenbank	109
2.5.2 Einflussfaktoren auf die Kokillenstandzeit	110
2.5.3 Probennahme zur Analyse des initialen Gefüges.....	111
2.5.4 Proben zu Gefügeveränderungen	114
2.5.5 Analyse der thermozyklischen Belastung	118
2.6 Kalibrierung	120
2.6.1 Übersicht über Messmethoden	120
2.6.2 Kalibrierung durch Wärmebildmessung	121
2.6.3 Kalibrierung durch Sondenmessung	123
3 Ergebnisse der Messungen	124
3.1 Erläuterung zur Auswertung der Datenreihen.....	124
3.2 Zusammenhang von Legierungszusammensetzung und n	124
3.3 Initiales Gefüge	126
3.4 Korrelation von chemischer Analyse und n	130
3.5 Einfluss der Kokillengeometrie.....	131
3.5.1 Einfluss des Seitenverhältnisses.....	131
3.5.2 Hinweise auf Einfluss anderer Parameter	133
3.6 Schlussfolgerungen aus den Ergebnissen der Messreihen.....	133

4	Umsetzung der Maßnahmen zur Erhöhung der Kokillenstandzeit	135
4.1	Zielsetzungen	135
4.2	Kerbwirkungsreduktion durch angepasste Graphitausbildung	135
4.3	Reduktion der Eigenspannungen 1. Art	138
4.3.1	Verringerung der Wandstärke bei Verwendung von GJS	138
4.3.2	Spannungsarmglühen	145
4.3.3	Reduktion der initialen Eigenspannungen.....	147
4.4	Reduktion der Eigenspannungen 2. Art	148
4.4.1	Perlitstabilisierung.....	148
4.4.2	Perlitglühen	151
4.5	Ingot-Tool	152
4.5.1	Verifizierung der Berechnungen zum Entwurf der Geometrien	152
4.5.2	Funktionsweise der Software	154
5	Versuchsreihe zur Verifikation der Maßnahmen	158
5.1	Zielstellung und Ansatz.....	158
5.2	Ergebnisse	161
5.2.1	Initiales Gefüge	161
5.2.2	Gefügeveränderungen durch thermozyklische Belastung.....	165
5.3	Schlussfolgerungen aus den Ergebnissen.....	171
6	Fazit und Ausblick	172
6.1	Fazit aus den Ergebnissen	172
6.2	Ausblick	173
7	Verzeichnisse	175
7.1	Literaturverzeichnis.....	175
7.1.1	Zitierte Literatur	175
7.1.2	Eigene Veröffentlichungen	182
7.1.3	Software	183
7.2	Abbildungsverzeichnis.....	184
7.3	Tabellenverzeichnis.....	188
7.4	Abkürzungs- und Symbolverzeichnis	189
7.5	Formelzeichen.....	192
7.5.1	Lateinische Formelbuchstaben/ -bezeichnungen	192
7.5.2	Griechische Formelbuchstaben	194
7.5.3	Indices	195
Anhänge	197
Anhang A:	Auszug aus der Kokillendatenbank	197
Anhang B:	Kokillentemperaturverlauf beim Guss.....	201
Anhang C:	Temperaturverlaufskurven zu Anhang B.....	212
Anhang D:	Optimierte Kokillengeometrien.....	225

0 Einleitung

0.1 Problemstellung und Zielsetzung

Im Jahr 2017 wurden 3,5 % (EU: 3,3 %) der weltweit Rohstahlgesamtproduktion von rd. 1691 Mt im Blockgussverfahren vergossen. In Deutschland kommt dem Blockguss mit 4,6 % (entspricht 2000 kt) an der Gesamtrohstahlproduktion eine besondere Bedeutung zu (1). Ein wirtschaftlicher Betrieb unter der im europäischen Raum zu berücksichtigenden Kostenstruktur (Energie, Umweltschutz...) bewirkt zunehmend eine Nischenbildung zu qualitativ hochwertigen Spezialprodukten. Einige dieser Produkte haben ihren urformenden Ursprung als gegossener Block. So werden heutzutage hauptsächlich sehr große Schmiederohlinge, kleine Produktionsmengen mit speziellen Legierungen oder Stahllegierungen, die im Strangguss aufgrund der Erstarrungsbedingungen nicht technisch sinnvoll hergestellt werden können, im Blockgussverfahren erzeugt (Kapitel 1.3). Aufgrund der im Vergleich zum Stranggussverfahren deutlich nachteiligen Kostenstruktur hat das Blockgussverfahren nur dort Relevanz, wo es technische Vorteile bietet. Die Haltbarkeit bis zum Ausfall von großen Blockgusskokillen mit einer Kapazität von 25 bis 40 Tonnen Blocktonnage variiert in der Regel zwischen 20 und 70 Thermozyklen (Abgüssen).

Nach der ersten thermischen Belastung durch den Stahlguss lässt sich eine verbreitete Brandrissigkeit an den Innenseiten der Kokille, die Kontakt zur Stahlschmelze hatten, feststellen. In der weiteren Abfolge der thermozyklischen Belastung kommt es zu lokalen Anrissen, die zunächst noch mit Dichtmassen eingedämmt werden können, sich jedoch mit jedem Gießzyklus ausweiten. Schließlich kommt es zum Durchriss über die gesamte Wandstärke und damit zum Ausfall der Kokille.

Für ausgefallene Kokillen ist eine kostenintensive Ersatzerzeugung notwendig. Kostentreiber sind insbesondere die schwierige Rezyklierung sowie die hohen Vollkosten für eine Erzeugung von Kleinchargen. Zunächst müssen zu verschrottende Kokillen in einem zugelassenen Trümmerwerk zerkleinert und dann als Eisenmischschrott abgesetzt werden. Aufgrund des hohen Volumen/Masse-Verhältnisses sowohl der Kokillen (nicht schachtelbar) als auch der Trümmerstücke entstehen erhebliche Transportkosten. Weiterhin sind Margenabschläge bei Absatz von Kleinmengenschrott zu bedenken (2).

Kokillen werden aus Gründen des Schutzes von Betriebsgeheimnissen oft direkt von dem Verwender selbst hergestellt. Es kam und kommt immer wieder zum „zufälligen“ Erzeugen von Kokillen mit erheblich gesteigerter Haltbarkeit. Erst seit einigen Jahren wurden in verschiedenen Betrieben Untersuchungen zur Verlängerung der Haltbarkeit von Blockgusskokillen angestellt, ohne jedoch konkrete Ergebnisse ausweisen zu können. Es wird weiterhin im Allgemeinen mit bewährten und reproduzierbaren Grobvorgaben gearbeitet.

Ziel dieser Arbeit soll die Untersuchung der der variablen Kokillenhaltbarkeit zugrunde liegenden metallurgischen Phänomene sowie deren technisch nutzbare und reproduzierbare Umsetzung zur Verlängerung der Haltbarkeit sein. Gleichzeitig muss die Eignung für den Produktionszweck, also der Erhalt und gegebenenfalls die Steigerung der Blockqualität, berücksichtigt werden, auf die in den Blockgussbetrieben bislang das Hauptaugenmerk gelegt wurde. Hierbei soll die bestehende Forschungslücke geschlossen und der Fokus auf das erläuterte Thema geweitet werden.

0.2 Aufbau der Arbeit

Die Arbeit gliedert sich in die sieben Hauptteile 0 – 6 sowie Verzeichnisse und Anhänge.

In der **Einleitung** (Kapitel 0) erfolgt die Darlegung der wesentlichen Problemstellung sowie der daraus abgeleiteten Zielsetzung.

Kapitel 1 dieser Arbeit widmet sich zunächst einer detaillierten Darstellung des Stands von Technik und Wissen zu Blockgussverfahren, den Grundlagen von Eisenlegierungen und den für Kokillenstandzeiten **relevanten Einflussfaktoren**. (Kapitel 1.1 bis 1.7) Besonderes Augenmerk wird anschließend auf die bei der Kokillenerzeugung **auftretenden Spannungen** als wesentlicher Faktor späterer Rissentstehung gelegt. (Kapitel 1.8 und 1.9) Davon ausgehend werden die Vorgänge bei der **Rissentstehung** näher betrachtet (Kapitel 1.10), wobei sowohl auf materialbedingte Faktoren als auch auf den Einfluss von Temperaturwechsel und Korrosion eingegangen wird. Im Weiteren werden **Rissfortschrittsmodelle** vorgestellt. Zum Abschluss des theoretischen Teils werden in Kapitel 1.11 aus den präsentierten Informationen **Zielsetzungen** für die weitere Arbeit formuliert.

Kapitel 2 beschreibt die in der Arbeit **genutzten Methoden**. Zunächst erfolgt eine Darlegung der **Finiten Elemente Methode** (FEM) unter besonderer Berücksichtigung der für die Arbeit

relevanten Problemstellungen. (Kapitel 2.1 und 2.2) In Kapitel 2.3 wird der Ansatz des für die Arbeit verwendeten FEM-Pakets im Detail vorgestellt. Im Weiteren wird die Vorgehensweise bei der **Erstellung der Kokillengeometrie** präsentiert, um für die später präsentierten Optimierungsverfahren die entsprechenden Grundlagen bereitzustellen (Kapitel 2.4). Ebenso werden die für die verschiedenen Analysen genutzten **Verfahren der Probennahme** (Kapitel 2.5) und für die Kalibrierung des FEM-Verfahrens notwendige Messverfahren (Kapitel 2.6) präsentiert.

In **Kapitel 3** werden die **Ergebnisse der Messreihen** präsentiert und daraus Schlussfolgerungen in Hinblick auf die möglichen Ansatzpunkte für eine Erhöhung der Kokillenstandzeit gezogen. Betrachtet werden zunächst die **Legierungszusammensetzung**, das initiale Gefüge sowie die **Gefügeausbildung**. (Kapitel 3.2 bis 3.4) Die **Kokillengeometrie** bildet einen weiteren Schwerpunkt der Ergebnisbetrachtung (Kapitel 3.5). Zusammenfassend werden Schlussfolgerungen gezogen, die im nächsten Abschnitt in Maßnahmen umgesetzt werden

Kapitel 4 diskutiert im Detail die verschiedenen **Maßnahmen für eine Erhöhung der Kokillenstandzeit**. Zur Reduktion der Kerbwirkung wird eine **angepasste Graphitbildung** vorgeschlagen (Kapitel 4.2). Im Weiteren werden Maßnahmen zur Reduktion der Eigenspannungen durch Reduktion thermisch induzierter, sowie initialer Spannungen (Kapitel 4.3), und durch Perlitisierung (Kapitel 4.4) vorgestellt. Die praktische Umsetzung der Ergebnisse erfolgt mittels der durch den Autor erstellten Software Ingot-Tool, die in diesem Abschnitt ebenfalls vorgestellt wird.

In **Kapitel 5** werden die Versuche und Versuchsergebnisse, sowie die Auswirkung der in Kapitel 4 vorgeschlagenen Maßnahmen empirisch überprüft und die daraus erzielten Schlussfolgerungen vorgestellt.

Das abschließende **Kapitel 6** präsentiert schließlich zunächst ein Fazit der Arbeit, wobei die Ergebnisse vor allem in Hinblick auf ihre Bedeutung für die Gießereipraxis analysiert werden. Im Ausblick werden jene Aspekte angeführt, die mit den in der vorliegenden Arbeit präsentierten Forschungsergebnissen nicht geklärt werden konnten und die somit Gegenstand zukünftiger Forschung sein sollten.

1 Stand von Technik und Wissen

1.1 Einführung in die Thematik

Die vorliegende Problemstellung umfasst im Wesentlichen die Beschäftigung mit urformenden Verfahren. Das **Urformen** bezeichnet dabei jene Fertigungsverfahren, bei denen aus einem formlosen Stoff ein Festkörper hergestellt wird. Zu den weiteren Hauptgruppen der Fertigungstechnik (**Abbildung 1**) zählen das Umformen, Trennen, Fügen und Beschichten.



Abbildung 1: Einteilung der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 (3) (4).

Beim Gießen (**Abbildung 2**) entsteht aus dem verflüssigten Werkstoff (Schmelze) ein Festkörper mit vorgegebener Form. Die Norm unterscheidet die Gießverfahren nach Modell, Formstoff, Formverfahren und Gießmethode. Bei den Verfahren des **Schwerkraftgießens**, zu dem auch das hier relevante Kokillen- und Blockgussverfahren zählen, wird durch die Formstellung und Geometrie die Schwerkraft beim Füllen der Form genutzt. Die Gießdauer ist von diversen Faktoren, wie dem Angussystem, der zu vergießenden Güte etc. abhängig und Fokus genauer Optimierung, um gießbedingte Fehlerstellen zu vermeiden.

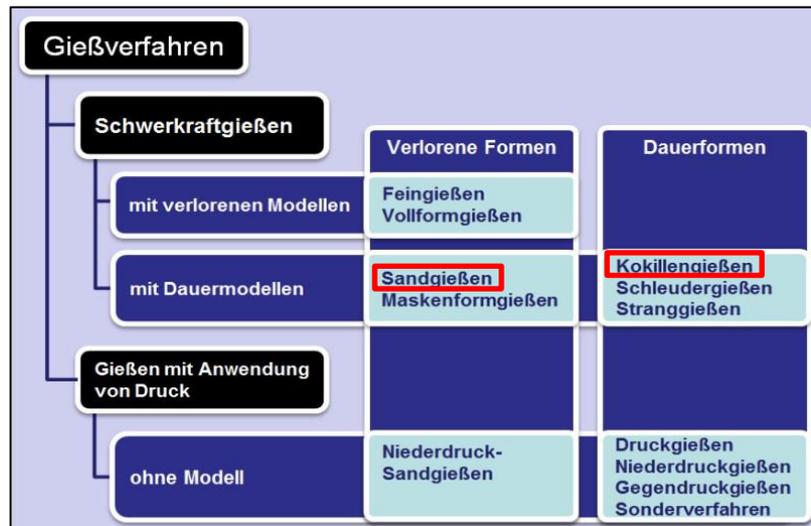


Abbildung 2: Einteilung der Gießverfahren (3) (5).

1.1.1 Eigenschaften von Blockgusskokillen

Kokillen sind wiederverwendbare Formen, die insbesondere im Metallguss, Verwendung finden. Für **Blockgusskokillen** wird typischerweise Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL) oder – für kleinere Kokillen – Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) verwendet (6) (7) (8).

Die Konstruktion einer Blockgusskokille folgt weitestgehend den folgenden Kriterien:

- Die **Grobgeometrie** des resultierenden Blocks bestimmt die Innengeometrie der Kokille. Der Verwendungszweck des zu erzeugenden Blocks gibt dessen Dimensionen sowie dessen Masse vor. Schmiederohlinge müssen entsprechend für die Weiterverarbeitung ausgestaltet werden. Dazu sind Restriktionen der Schmiedemaschine, die Masse und die Dimension des Fertigteils zu berücksichtigen. Blöcke, die zur Weiterverarbeitung zu Brammen oder Grobblechen vorgesehen sind, müssen ebenfalls auf die Restriktionen der nachfolgenden Aggregate wie Walzstraßen, Transport- und Richtanlagen abgestimmt werden. Zusätzlich werden oft Mindestumformgrade verlangt, die bereits beim Block ein Erreichen des Zielmaßes des im Umformverfahren behandelten Werkstücks ermöglichen.
- Die **Konizität** der Innengeometrie der Kokille bestimmt die Konizität des Blocks. Damit mechanische Beschädigungen beim Auslösen des erstarrten Blocks aus der Kokille, dem sog. Strippen, durch ein Verklemmen oder durch auftretende Verspannungen vermieden werden, sollen der Block und damit die Innengeometrie der

Kokille leicht konisch ausgeführt werden. In der Praxis hat sich eine Konizität zwischen $0,7^\circ$ und 1° bewährt. Sie ist auf das in dieser Hinsicht technisch notwendige Maß zu beschränken, da sie die Weiterverarbeitung und die Handhabung des Blocks, etwa durch zusätzlich beim Walzen durchzuführende Schlichtstiche, erschwert.

- Lokale und globale **Wärmeleitfähigkeit** der Kokille

Eine zentrale Rolle beim Entwurf von Blockgusskokillen stellt deren Eignung für eine gezielte Wärmeableitung des zu erstarrenden Blocks dar. Während über den Kokillenkörper hinweg eine kontinuierliche und gleichmäßige Wärmeableitung erreicht werden soll, soll im oberen, sog. Kopfbereich durch eine bessere Isolierung eine Lunkerbildung im Block vermieden werden.

1.1.2 Herstellung von Kokillen

Kokillen werden, wie bei großen Eisengussteilen üblich, im **Sandgussverfahren** hergestellt. Dafür wird ein Positivmodell, in diesem Fall aus Holz, gefertigt, das dann in einer Mischung aus Quarzsand, Furanharz und Härter abgeformt wird. Nach dem Aushärten der Sandform wird das Modell wieder entfernt. Der verbleibende Hohlraum kann nun über ein Angussystem mit dem flüssigen, konfektionierten Gusseisen befüllt werden. Zusätzlich müssen Öffnungen für den Austritt der verdrängten Luft vorgesehen werden (**Abbildung 3, Abbildung 4**).

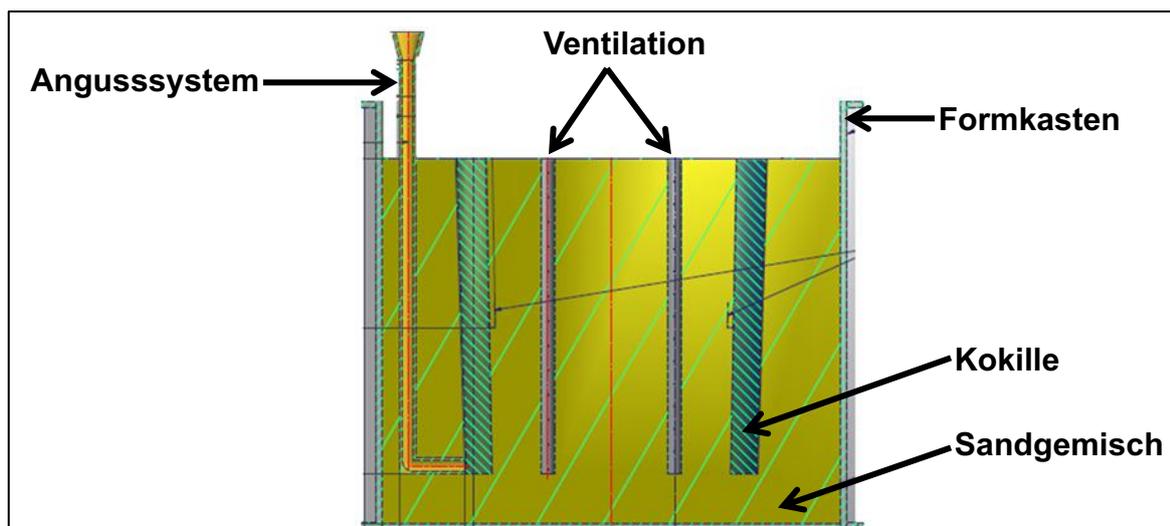


Abbildung 3: Aufbau des Gießkastens.

Die Kokille wird im steigenden Schwerkraftgussverfahren hergestellt, was bedeutet, dass das flüssige Gusseisen von unten über das Angussystem eingebracht wird und nach oben hin

aufsteigt. Die verwendete Gusseisenschmelze wird in dem hier beschriebenen Prozess durch kurzes Anblasen (Sauerstoffblasen) des aus dem Hochofen kommenden Roheisens auf den gewünschten Kohlenstoffgehalt eingestellt und entsprechend den Vorgaben mit Legierungselementen, hauptsächlich Silizium und Mangan, versetzt. Eine Erschmelzung von Schrott in einem Elektroofen wäre auch denkbar, hier erweist sich jedoch das notwendige Aufkohlen auf Gehalte von über 4 % als problematisch. Zusätzlich können Störelemente aus dem Schrott nachteilig wirken.

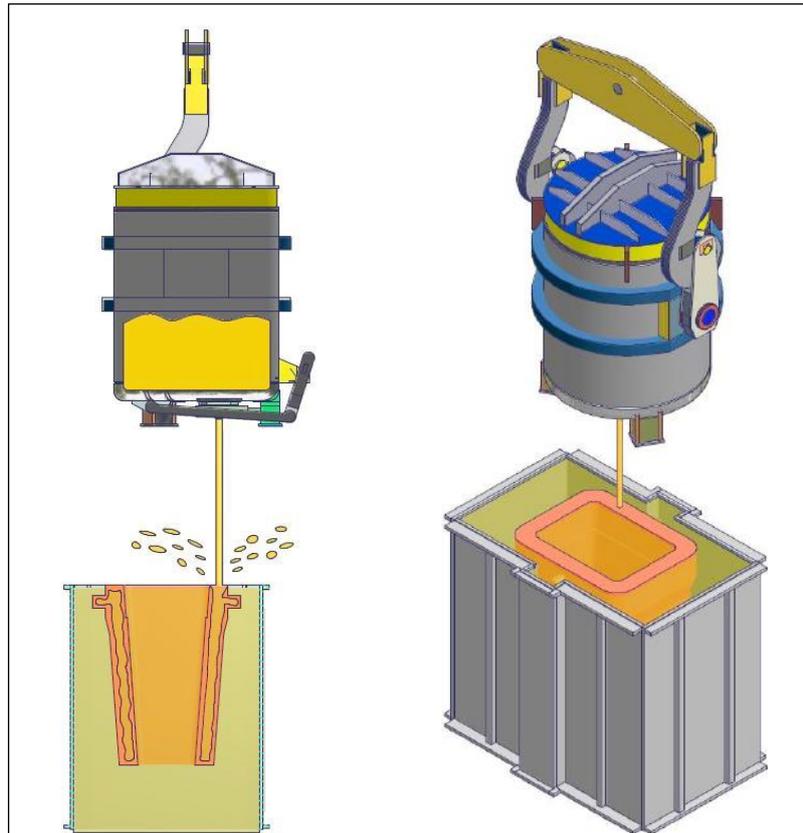


Abbildung 4: Gießform einer Blockgusskokille beim Abguss.

Die Legierung wird aufgrund von Erfahrungswerten zur Erzeugung einer lamellaren Graphitbildung eingestellt. Sättigungsgrade um das Eutektikum herum ($0,98 < S_c < 1,1$) haben sich für die Blockqualität und die Haltbarkeit der Kokille als vorteilhaft erwiesen, dazu wird das Verhältnis von C und Si eingestellt (**Tabelle 1, Abbildung 5**). Der Sättigungsgrad (S_c) gibt das Verhältnis zwischen dem Gesamtkohlenstoffgehalt der Schmelze und dem Kohlenstoffgehalt der eutektischen Zusammensetzung an; die Verschiebung des eutektischen Punktes wird dabei berücksichtigt (5). In vielen Betrieben existieren Werksnormen oder grobe Vorgaben bezüglich der Kokillenerzeugung; oft zielen diese auf eine bewährte und einfach zu reproduzierende Gussqualität ab.

	Min (%)	Max (%)
C	3,9	4,6
Si	1,0	1,7
Mn	0,9	1,5
P		0,10
S		0,07
Cr		0,10

Tabelle 1: Typische Legierung für Blockgusskokillen (9).

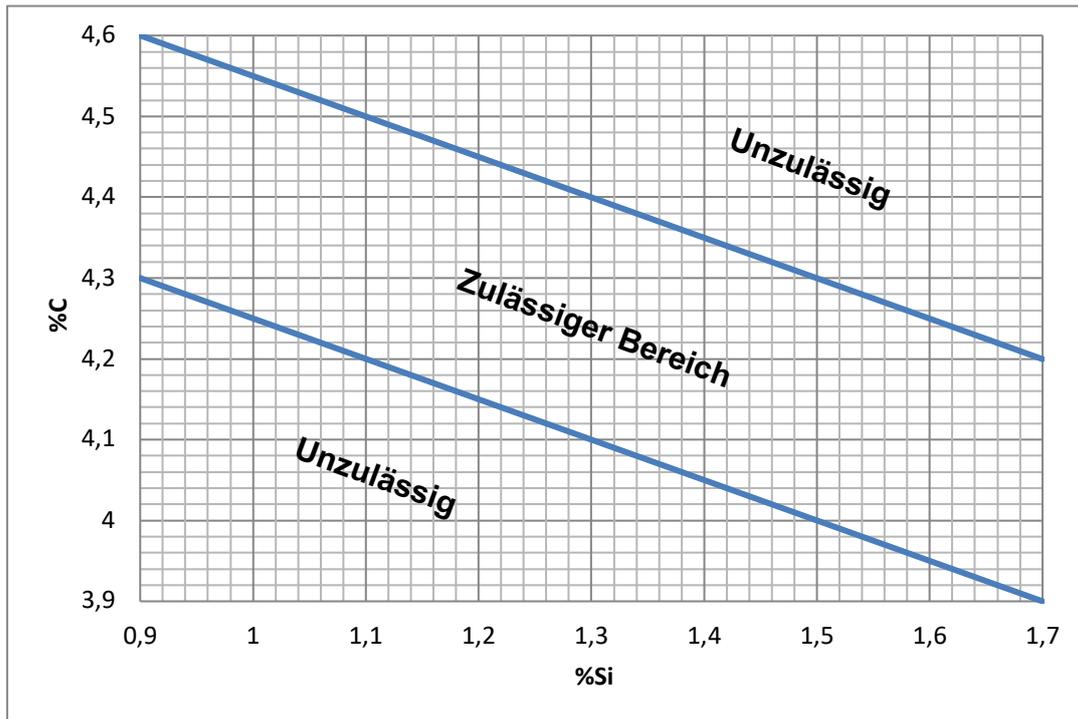


Abbildung 5: Typisches C/Si-Verhältnis für Blockgusskokillen (9).

Nach einer ausreichenden Standzeit – üblich sind bei Kokillenmassen von 30 bis 40 Tonnen ca. drei bis zehn Tage – werden zunächst der Gießkasten und dann der an der Kokille verbleibende Sand entfernt. Diese Art und Weise des Gießens wird als „**Guss mit verlorener Form**“ bezeichnet, da die Sandform nach dem Trennen von der fertigen Kokille, also dem Gussstück, zerstört ist (10).

Durch die Volumenveränderung des sich abkühlenden Gussstücks kommt es zu einem „Aufschrumpfen“ der Kokille auf die innenliegende Sandform („Kern“). Um bereits hier massive Initialspannungen oder gar Fehlerstellen zu vermeiden, hat es sich als vorteilhaft erwiesen, Bohrungen in den Kern einzubringen, die den Druck entlasten können. Darüber hinaus sollten die Standzeiten auf das notwendige Maß reduziert werden.

1.2 Stand der Technik – Blockgussverfahren

Das Blockgussverfahren wird vor allem für hoch- und höchstlegierte Spezialstähle angewendet, bei denen die Gefahr des Auftretens von Seigerungen besonders hoch ist. Unter **Seigerung** wird die Entmischung der homogenen Schmelze während der Erstarrung verstanden. Somit können teils erhebliche Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften des Gussteils resultieren. Beim Blockguss kommen hauptsächlich zwei Arten der Seigerung in Betracht (5) (6):

- **Mikroseigerungen**

Aufgrund von Konzentrationsunterschieden zwischen erstarrenden Mischkristallen und verbleibender Schmelze bilden sich im Verlauf der Erstarrung im Feststoff Bereiche mit deutlichen Konzentrationsunterschieden. Diese können in Abhängigkeit der betrachteten Elemente zum Teil durch eine sehr langsam gesteuerte Abkühlung, etwa durch eine gute Isolation der Kokille, oder ein folgendes Diffusionsglühen reduziert werden. In der Praxis muss oft ein Kompromiss gefunden werden, da lange Verweilzeiten in der Kokille Kapazitäten binden und das Diffusionsglühen mit teilweise hohen Kosten verbunden sein kann.

- **Makroseigerungen**

Es gibt verschiedene Formen der Makroseigerung. Im Blockguss ist die sog. Blockseigerung vorherrschend. Hierbei kommt es aufgrund von Löslichkeits- und Dichteunterschieden in der flüssigen und erstarrenden Phase zu lokalen Konzentrationsunterschieden. Der zuletzt erstarrende Bereich in einem Block ist aufgrund der höheren Löslichkeit in der flüssigen Phase mit Legierungselementen und unter Umständen mit entsprechenden Verbindungen angereichert. Bei unberuhigtem Stahlguss konzentrieren sich Verunreinigungen wie Schwefel oder Phosphor im Inneren des Gusstücks; bei beruhigtem Stahl ist vorwiegend der Kopf, also in etwa das obere Drittel des Blocks, betroffen.

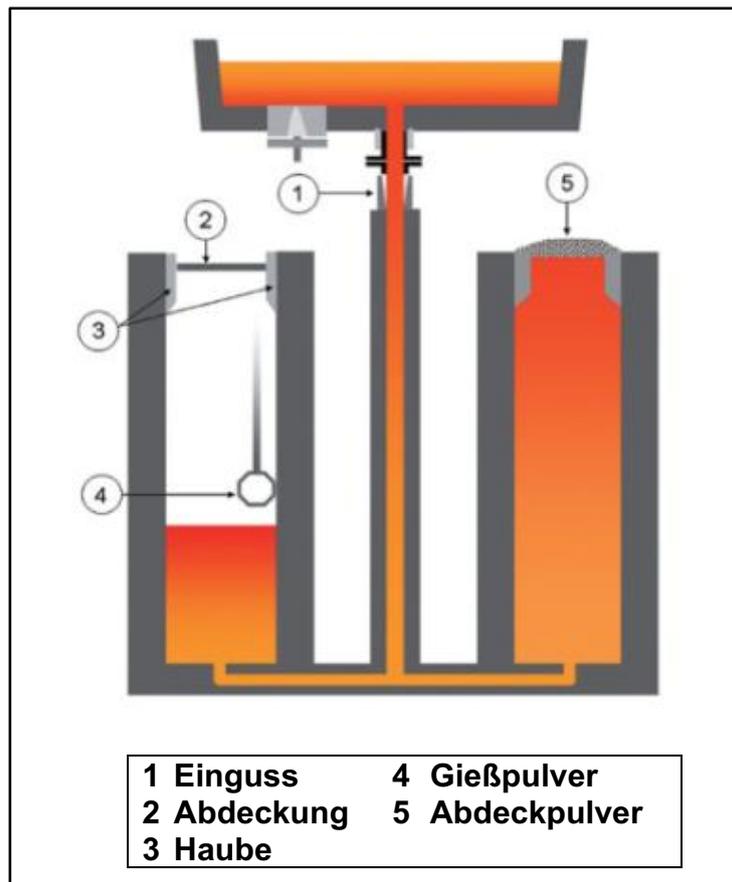


Abbildung 6: Vorgänge beim Blockguss (11).

Um einen homogenen Block zu erzeugen, der an allen Stellen gleichwertige mechanische Eigenschaften aufweist, müssen neben der Vermeidung von Seigerungseffekten sog. Hot-Spots, die zur Lunkerbildung führen, vermieden werden. Zu diesem Zweck werden Isolationsmatten im Kopfbereich der Kokille eingebracht, die sog. **Haube**, um ein Nachlaufen der Schmelze zu erreichen (**Abbildung 6**). Des Weiteren wird die Oberfläche nach Abschluss des Gießens mit einem isolierenden **Abdeckpulver** bedeckt.

Blöcke werden zumeist im sog. steigenden Guss vergossen, d. h. über ein Angussystem wird die Schmelze durch mehrere Öffnungen in der Bodenplatte in die Kokille geführt. Der **steigende Guss** bietet im Wesentlichen folgende Vorteile:

- **Vermeidung von Oberflächenfehlern auf dem Block**

Durch die langsam aufsteigende Schmelze werden Metallspritzer vermieden, die schnell an den Kokillenwänden erstarren und sich später auf der Blockoberfläche als deutliche Fehlerstellen zeigen. Derartige Oberflächenfehler führen aufgrund strenger Flächentoleranzen meist zum Ausfall des Blocks.

- **Gesteuerte Erstarrung**

Durch ein Durchströmen des Fußbereiches des Blocks mit Schmelze während des Gussvorganges kann eine gleichmäßige Erstarrung gefördert werden.

- **Eigenhomogenisierung**

Durch gezieltes Einbringen der Austrittsöffnungen des Angussystems in den Gießsteinen der Bodenplatte kann eine gleichmäßigere Fluidbewegung der Schmelze erzeugt werden, die durch entsprechende Strömungen an der Erstarrungsfront dazu beitragen kann, Seigerungen zu reduzieren.

Die konfektionierte Pfanne mit Schiebevorrichtung wird über den **Einguss** gefahren. Um ein Einbringen von Gasen aus der Umgebungsluft zu vermeiden, wird der Gießstrahl mit einem Inertgas, zumeist Argon, umspült. Eine **Abdeckung**, die beim Stellen des Gießzuges angebracht wird, verhindert das Hereinfallen von Schmutz oder anderen Fremdkörpern.

Auf dem Boden der Kokille liegende und an Seilen in verschiedenen Höhen eingebrachte Säcke mit **Gießpulver** trennen die Schmelze und Kokille physisch in Form eines feinen Filmes, der mittig über die Oberfläche zu den Kokillenwänden verteilt wird. Durch diese Trennung wird die Oberflächenqualität des Blocks erheblich verbessert. Zudem wird ein Einlaufen von Schmelze in vorhandene Mikrorisse eingedämmt, die sich im Verlauf der Nutzung auf der Oberfläche der Innenseite einer Kokille bilden.

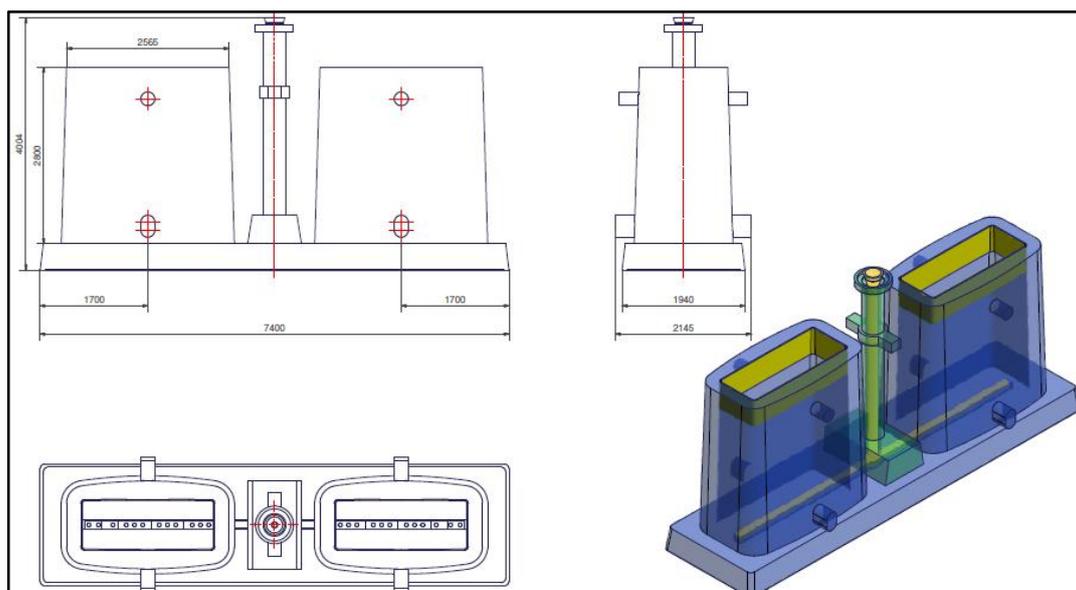


Abbildung 7: Gießespann Blockguss.

Das üblicherweise aus zwei Kokillen nebst beschriebenen Isolationsmaßnahmen und Hilfsstoffen, Angussystem und Bodenplatte bestehende **Gießgespann (Abbildung 7)** wird direkt aus der Pfanne vergossen. Nach dem Ende des Füllens eines Gespanns wird das nächste vergossen. Es folgt eine Luftabkühlung bei stehender Luft von etwa 12 bis 24 Stunden je nach Außentemperatur und Stahlqualität. Die Abkühlrate wird hierbei insbesondere vom Wärmedurchgang der Kokille bestimmt. Diese optimale Abkühlrate kann durch Simulationen getestet und im Praxisversuch bestätigt werden. Da es sich bei hochlegierten Stählen um komplizierte Vorgänge bei der Erstarrung handelt, stellt die Konstruktion von geeigneten Kokillen einen der wichtigsten Faktoren im Blockgussprozess dar. Sie ist ein zentrales und wichtiges Betriebsgeheimnis, das direkten Einfluss auf die Wirtschaftlichkeit des Blockgusses, die darüberhinausgehende Qualität und damit den Markt hat. Zusätzliche Variationen bieten die beschriebenen Möglichkeiten der Isolation im Kopfbereich durch isolierende oder exotherm reagierende Pulver.

Die Kokillen können **konisch** (mit der kleineren Öffnung oben) oder **umgekehrt-konisch** aufgesetzt und vergossen werden. Während die konische Orientierung den Vorteil eines deutlich erleichterten Strippens hat, zeigt die umgekehrt-konische durch die Begünstigung der Seigerungsbeziehung im Stahlblock günstige Effekte auf die Qualität des Blocks in Bezug auf Homogenität und Lunkergerfahren.

1.3 Aktuelle Situation Blockguss

1.3.1 Gussblockproduktion und -verwendung

Blockgusskokillen kommen heutzutage hauptsächlich für das Erzeugen von

- Schmiederohlingen,
- Stahllegierungen, die im Stranggussverfahren aufgrund der Erstarrungsbedingungen schwierig herzustellen sind, und
- kleinen Produktionsmengen, die zum Teil speziell legiert sind,

zum Einsatz.

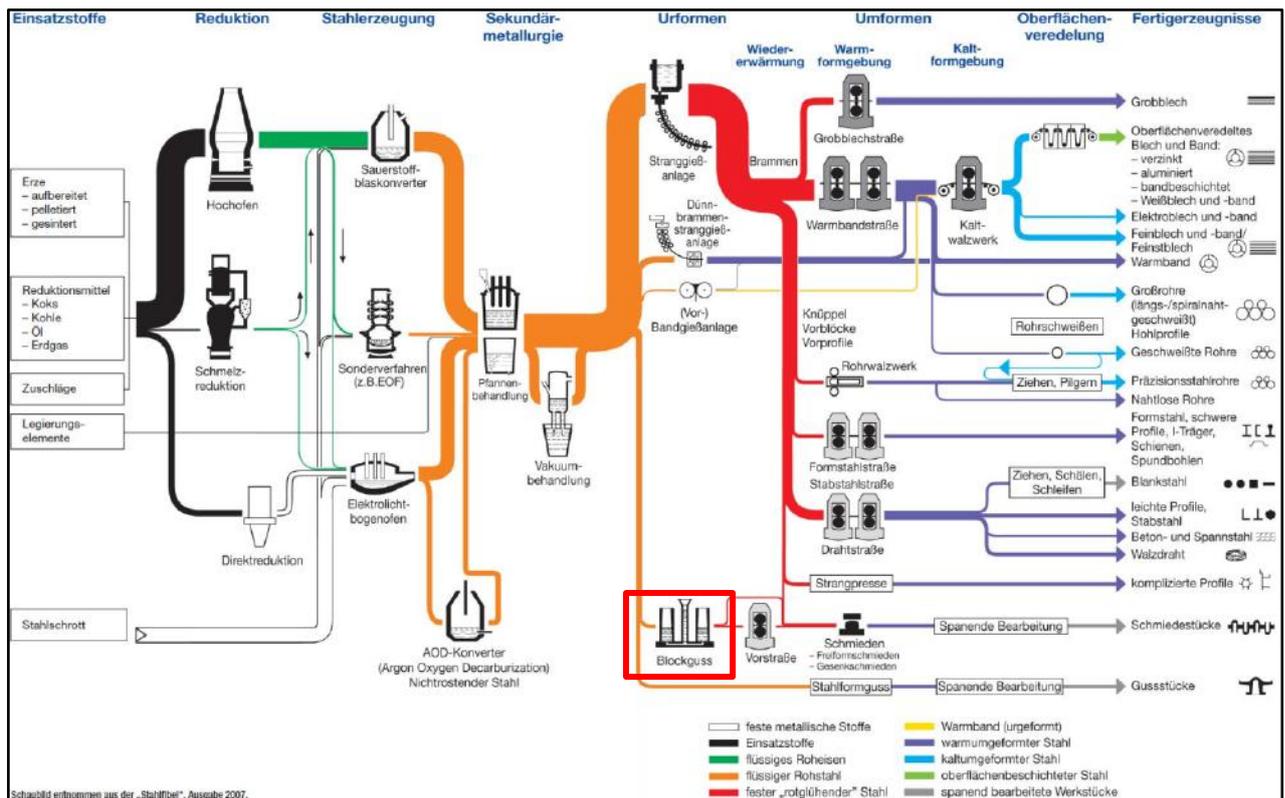


Abbildung 8: Wege zum Stahl (12).

In Deutschland werden lediglich gut 4% des produzierten Stahls im Blockgussverfahren vergossen (Abbildung 8). Dies ist jedoch höher als der gemeinsame Anteil aller anderen europäischen Staaten, wo der Anteil der Rohblockproduktion bei rund 2,5 % liegt. In Nordamerika liegt der Anteil bei rund 1,5 %; in Asien ist der Anteil ebenso hoch (14). Aufgrund des Gesamtanteils Chinas an der globalen Stahlproduktion von rund 51 % beträgt der weltweite Anteil von Blockguss an der Stahlproduktion rund 10 % (Stand: 2015) (13). In Abbildung 9 ist die Entwicklung der Rohblockproduktion in Deutschland und anderen wesentlichen Stahlerzeugungsregionen für den Zeitraum 2009 bis 2015 dargestellt.

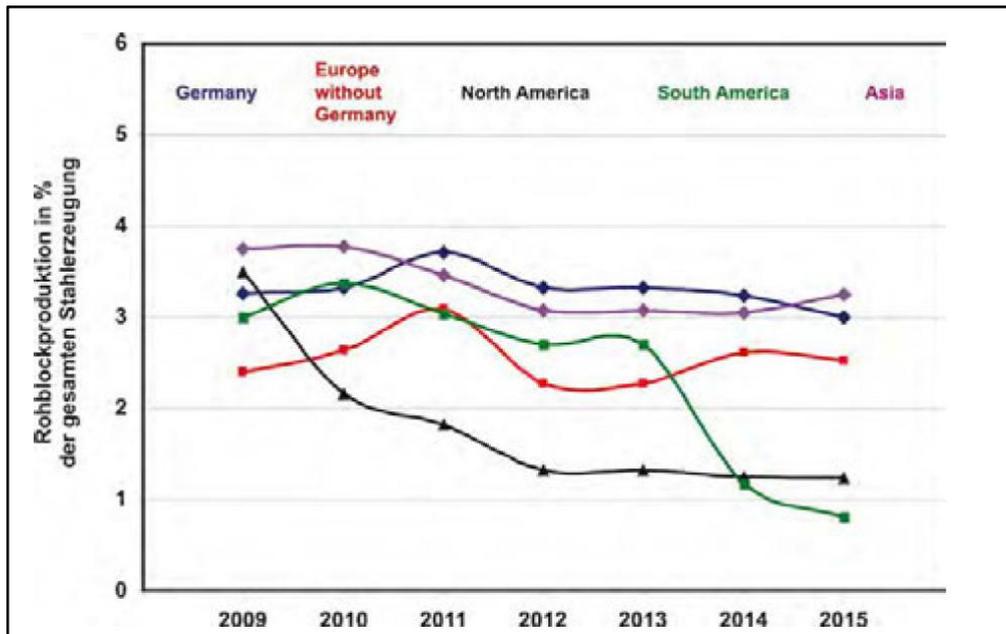


Abbildung 9: Entwicklung der Blockgussproduktion in Deutschland und wesentlichen Regionen der Stahlproduktion 2009 – 2015 (14).

Während noch zu Beginn der 2010er-Jahre und bis zur ökonomischen Krise 2008 bis 2009 der Anteil der Walzblöcke an der deutschen Blockgussproduktion jeweils um rund 200 kt bis 300 kt über jenem der Schmiedeblocke (2001: 600 kt, 2008: 800 kt, 2009: 500 kt) lag, setzte sich der Rückgang der Walzblockproduktion nach einer Erholung bis zum Jahr 2011 (950 kt) bis zum Jahr 2016 (500 kt) weiter fort, während die Schmiedeblockproduktion stetig anstieg und im Jahr 2016 bei 800 kt lag (14) (Abbildung 10).

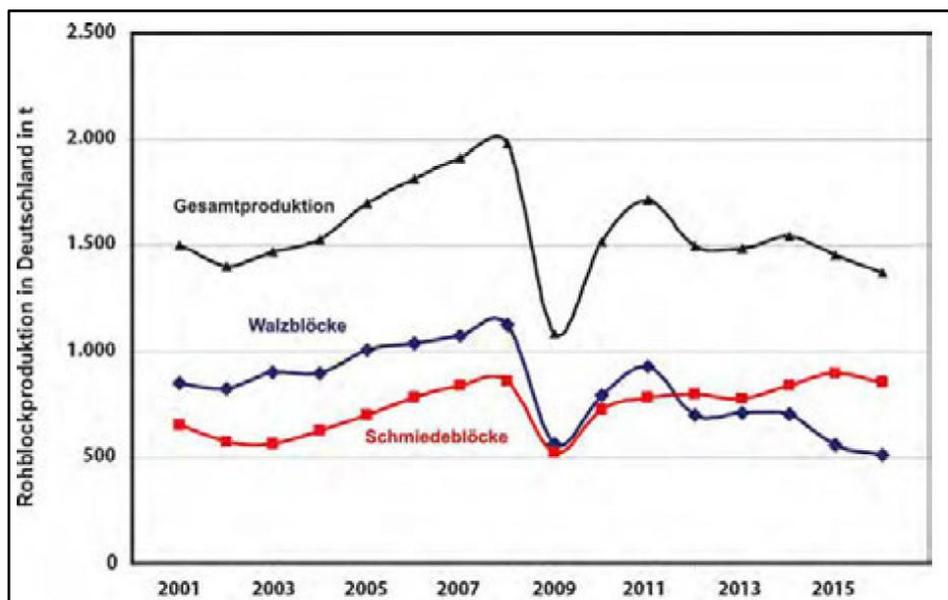


Abbildung 10: Entwicklung der Blockgussproduktion in Deutschland 2001 – 2016 – aufgeschlüsselt nach Walz- und Schmiedeblocken (14).

Etwas aktuellere Daten als bei Hippenstiel (14) finden sich in den Daten der World Steel Association (1). Die Zeitreihe von 2012 bis 2017 ist in **Abbildung 11** dargestellt.

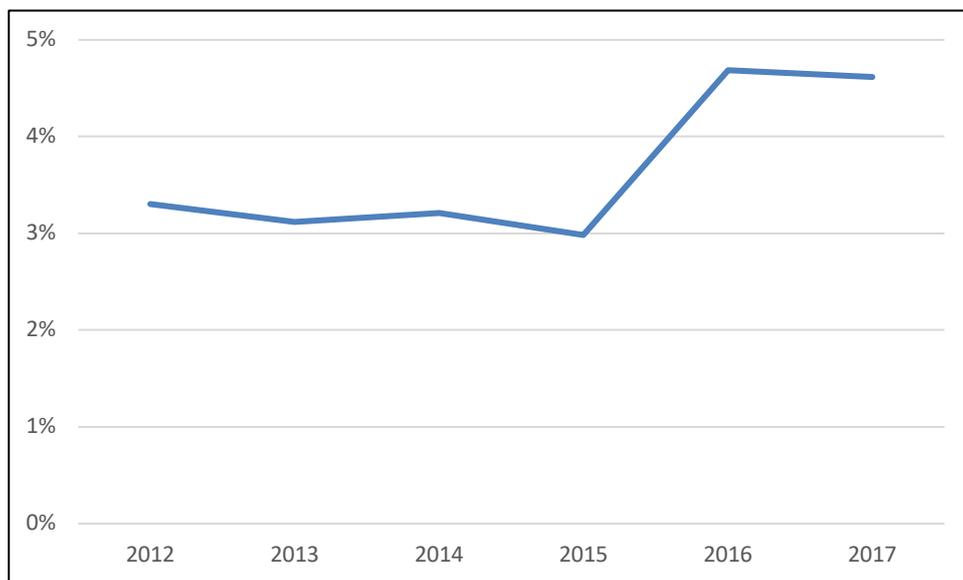


Abbildung 11: Anteil Blockguss an der deutschen Stahlproduktion – Daten aus (1).

Die Gesamtmenge der Blockgussproduktion in Deutschland war im Jahr 2016 1972 kt und im Jahr 2017 2000 kt (1).

Die Wirtschaftsvereinigung Stahl gibt jährlich das Statistische Jahrbuch der Stahlindustrie heraus. In der Ausgabe 2019/2020 finden sich für die deutsche Stahlproduktion, für die die Wirtschaftsvereinigung Stahl als Quelle angegeben wird, keine Angaben zur Blockgussproduktion (15). Für die im Statistischen Jahrbuch angegebenen Zahlen zu anderen Staaten, für die World Steel Association als Quelle angegeben wird, lassen sich Daten zu Blockguss als Differenz zwischen der gesamten Stahlproduktion und der Bandgussproduktion ermitteln, werden jedoch nicht dezidiert angeführt.

Trotz des sinkenden Anteils des Blockgusses an der Stahlproduktion, ist die Methode für die Produktion niedrig-legierter Stähle und für spezielle Schmiedeanwendungen, vor allem für große Bauteile von hoher Bedeutung (16). Neben schweren Freiformschmiedestücken werden durch Blockguss spezielle Stähle auf Cobalt- oder Nickel-Basis ebenso erzeugt wie Rohblöcke für gewalzte Produkte unterschiedlicher Dimensionen (14).

Typische Anwendungen, für die Schmiederohlinge aus Blockguss zum Einsatz kommen, sind die Energieproduktion, Lager, Anlagenmaschinenbau sowie Bauteile, die hohen

Druckbelastungen und thermischen Beanspruchungen standhalten müssen, wie beispielsweise in der Flugzeugindustrie oder in der Erdöl- und Erdgasfördertechnik (17).



Abbildung 12: Bauteile, die aus Blockgussrohlingen erzeugt wurden (17).

In **Abbildung 12** sind links oben Anlagen der Erdölfördertechnik, rechts oben ein Schaft einer Windkraftanlage, links unten ein Turbinenrotor und rechts unten ein Turbinenschaft dargestellt (17).

Das Blockgussverfahren wird vor allem für die folgenden Anwendungsbereiche eingesetzt (18):

- **Hochlegierte Schnellarbeitsstähle:** Hierbei handelt es sich um Werkzeugstähle, die besonderen Ansprüchen in Bezug auf Härte, Verschleißfestigkeit, Anlassbeständigkeit, Wärmefestigkeit bei Temperaturen bis 600 °C sowie Korrosionsbeständigkeit genügen müssen (18). Legierungsanteile und Werkstoffeigenschaften sind in DIN EN ISO 4957 definiert (19).
- **Brammenblöcke für dicke Bleche:** Für die Herstellung von Blechen in Dicken von > 100 mm üblicherweise bis 200 mm, in Spezialfällen auch deutlich darüber hinaus, etwa bis 800 mm
- Spezialstähle bzw. Halbzeuge **mit großen Querschnitten für die Schmiedeindustrie**

Über die Herstellung im Blockgussverfahren können Stähle mit feinerem Gefüge als im Stranggussverfahren erzeugt werden, da durch die Kokille eine bessere Wärmeableitung erfolgt. Durch die schnellere Abkühlung wird eine stärkere Unterkühlung erreicht, wodurch ein feineres Korn gebildet wird (20).

Stahlwerke, die neben der Stranggussproduktion auch über Blockgussproduktionsanlagen verfügen, haben die Möglichkeit, bei Engpässen in der Stranggussproduktion parallel auch Blockguss zu nutzen. Insbesondere in Werken, in denen Flüssigstahl mittels Elektrolichtbogenofen hergestellt wird, kann so die Kapazität des Elektrolichtbogenofens optimal genutzt werden (21).

1.3.2 Blockguss-Gießereien in Deutschland

Bis vor der Aussetzung des vorwettbewerblichen Austauschs waren in Deutschland 19 Unternehmen im Fachausschuss Blockguss des Stahlinstituts VDEh als Mitglieder eingetragen (14).

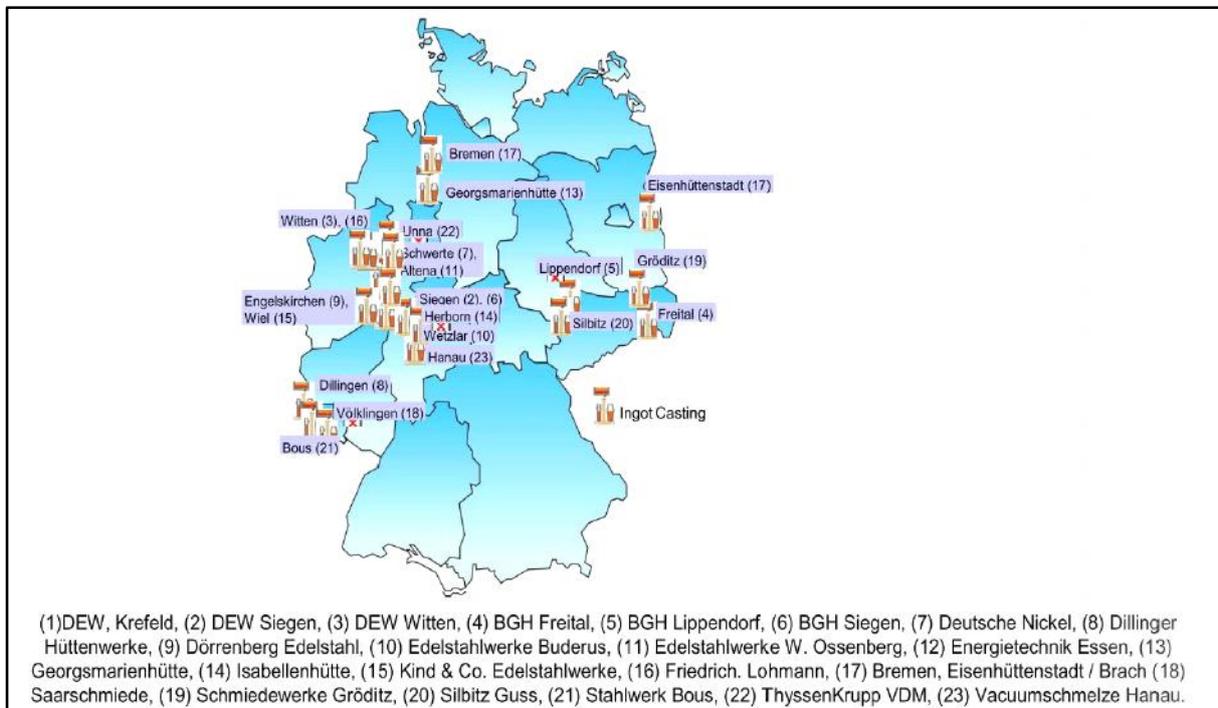


Abbildung 13: Blockguss-Gießereien in Deutschland (17).

In **Abbildung 13** ist eine Karte mit der Lage und den Unternehmensnamen von 23 deutschen Blockguss-Gießereien abgebildet. Dazu ist anzumerken, dass ThyssenKrupp VDM bereits im Jahr 2015 an den Eigenkapitalgeber Lindsay Goldberg veräußert wurde, von welchem es 2018 durch den luxemburgischen Stahlproduzenten Aperam S.A. erworben wurde (22).

Das in **Abbildung 13** mit drei Standorten repräsentierte, zu Swiss Steel Holding gehörige, Unternehmen Deutsche Edelstahlwerke (DEW) nutzt Blockguss für die Fertigung von Spezialstahllösungen in der Luft- und Raumfahrt, Schifffahrt, Öl- und Gasexploration sowie für individuell gefertigte Werkzeugstahllösungen. Rohblöcke werden in Gewichten von 1 bis

40 t, Schmiedeprodukte in Dimensionen von 65 bis 1100 mm (rund) bzw. flach in Stückgewichten bis zu 23 t gefertigt (23).

Einer der bedeutendsten Blockgussproduzenten Deutschlands ist das Unternehmen Dillinger Hüttenwerke. Das Unternehmen stellt Blockgussblöcke mit Blockgewichten bis zu 60 t her. Der Fokus des Unternehmens liegt auf der Produktion von Grobblechen bis zu 450 mm Dicke. Im Zusammenhang mit der vorliegenden Arbeit ist auch von Interesse, dass das Unternehmen auch Hersteller von Blockgusskokillen ist (24).

1.3.3 Aktuelle Entwicklungen

Fokus aktueller Forschungstätigkeiten zum Blockguss sind vor allem Prozessoptimierungen. Beispielhaft sei hier die Entwicklung eines gasdichten Schiebersystems genannt, das über den Einsatz von hochtemperaturfesten Dichtungen sowie Flutung durch Argon die Aufnahme von Sauerstoff aus der Umgebungsluft weitgehend reduziert (25).

Andere Forschungsaktivitäten zielen auf die Optimierung der Strömung während des Angießens ab. Durch ein verbessertes Design des Königssteins sollen im Fußbereich der Blöcke Anspritzungen reduziert werden. Dadurch soll eine bessere Fußausbildung erreicht werden. Dies hat eine ökonomische Optimierung zur Folge, da bei den Rohblöcken ein geringerer Schleifaufwand benötigt wird (26).

1.4 Grundlagen der Eisenlegierungen

Als Gusseisen werden Eisen-Kohlenstoff-Legierungen mit mindesten 2 % Kohlenstoff bezeichnet, denen noch weitere Legierungselemente – insbesondere Silizium – zugesetzt werden. Generell wird zwischen **graphitischem Gusseisen** (auch „graues Gusseisen“ oder „Grauguss“) und **Temperguss/Hartguss** (auch „weißes Gusseisen“ oder „Weißguss“) unterschieden. Die traditionellen Bezeichnungen leiten sich von der gräulichen bzw. weißlichen Färbung der frischen Bruchflächen ab.

Die **graphitischen Gusseisen** werden nach der Art der Ausscheidung des Graphits im Gefüge klassifiziert. Insbesondere sind hier die technisch bedeutsamen Formen der lamellaren (Gusseisen mit Lamellengraphit, GJL) (7), kugelförmigen (Gusseisen mit Kugelgraphit, GJS) (8) und wurmförmigen (Gusseisen mit Vermiculargraphit, GJV) (27) Graphitstrukturen zu nennen.

In Bezug auf ihre technischen Eigenschaften, insbesondere im vorliegenden Verwendungsfall, kommen nur graphithaltige Werkstoffe in Betracht, da Graphit einen wesentlichen Faktor für einen gesteuerten und technisch kontrollierbaren Wärmdurchgang darstellt. Die Ausprägungen des Graphits wirken unterschiedlich dämpfend. Er fungiert hier als primäre Wärmebrücke. Es ergibt sich in Bezug auf die **Wärmeleitfähigkeit** die Beziehung $G_{JL} > G_{JV} > G_{JS}$. Als zweiter, für den Wärmetransport bestimmender Faktor kann die Legierungszusammensetzung genannt werden. Si, Ni, Cr, Mo, Mn, Cu wirken sich senkend auf die Wärmeleitfähigkeit aus. Silizium kommt dabei aufgrund seines absoluten Anteils und seiner graphitisierenden Wirkung die größte Bedeutung zu (28).

Darüber hinaus verschiebt Si die Ferrit-Austenit-Umwandlungstemperatur mit zunehmendem Gehalt nach oben. Bis zu einem Si-Gehalt von ca. 4,2 % zeigen sich positive Effekte auf Zugfestigkeit, Streckgrenze und Härte; Zähigkeit und Dehnung werden zwar vermindert, sind jedoch noch technisch gut nutzbar. Lediglich bei Si-Gehalten über 4,2 % kommt es durch die Ausscheidung von Siliciden zu starker Versprödung. Zusätzlich sind die Effekte eines erhöhten Siliziumgehaltes auf die Wärmeausdehnung zu beachten (29).

Auch die **mechanischen Eigenschaften** dieser Gusseisenwerkstoffe sind im Wesentlichen abhängig von Menge, Form und Anordnung der Graphitkristalle. Die jeweilig vorherrschenden Gitterstrukturen innerhalb der Matrix werden mit griechischen Buchstaben bezeichnet. Das α -Eisen (Alpha-Ferrit) (kubisch-raumzentriert, krz) liegt bis 910°C vor; γ -Eisen (Austenit) (kubisch-flächenzentriert, kfz) von $910\text{-}1390^{\circ}\text{C}$ und δ -Eisen (Delta-Ferrit) von 1390°C bis zum Schmelzpunkt reinen Eisens bei 1535°C . Graphitkristalle haben stets ein hexagonales Gitter (30) (**Abbildung 14**).

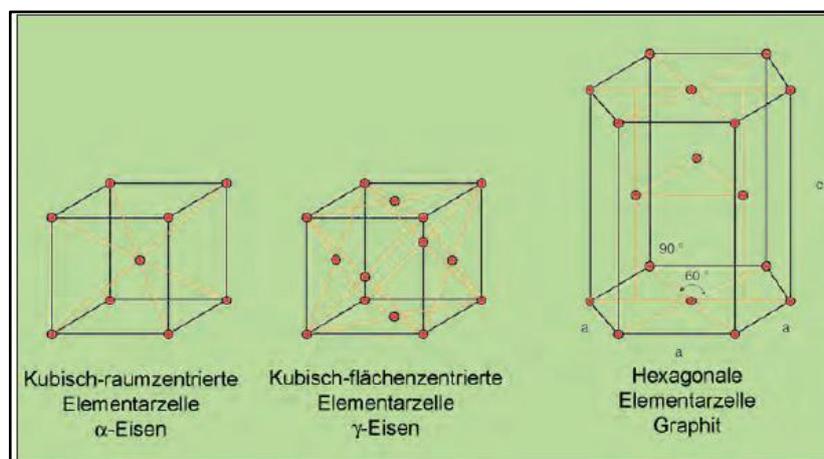


Abbildung 14: Elementargitter bei Gusseisenwerkstoffen (31).

Um die für den beabsichtigten Verwendungszweck graue Erstarrung zu erzielen, muss eine Zusammensetzung der Schmelze so eingestellt werden, dass die gegebene Abkühlgeschwindigkeit zuträglich ist und eine Erstarrung im stabilen Fe-C-System stattfinden kann. Einflussfaktor dafür ist neben der Analyse der Schmelze auch die Abkühlgeschwindigkeit, etwa charakterisiert durch die Wandstärke des Gussteils (32).

Nach dem Phasensystem (Zustandsschaubild) Eisen-Kohlenstoff wird zwischen dem stabilem Fe-C-System (Eisen + Graphit) und dem metastabilen Fe-Fe₃C-System (Eisen + Zementit) unterschieden (**Abbildung 15**). Beim Temperguss (GJMB), dem verschleißbeständigen Gusseisen (GJN) sowie dem Stahlguss wird das **metastabile** Fe-C-Diagramm für die Umwandlungen herangezogen. Alle anderen Gusseisenwerkstoffe werden durch das **stabile** Fe-C-Diagramm abgebildet (30).

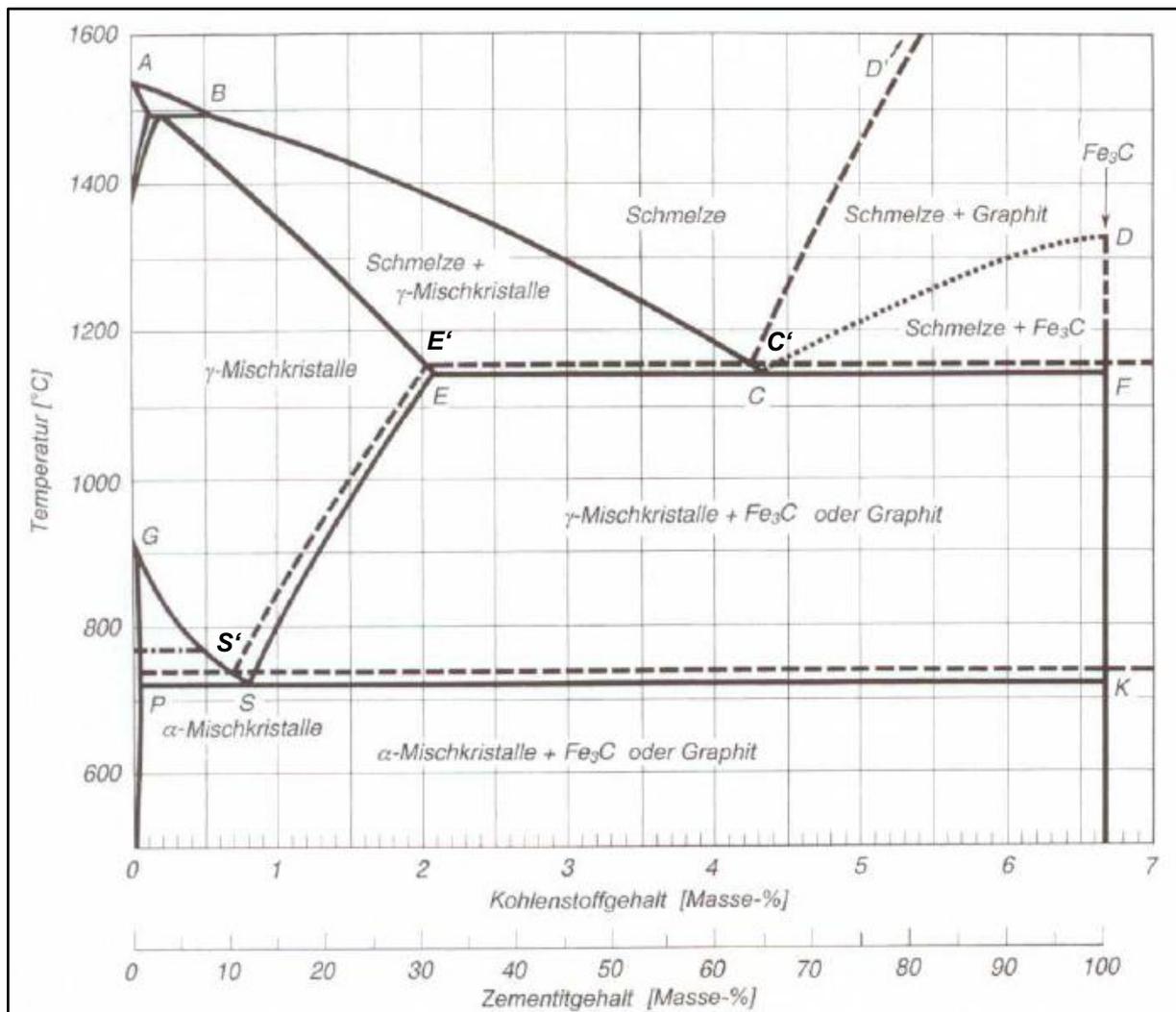


Abbildung 15: Stabiles (gestrichelt) und metastabiles (durchgezogen) Fe-C-System (5).

Im Folgenden sollen kurz die elementaren Vorgänge bei der Erstarrung und Gefügebildung von Gusseisenwerkstoffen im stabilen Fe-C-System erläutert werden (30) (31) (32) (33):

Bei der Erstarrung eines **eutektischen Gusseisens** ($\%C = 4,3$) im stabilen System wird im Punkt C' bei der **eutektischen Temperatur** ($1153\text{ }^{\circ}\text{C}$) das Austenit-Graphit-Eutektikum gebildet. Bei der Abkühlung entlang E'-S' lagert sich Sekundärgraphit an die vorhandenen eutektisch ausgeschiedenen Graphitkristalle an. Bei der **eutektoiden Temperatur** ($738\text{ }^{\circ}\text{C}$) wandeln sich die Austenit-Kristalle in α -Mischkristalle und Graphit um, der sich im Rahmen der eutektoiden Umwandlung an den bereits vorhandenen Graphit (eutektische Erstarrung) anlagert. Das Gefüge besteht nach der Erstarrung aus Graphit und eutektoidem Ferrit.

Ein **untereutektisches Gusseisen** beginnt beim Unterschreiten der Linie B-C' zu erstarren. In Folge der weiteren Abkühlung wird zunächst Primäraustenit ausgeschieden. Der Kohlenstoffgehalt der Restschmelze erhöht sich durch die Ausscheidung der kohlenstoffarmen primären Austenitkristalle bis der Punkt C' erreicht ist und die weitere Erstarrung der des eutektischen Gusseisens gleicht. Auch hier besteht das erstarrte Gefüge aus Ferrit (eutektoid aus primärem und sekundärem Austenit) und dem Graphit.

Übereutektisches Gusseisen scheidet bei Unterschreiten der Linie D-C' Primärgraphit aus. Bei Verarmung an Kohlenstoff bei der weiteren Abkühlung entlang dieser Linie wird der Punkt C' erreicht, an dem die weitere Erstarrung der des eutektischen Gusseisens gleicht. Erstarrt besteht das Gefüge somit aus Primärgraphit, Graphit der sich während der eutektischen Erstarrung gebildet hat und Ferrit.

Für Gusseisenwerkstoffe mit Graphitkristallen werden häufig eutektische und untereutektische Legierungen verwendet. Deutlich übereutektische Werkstoffe bereiten bei der gezielten Produktion aufgrund des, durch seine geringe Dichte aufschwimmenden, Primärgraphits (sog. **Garschaum**) teils erhebliche Probleme.

Die **Gefügeausbildung und –umwandlung** beim Gusseisen kann in zwei Stufen gegliedert werden. Nach der kompletten Erstarrung (**erste Stufe**) erfolgt die Abkühlung bis zum **Erreichen der eutektoiden Temperatur**, wonach die **eutektoide Umwandlung** (zweite Stufe) erfolgt.

Im Verlauf der eutektoiden Umwandlung bildet sich bei GJL, GJMB/GJN nach dem metastabilen System **Perlit** durch Zerfall des Austenits ($0,8\text{ Gew.}\% \text{ C}$) in ein homogenes

Gemenge aus Ferrit (0,02 Gew.% C) und Zementit (6,67 Gew.% C). Als Keim fungieren plattenförmige Zementit-Kristalle an den Korngrenzen des Austenits. Daran bilden sich feine Ferrit-Platten, gefolgt von weiteren Zementit-Platten. Es entsteht das typische streifige Aussehen des Perlits. Je geringer die Umwandlungstemperatur, desto feinstreifiger bildet sich der Perlit aus. GJS und GJV können durch Einstellung der Legierung und Abkühlungsbedingungen so eingestellt werden, dass die eutektoide Erstarrung entweder stabil (**Ferrit + Graphit**) oder metastabil (**Ferrit + Fe₃C**) abläuft.

Beim Überschreiten der eutektoiden Temperatur (z.B. bei der Produktion während des Abgusses eines Stahlblocks) findet in dem festen Gefüge der Kokille an besonders heißen Stellen eine Art Austenitisierung statt. Bei Phasen- und Gefügeumwandlungen im Fe-C-Diagramm finden atomare Platzwechsel des Kohlenstoffs durch Diffusion statt. Je höher die Temperatur, desto intensiver die Diffusion. Das Fe-C-Diagramm setzt in seiner Darstellung für diese Vorgänge eine unendliche Zeit voraus. Wird die Zeit der Diffusion der Atome jedoch technisch begrenzt, so entstehen andere Gefüge, beispielsweise das im Fe-C-Diagramm nicht enthaltene Bainit oder Martensit, oder – bei sehr schneller Abkühlung – durch eine diffusionslose Umwandlung.

Zur Beschreibung dieser Vorgänge (mit begrenzter Diffusionszeit) müssen sog. Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramme (ZTU) herangezogen werden. Durch thermische Belastungen ist es also möglich, dass – je nach Temperaturverlauf und Begrenzung der Diffusion durch andere Gegebenheiten, wie etwa diffusionshemmende elementare Beimischungen, sog. Mikrolegierungen – sich das Gefüge verändern kann. Die Überschreitung der eutektoiden Temperatur wird, wie bereits erwähnt, als „Austenitisierung“ bezeichnet. Aus einer perlitischen Struktur heraus erfolgt die Austenitisierung, da die Ferrit-Zwischenplatten aufgrund der geringen notwendigen Diffusionsdistanzen sehr schnell aufkohlen.

1.5 Auftretende Fehler bei Gussteilen

Aus der Natur der urformenden Gießverfahren ergibt sich eine große Vielfalt an auftretenden Fehlerbildern, die die Qualität des Gussteils so weit beeinträchtigen, dass dieses unter Umständen verworfen oder aufwändig nachgearbeitet werden muss. Die frühzeitige Erkennung erweist sich hierbei oft als schwierig. Grob wird zwischen Oberflächen- und Volumenfehlern unterschieden (34).

Oberflächenfehler treten beim Blockguss beispielsweise als Risse oder Poren auf; auch das Überschreiten geforderter Oberflächentoleranzen zählt hierzu.

Volumenfehler sind deutlich schwieriger und meist nur durch den Einsatz von Ultraschall- oder Röntgenverfahren erkennbar. Hierzu zählen vor allem Lunker, Gefügefehler und Einschlüsse nichtmetallischer Partikel. Abweichungen vom gewünschten Gefüge auf Ebene der kristallinen Struktur sowie mechanische Eigenschaften des Gussteils lassen sich nur durch zerstörende Prüfverfahren testen. Zu diesem Zweck können Angussproben verwendet werden.

Im Laufe der thermischen Belastungszyklen der Blockgusskokillen (durch Eingießen von Stahlschmelze) treten nach einer gewissen Zeit Risse an den Innenwänden auf. Jede Kokillengeometrie hat eine typische mittlere Haltbarkeit (Kokillenstandzeit) und typische Orte für das Auftreten dieser Risse.

Typische Rissansatzstellen befinden sich an der langen Kokillinnenwand horizontal (Querriss) im unteren und oberen Drittel der Höhe (bezeichnet als Fuß- bzw. Kopfbereich des Blocks) sowie auf den kurzen Seiten vertikal mittig (Längsriss).

Ausfälle, die bereits nach sehr wenigen Zyklen, also weiter unterhalb der mittleren Kokillenstandzeit bzw. an untypischen Stellen, auftreten, können meist durch lokale Gießfehler – im Wesentlichen grobe Lunkerstellen oder Einschlüsse – erklärt werden.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit sollen langsam fortschreitende und stets an vergleichbaren Stellen auftretenden Risse sowie Möglichkeiten, ihrem Entstehen bzw. Fortschritt entgegenzuwirken, untersucht werden (**Abbildung 16, Abbildung 17**).



Abbildung 16: Typische Risse.



(a) unrepariert

(b) geriegelt

Abbildung 17: Durchriss an der kurzen Kokillenseite, unrepariert (a) und geriegelt (b).

Sobald Anrisse sichtbar werden (Erreichen von n_1 oder n_2 , **Tabelle 13**), ist eine Reparatur der Kokille mittels einer speziellen Thermovergussmasse erforderlich. Diese Maßnahme dämmt den Rissfortschritt zwar für wenige Zyklen ein, führt aber letztendlich trotzdem zu irreparablen Schäden an dieser Stelle. Zusätzlich können – je nach Tiefe des Rissfortschritts – auch sog. Riegelplatten gegen die Außenwände der Kokille geschraubt werden.

Das Auftreten von Rissen ist im Wesentlichen aus zwei Gründen problematisch (35):

- Die **Qualität des Stahlblocks** leidet. Kleine Anrisse und Kratzer an den Innenflächen der Kokille können zu einer erheblichen Schädigung der Blockoberfläche führen. In größere Risse einlaufende Schmelze erzeugt Formschluss und somit Probleme beim Strippen. Umfangreiche Reparaturmaßnahmen der Oberfläche oder wirtschaftlicher bzw. technischer Ausfall können die Folge sein.
- Die **Verkürzung der Kokillenstandzeit**. Das schnelle Auftreten und Fortschreiten von Rissen in der Kokillenwand führt zu einem technischen Ausfall. Eine Reparatur zum Eindämmen des Rissfortschritts macht das Herausnehmen der Form aus dem Produktionszyklus, das Herunterkühlen und manuelles Bearbeiten nötig. Es treten zusätzliche Effekte wie eine lokal geänderte Wärmeleitfähigkeit der Kokille durch Vergussmassen oder Riegelungen auf, die die Blockqualität beeinflussen können. Reparatur und Ersatz von Kokillen stellen einen der Hauptkostenfaktoren im Blockgussverfahren dar.

1.6 Temperaturwechselbeständigkeit

Im Rahmen der Bewertung der technischen Nutzbarkeit späterer Optimierungsmodelle ist es darüber hinaus notwendig, nicht nur die Verlängerung der Standzeiten der Kokille, sondern auch deren Funktion als Arbeitsmittel qualitativ abzubilden. Insbesondere ist zu gewährleisten, dass ein kontrollierter Wärmedurchgang in Bezug auf das Erstarrungsverhalten des Stahlblocks gegeben ist.

Neben der Kokillenstandzeit wird insbesondere die **Temperaturwechselbeständigkeit** als Eigenschaft des verwendeten Kokillenmaterials herangezogen. Diese charakterisiert die Beständigkeit eines Werkstoffs bei wiederholter thermischer Belastung (thermozyklische Belastung). Die Maßzahl bildet Abhängigkeiten mit der Entwicklung der Eigenspannung und der Kokillenstandzeit als sichtbare Kennzahl für die Überschreitung von mechanischen Grenzwerten ab. Der Verlauf der Spannungen ist abhängig von der Temperaturdifferenz ΔT (Temperaturgradient), dem Elastizitätsmodul E und dem Ausdehnungskoeffizienten α des Bauteils sowie dessen Geometrie, charakterisiert durch den Formfaktor S , ν stellt die Poisson-Zahl dar. Es ergibt sich folgende Beziehung (5):

$$\sigma_{th} = \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T \cdot S}{\nu - 1} \quad 1$$

Wobei:

σ_{th} : Temperaturwechselbeständigkeit (Pa)

E : Elastizitätsmodul (N/m²)

α : Ausdehnungskoeffizient (-)

ΔT : Temperaturgradient (Pa)

S : Formfaktor (-)

ν : Poisson-Zahl (-)

Als wichtigste Bauteileigenschaften für thermozyklisch hoch belastete Bauteile ergeben sich somit neben den soeben genannten Faktoren auch davon abhängige Größen wie Streckgrenze (R_m), Kriechverhalten, Wärmeleitfähigkeit, Warmfestigkeit, Oxidationsbeständigkeit und Ferrit-Austenit-Umwandlungstemperatur (A_{c1}) (29).

Aufgrund der Temperatur- und Zeitabhängigkeit handelt es sich jedoch um eine qualitative Größe; die Art der thermischen Belastung (Thermolastkurve) ist hier ausschlaggebend. Durch die große Varietät der Werkstoffkenngrößen, Beanspruchungen und deren Abhängigkeiten ist es nicht möglich, eine Kennzahl für die Temperaturwechselbeanspruchung festzulegen. Es muss sich auf die experimentelle Prüfung und Datenerhebung aus dem Produktionsbetrieb

bezogen werden. Temperaturwechselbeständigkeit und Kokillenstandzeit weisen eine proportionale Abhängigkeit auf.

1.7 Stand des Wissens zu Einflussfaktoren auf die Standzeit

1.7.1 Relevante Faktoren

Blockgusskokillen sind bei der Verwendung starken Belastungen ausgesetzt, die durch ungleichförmige Erhitzung, schnelle Temperaturwechsel während des Einströmens der Schmelze und mechanische Belastungen beim Herauslösen des erstarrten Gussteils entstehen. Die Hauptursache für das Versagen von Kokillen sind Risse, die durch dynamische Veränderungen der Spannung der Kokillenwände entstehen. Während Faktoren bei der Verwendung selbst ebenfalls zu berücksichtigen sind, sollen in der vorliegenden Arbeit jene untersucht werden, die mit der Herstellung der Kokille selbst zu tun haben.

Die **Eigenspannung** σ_v von Blockgusskokillen ist schon nach der Herstellung oft (in 30 % bis 60 % aller Fälle) bei 40 % bis 70 % der Zugfestigkeit σ_B . Die hohe Eigenspannung von Blockgusskokillen ergibt sich aus Faktoren der Produktionstechnik und der Geometrie. Um die gewünschten chemischen und physikalischen Eigenschaften der verwendeten Speziallegierungen zu erhalten, ist eine sehr präzise Temperaturkontrolle während des Gießens sowie in der Abkühlungsphase erforderlich. Die schon unter Kapitel 1.1 allgemein im Zusammenhang mit dem Blockgussverfahren beschriebenen Probleme unregelmäßiger Erstarrung, etwa Seigerung oder Lunkerung, sind beim Guss der Kokillen eine noch größere Herausforderung, da die verwendeten Speziallegierungen empfindlicher auf die damit verbundene Entmischung reagieren. Ein zusätzlicher Faktor ist die Kokillengeometrie. Meist handelt es sich um einen hohlen, dünnwandigen Pyramidenstumpf, der sowohl in Bezug auf die Problematik der unregelmäßigen Erstarrung als auch auf die mit der Formgebung verbundene Ausprägung von Eigenspannungen besondere Herausforderungen darstellt (36).

Die technischen Eigenschaften eines durch Gießvorgänge hergestellten Werkstücks hängen von den beim Gießvorgang ablaufenden physikalischen und chemischen Prozessen ab. Wird ein freier Körper langsam und gleichförmig erhitzt oder abgekühlt, so erfolgt eine Ausdehnung oder Schrumpfung entsprechend dem materialbedingten thermischen Koeffizienten. Diese Idealbedingungen sind in der Praxis jedoch nicht zu erreichen. Bedingt durch die äußere und innere Geometrie des Werkstücks kommt es zu unterschiedlichen Abkühlungsraten. Die

dadurch entstehenden unterschiedlichen Mikrostrukturen führen zu unterschiedlichen thermomechanischen Eigenschaften (37).

Die Fehler sind somit sowohl auf mechanische als auch thermische Beständigkeitsparameter der Kokillen rückführbar. Im Weiteren sollen nun die wesentlichen Einflussfaktoren in diesem Zusammenhang erläutert werden.

1.7.1.1 Legierung

Wie bereits in Kapitel 1.4 beschrieben, können durch die Auswahl der Legierungsbestandteile die physikalischen Eigenschaften des Gusseisens gezielt beeinflusst werden. In **Tabelle 2** sind die typischen Legierungsbestandteile von Gusseisenwerkstoffen angeführt.

Element	Gehalt (%)
C	2,5-4
Si	1-3
Mn	0,1-1,0
P	0,02-1
S	0,01-0,25

Tabelle 2: Bestandteile von Gusseisenwerkstoffen (38).

In die Schmelze wird ein sogenanntes **Impfmittel** eingebracht; dieses enthält Si und Fe. Dabei dient Si der Erhöhung des Graphitisierungspotenzials, indem das Temperaturintervall zwischen stabiler eutektischer Temperatur und metastabiler eutektischer Temperatur erhöht wird (36) (37). Bei den für Graugusskokillen verwendeten Eisenlegierungen ist daher ein höherer Si-Gehalt erforderlich (39). Weitere aktive Elemente im Impfmittel erzeugen heterogene Keime, an denen Graphit ankeimen kann. Zu diesen Elementen zählen Al, Bi, Zr oder auch Ca. Als Keime werden dabei aus den in der Schmelze vorhandenem O bzw. S Oxide bzw. Sulfide gebildet (40).

Der Anteil der Impfmittel in der Schmelze wird von unterschiedlichen Herstellern als im Bereich von 0,1 % bis 1 % liegend angegeben (41) (42).

Der Einfluss unterschiedlicher Elemente auf das Intervall zwischen stabiler und metastabiler eutektischer Temperatur ist in **Abbildung 18** ersichtlich.

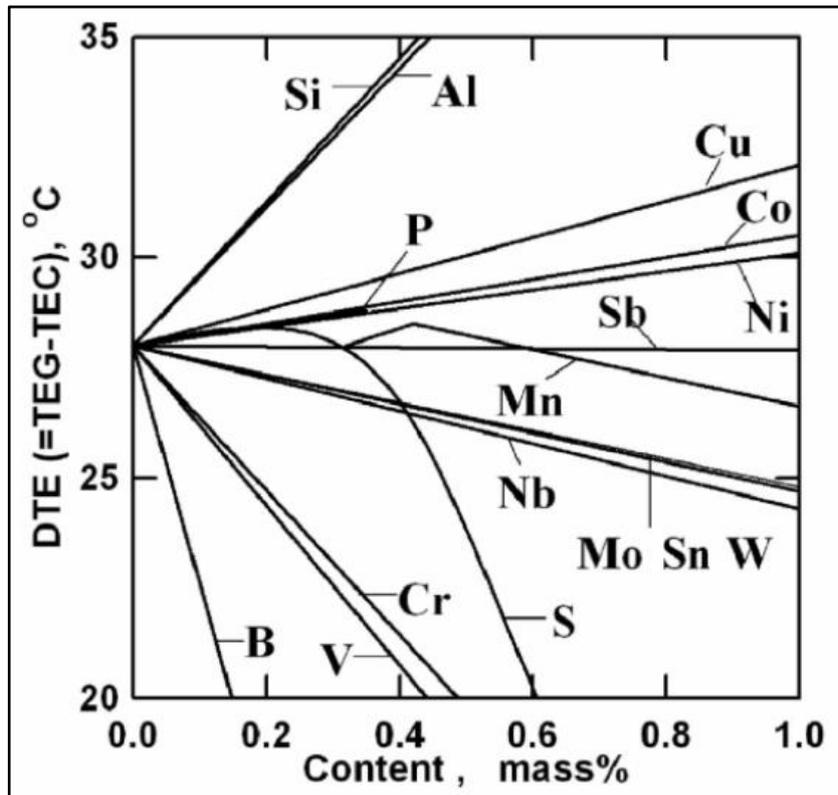


Abbildung 18: Einfluss unterschiedlicher Elemente auf das Intervall stabiler eutektischer Temperatur und metastabiler eutektischer Temperatur (39).

Durch Zuführen von Mg entweder in Form einer Vorlegierung (mit Fe und Si) oder als Reinelement in die Schmelze kann die Graphitstruktur beeinflusst werden. Magnesium bildet mit dem in der Schmelze enthaltenen S Magnesiumsulfid. Durch diese Abbindung von S wird die Bildung von Graphit in lamellarer Form gehemmt, da die **Wachstumsrichtung** V_P gehemmt und V_B dominiert. Anstatt lamellarem Graphit entsteht Kugelgraphit. Durch entsprechende Einstellung des Verhältnisses von S und Mg in der Schmelze entsteht Vermiculargraphit (Abbildung 19).

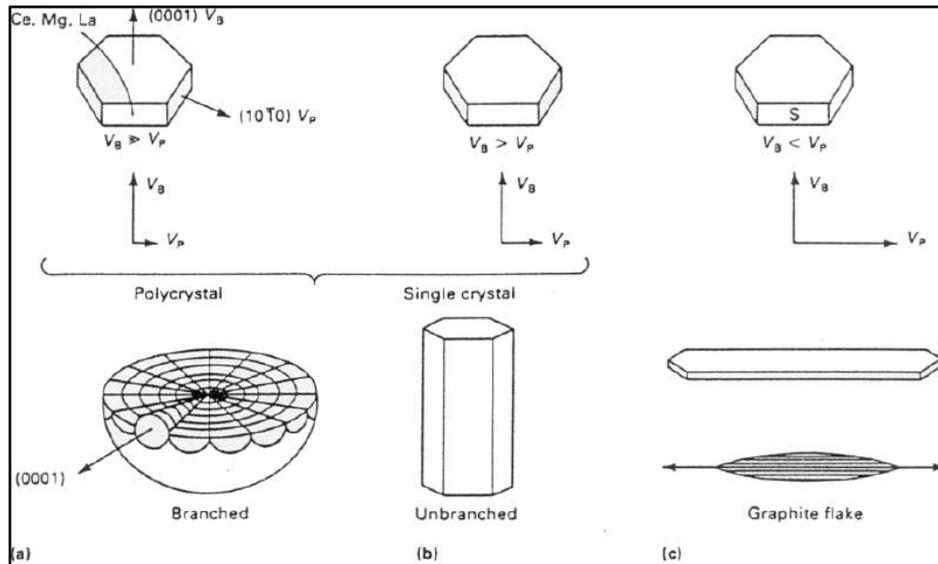


Abbildung 19: Einfluss von S und Mg auf das Graphitwachstum (38).

Die Auswirkung unterschiedlicher Legierungsbestandteile sowie Gussformtypen (Trockensand, roher Ton, Gusseisenkokille) auf die physikalischen Eigenschaften einer untereutektischen Gusseisenlegierung wurde von Kolokol'tsev, et al. (43) untersucht. Der Cr-Gehalt der Legierung variierte zwischen 15 und 19 %, der C-Anteil zwischen 1,9 und 2,5 %. Zusätzlich wurden Mg, Ni und Ti in verschiedenen Anteilen beigefügt. Getestet wurden Rockwellhärte (HRC), Verschleißfestigkeit (K_w) sowie Temperaturbeständigkeit (Maßhaltigkeit $\Delta m, \frac{g}{m^2 h}$ und Längenstabilität (%)) bei konstant hoher Temperatur (800 °C über 100h). Die wesentlichen Parameter der Testlegierungen sind in **Tabelle 3** dargestellt.

Experimental iron sample	Factor					Properties of cast iron as a function of mold										
						dry mold				raw mold				ingot mold		
	C	Mn	Cr	Ni	Ti	HRC	K_w	$\Delta m, \frac{g}{(m^2 h)}$	L, %	HRC	K_w	$\Delta m, \frac{g}{(m^2 h)}$	L, %	HRC	K_w	$\Delta m, \frac{g}{(m^2 h)}$
1	-1.9	-3.5	-15	+1.0	-0.2	42.1	3.8	0.63	0.24	42.4	4.7	0.6	0.23	45.4	5.3	0.29
2	+2.5	-3.5	-15	-0.4	+0.6	45.8	5.2	0.44	0.25	46.3	6.2	0.82	0.24	47.4	8.1	0.67
3	-1.9	+5.0	-15	-0.4	+0.6	43.1	4.5	0.62	0.21	41.9	4.8	0.48	0.16	46.8	4.9	0.82
4	+2.5	+5.0	-15	+1.0	-0.2	46.6	3.8	0.67	0.29	43.7	4.8	0.87	0.27	49.6	6.5	0.46
5	-1.9	-3.5	+19	+1.0	+0.6	44.2	3.5	0.07	0.26	42.2	5.5	0.18	0.25	46.8	9.2	0.2
6	+2.5	-3.5	+19	-0.4	-0.2	48.2	4.3	0.66	0.24	50.6	4.7	0.43	0.22	53.3	9	0.1
7	-1.9	+5.0	+19	-0.4	-0.2	44.7	3.6	0.39	0.28	43.8	5.1	0.19	0.25	47.0	6.9	0.07
8	+2.5	+5.0	+19	+1.0	+0.6	47.2	3.4	0.36	0.28	48.5	5.3	0.29	0.26	52.3	8.4	0.18
0	2.2	4.25	17	0.7	0.4	46.0	3.6	0.19	0.42	46.2	5.6	0.5	0.4	51.0	8.9	0.19

Tabelle 3: Einfluss von Legierung und Gussformtypen auf physikalische Parameter (43).

Auf Basis der Tests hatten, wie aus Tabelle 3 ersichtlich, die Legierungen 2, 4 und 5 die besten Werte für die **Verschleißfestigkeit K_w** . Beim Vergleich der unterschiedlichen Gussformtypen war bei allen Proben die Verschleißfestigkeit beim Kokillenguss am höchsten, gefolgt von rohem Ton und Trockensand. Die Rockwellhärte war bei den Proben 4 und 5 beim Guss in rohem Ton am höchsten, gefolgt von Kokillenguss und Trockensand, bei den Proben 2 hingegen war der HRC-Wert beim Kokillenguss am höchsten, gefolgt von Trockensand und rohem Ton. Die Beigabe von Ti erhöht die Maßhaltigkeit bei Erhitzung, jedoch muss dafür das gesamte Ti als Ti-Carbid vorliegen. In derselben Versuchsreihe wurde auch die Wirkung weiterer Elemente untersucht. Die Beigabe von Al und Ni reduzierte die Korngröße und den Volumeninhalt der eutektischen Phase. Ein höherer Al-Gehalt resultierte in verbesserter Temperaturbeständigkeit und höheren HRC- und Verschleißfestigkeitswerten, wie aus **Tabelle 4** ersichtlich ist.

Al content, wt %	Type of mold	Properties of iron				Nb content, wt %	Type of mold	Properties of iron			
		HRC	Δm , g/(m ² h)	K_w	L, %			HRC	Δm , g/(m ² h)	K_w	L, %
–	Dry	41	0.085	3.3	0.14	–	Dry	41	0.085	3.3	0.14
	Raw	42	0.055	4.0	0.19		Raw	42	0.055	4.0	0.19
	Ingot	45	0.042	3.54	–		Ingot	45	0.042	3.54	–
0.5	Dry	40	0.1	2.8	0.25	0.2	Dry	42	0.083	4.4	0.19
	Raw	40	0.067	3.1	0.22		Raw	42	0.067	4.6	0.17
	Ingot	44	0.053	2.83	–		Ingot	44	0.054	4.4	–
1.0	Dry	39	0.11	2.7	0.24	0.6	Dry	42	0.075	4.6	0.15
	Raw	39	0.071	3.2	0.22		Raw	42	0.135	4.7	0.16
	Ingot	42	0.064	3.3	–		Ingot	44	0.062	4.5	–
1.5	Dry	42	0.119	3.8	0.33	1.0	Dry	42	0.059	4.6	0.0
	Raw	43	0.075	4.6	0.36		Raw	43	0.09	4.8	0.1
	Ingot	45	0.036	3.9	–		Ingot	45	0.054	5.1	–
2.0	Dry	40	0.062	3.7	0.26	1.5	Dry	43	0.045	4.95	0.0
	Raw	43	0.097	3.8	0.29		Raw	42	0.13	5.0	0.07
	Ingot	44	0.029	3.7	–		Ingot	45	0.035	5.9	–
2.5	Dry	40	0.062	3.7	0.26	2.0	Dry	44	0.063	5.1	0.05
	Raw	43	0.097	3.8	0.29		Raw	42	0.179	6.15	0.17
	Ingot	44	0.029	3.7	–		Ingot	47	0.078	6.2	–
3.0	Dry	42	0.04	3.5	0.19	2.5	Dry	44	0.129	5.4	0.17
	Raw	43	0.027	3.6	0.20		Raw	43	0.194	6.35	0.18
	Ingot	51	0.024	3.5	–		Ingot	48	0.083	6.4	–
3.0	Dry	47	0.039	3.14	0.18	3.0	Dry	45	0.24	5.5	0.18
	Raw	48	0.046	3.3	0.20		Raw	44	0.32	6.75	0.2
	Ingot	50	0.022	3.02	–		Ingot	49	0.139	7.3	–

Tabelle 4: Einfluss des Al- und Ni-Gehalts auf die mechanischen und thermischen Beständigkeitswerte (43).

Auch ein höherer Ni-Gehalt erhöht HRC- und Verschleißfestigkeitswerte und bis zu einem Gehalt von 1,0 bis 1,5 % auch die Temperaturbeständigkeit, die darüber jedoch absinkt. Aluminium soll dabei vor allem der Bildung einer dichten Oxidationsschicht auf der Legierungsoberfläche dienen und somit oxidationshemmend wirken. Zu beachten ist, wie aus **Tabelle 5** ersichtlich, dass Al bis zu einem Gehalt von 2 % die Maßhaltigkeit bei Erhitzung

vermindert, was durch die teilweise Verdrängung divalenter Fe- und Ni-Atome durch tivalente Al-Atome sowie den Übergang von der austenitischen Metall-Matrix zu einer Mischung aus α - und γ -Phase erklärt wird, wie in **Tabelle 5** dargestellt (43).

Type of mold	Al content, wt %			
	1.5	2.0	2.5	3.0
	α/γ , %			
Ingot mold	12/88	15/85	18/82	77/23
Dry mold	11/89	19/81	80/20	92/8

Tabelle 5: Phasenanteile der metallischen Basis im Gusseisen in Abhängigkeit von Al-Gehalt (43).

Auch die Wärmeleitfähigkeit wird durch die Zusammensetzung der Legierung bzw. des Impfmittels beeinflusst. Impfmittel mit höherem Anteil von Al und Ca bzw. zusätzlichen Elementen wie RE, Ba, Zr und Ti erhöhen die Wärmeleitfähigkeit einer Gusseisenlegierung. Die Auswirkung unterschiedlicher in **Tabelle 6** aufgelisteter Impfmittelzusammensetzungen und -mengen auf die Wärmeleitfähigkeit einer Gusseisenlegierung ist in **Abbildung 20** dargestellt, wobei auch hier zusätzlich die Auswirkung der Abkühldauer durch unterschiedliche Gussformtypen (Isolierung > Sand > Kühlung) untersucht wurde (44). Die Zusammensetzung der aus derselben Schmelze gezogenen Legierungsproben ist aus **Tabelle 7** ersichtlich.

Inoculant No.	Si	Ca	Al	Sr	RE	Ba	Zr	Ti	C	Addition (wt%)
1	73-78	0.1 max	0.5 max	0.6-1.0	-	-	-	-	-	0.06
2	73-78	0.1 max	0.5 max	0.6-1.0	-	-	-	-	-	0.39
3	73-78	0.1 max	0.5 max	0.6-1.0	-	-	-	-	-	0.90
4	72-78	0.5-1.0	0.5-1.3	-	1.5-2.0	-	-	-	-	0.39
5	72-77	1.0-2.0	0.8-1.5	-	-	2.0-3.0	-	-	-	0.39
6	44-50	2.5-3.5	1.0	-	-	-	1.5-2.0	-	-	0.39
7	51-55	1.0	1.0-1.3	-	-	-	-	9.0-11.0	-	0.39
8	32	0.5	0.7	-	-	4.5	-	-	50.0	0.06
9	32	0.5	0.7	-	-	4.5	-	-	50.0	0.19
10	32	0.5	0.7	-	-	4.5	-	-	50.0	0.45

Tabelle 6: Zusammensetzung des Impfmittels in einem Versuch zur Wärmeleitfähigkeit (44).

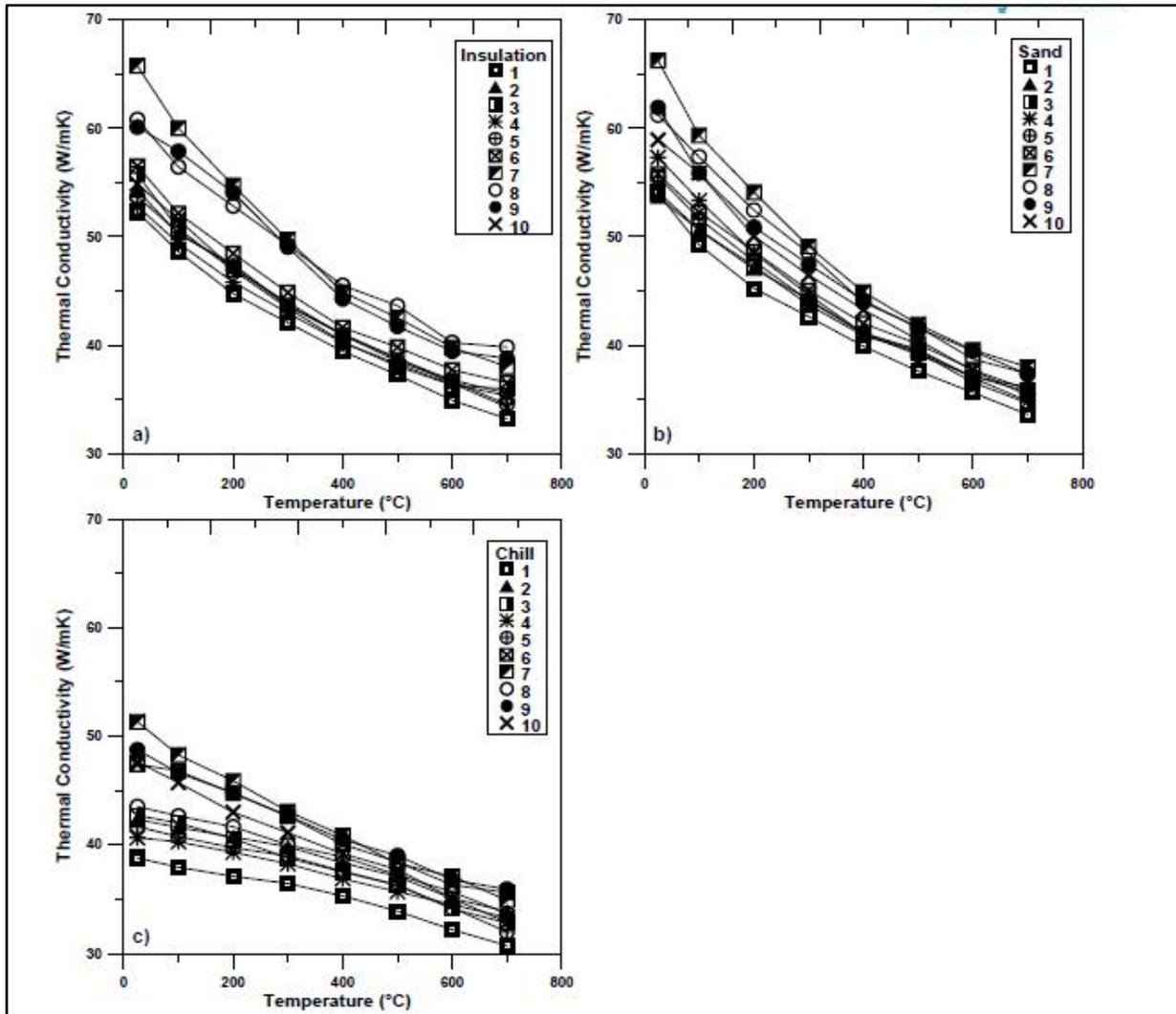


Abbildung 20: Auswirkung von Impfmittel und Abkühldauer auf die Wärmeleitfähigkeit (44).

Heat No.	C	Si	P	Mn	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Mg	Pb	Ti	CE
1	3.380	1.970	0.036	0.680	0.100	0.111	0.062	0.053	0.263	0.003	0.002	0.013	4.05
2	3.350	2.100	0.033	0.670	0.100	0.109	0.060	0.052	0.260	0.003	0.002	0.013	4.06
3	3.330	2.410	0.034	0.660	0.096	0.109	0.060	0.052	0.258	0.003	0.002	0.014	4.14
4	3.370	2.180	0.035	0.670	0.096	0.112	0.058	0.054	0.257	0.003	0.002	0.014	4.11
5	3.350	2.110	0.033	0.670	0.116	0.109	0.057	0.055	0.260	0.003	0.002	0.014	4.06
6	3.430	2.140	0.035	0.680	0.092	0.113	0.059	0.054	0.254	0.003	0.003	0.014	4.16
7	3.410	2.160	0.035	0.670	0.093	0.113	0.058	0.055	0.255	0.003	0.003	0.038	4.14
8	3.450	2.020	0.036	0.680	0.097	0.114	0.058	0.056	0.259	0.003	0.003	0.014	4.14
9	3.480	2.040	0.036	0.670	0.094	0.114	0.058	0.056	0.259	0.003	0.003	0.014	4.17
10	3.500	2.060	0.035	0.670	0.099	0.112	0.057	0.055	0.260	0.003	0.002	0.014	4.20

Tabelle 7: Zusammensetzung der aus derselben Schmelze gezogenen Legierungsproben (44).

Aus **Abbildung 20** ist ersichtlich, dass die Wärmeleitfähigkeit mit der Konzentration des Impfmittels sowie dem Anteil stärker wirksamer Bestandteile steigt. Beide Faktoren sind in der Grafik durch höhere Probennummern ersichtlich. Die höchste Wärmeleitfähigkeit wurde dabei

durch Beigabe eines Ti-hältigen Impfmittels erzielt. Die Wärmeleitfähigkeit war dabei bei den in Sand gegossenen Proben etwas höher als bei den in Isolierung gegossenen und wiederum bei diesen beiden deutlich höher als bei den in Kühlung gegossenen. Die Wirkung der Impfmittelzusammensetzung und -konzentration wird dadurch erklärt, dass durch stärkere Impfmittel die Bildung langer und gerader Graphitlamellen begünstigt wird, die die Wärmeleitung begünstigen. Dieser Effekt ist beispielhaft auch beim Vergleich zweier Proben mit gleicher Abkühldauer (Isolierung) nachweisbar (45).

1.7.1.2 Abkühldauer

Ein Faktor, der aus den in Kapitel 1.7.1.1 zitierten Arbeiten ebenfalls ersichtlich ist, ist der Einfluss der Abkühldauer, der bei Kolokol'tsev, et al. (43) hinsichtlich der unterschiedlichen Gussformtypen betrachtet wird, wobei die Abkühldauer in der Reihenfolge Sand > roher Ton > Kokille abnimmt. Bei den Versuchen von Holmgren, et al. (44) zur Wärmeleitfähigkeit werden die besten Werte ebenfalls bei den in Sand gegossenen Proben erzielt. Dabei wirkt sich die Abkühldauer stärker aus als die Legierungszusammensetzungen. Daraus lässt sich schließen, dass eine Erhöhung der Abkühldauer bis zu einem bestimmten Punkt in einer besseren Wärmeleitfähigkeit resultiert, darüber hinaus jedoch nur eine geringere Wärmeleitfähigkeit erzielt werden kann (**Abbildung 21**).

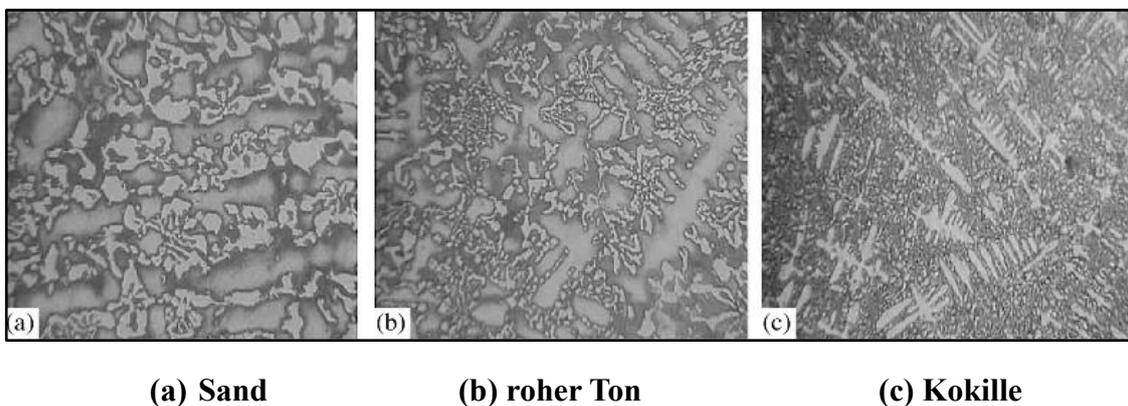


Abbildung 21: Auswirkung der Abkühldauer auf die Mikrostruktur (400:1) (43).

Eine Verkürzung der Abkühldauer führt – bei unveränderter Legierung – zu reduzierter Größe und Menge primär-austenitischer Dendriten.

Bei der Untersuchung der Auswirkung einer unterschiedlichen Abkühldauer bei Verwendung des gleichen Impfmittels auf die Mikrostruktur des Gusseisens, wiesen die in Sand gegossenen Proben die besten Wärmeleitfähigkeitswerte auf. Es kommt bei diesen Proben zur Ausbildung

längerer Graphitlamellen (43) (44). Bei der Produktion von Blockgusskokillen ist die Abkühldauer über die Wandstärke der Form beeinflussbar (32).

1.7.1.3 Gefüge

Die Ausbildung der im Gusseisen eingebetteten Graphitkerne und damit die mechanischen und thermischen Eigenschaften des Werkstoffs werden durch die chemische Zusammensetzung der Schmelze, die durch Schmelzebehandlung und Impfmittel beeinflusst wird, sowie die Abkühldauer bestimmt. Ziel der Schmelzebehandlung ist es, in der Schmelze vorhandene Störelemente zu neutralisieren; insbesondere bei der Herstellung von GJS ist die Verringerung der S-Gehalte sehr wichtig. Dies erfolgt durch die Beigabe und Reaktion von Mg. Magnesiumsulfid geht zum Teil in die Schlacke über, wo es mit dem Luftsauerstoff reagiert, während S wieder in der Schmelze verbleibt (38). Die zugehörige Reaktionsgleichung ist nachstehend angeführt (38):



Das Gefüge von Gusseisen hängt jedoch nicht nur von Größe und Form der Graphitkristalle, sondern auch von der Einbettung in die Matrix ab (32).

1.7.1.4 Geometrie

Der Einfluss der Bauteilgeometrie auf das Erstarrungsverhalten und die damit verbundenen technischen Eigenschaften waren lange Zeit vor allem das Resultat empirischer Entwicklungen. So wurde etwa großes Augenmerk darauf gelegt, Gussformen so zu gestalten, dass die Schmelze möglichst gleichmäßig in die Form fließen konnte und Ecken oder Kanten vermieden wurden (46). **Abbildung 22** ist ein Beispiel für eine solche Empfehlung, die zeigt, wie eine konstruktiv erwünschte Bauteilgeometrie gießgerecht umgestaltet wird.

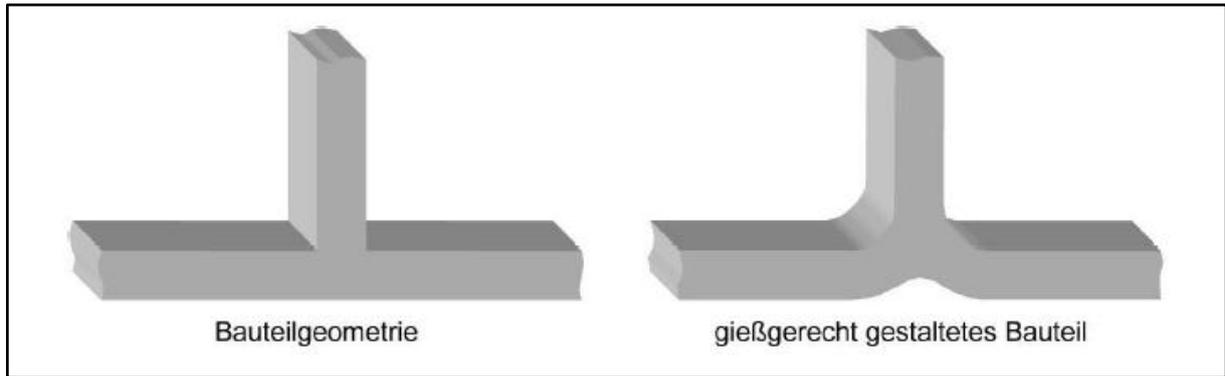


Abbildung 22: Gießerechte Gestaltung eines Bauteils (47).

Die Ende der 1930er-Jahre von Chvorinov (48) erstellte und nach diesem Wissenschaftler benannte Regel stellte den ersten Versuch einer numerischen Modellierung der Erstarrungszeit beim Gießvorgang dar. Sie basiert auf einer Material- und Gussformkonstante sowie auf dem Größenfaktor R , der aus dem Verhältnis von Volumen und Oberfläche errechnet wird (48):

$$t = k_G \cdot \left(\frac{V}{A}\right)^2 = k_G \cdot M^2 \quad 4$$

Wobei:

- t : (Erstarrungs-)Zeit (s)
- k_G : Gussformkonstante (-)
- V : Volumen (m^3)
- A : Oberfläche (m^2)
- M : Modul (-)

Der Faktor V/A wird auch als Modul bezeichnet und erlaubt den Vergleich der Erstarrungsdauer von Körpern unterschiedlicher Geometrie (49).

Für geometrische Basisformen (z. B. Platte, Zylinder, Kugel, Würfel) lässt sich M auch über einen Multiplikationsfaktor, der das Verhältnis der Basisdimensionen (Dicke, Durchmesser/Stärke, Seitenlänge) beschreibt, ermitteln.

In **Tabelle 8** sind die Grundformeln resp. relevanten Beziehungen für Platte, Manschette, Zylinder, Prisma, Kugel und Würfel dargestellt.

Berechnung	Platte	Manschette	Zylinder	Prisma	Kugel	Würfel
$M = \frac{V}{A}$	$\frac{X_p}{2}$	$\frac{X_m}{2}$	$\frac{D_z}{2}$	$\frac{X_p}{4}$	$\frac{D_k}{6}$	$\frac{X_w}{6}$
Multiplikator N	$\frac{n}{n+2}$	$\frac{n}{n+1}$	$\frac{n}{n+1}$	$\frac{n}{n+0}$	1	1

Tabelle 8: Berechnung des Modulus für Basisgeometrien und größenabhängige Multiplikatorwerte (49).

Wobei:

$X_{p,m,k,w}$: Dicke bzw. Wandstärke Platte, Manschette, Würfel (m)

$D_{z,k}$: Durchmesser Zylinder, Kugel (m)

n : Vielfaches der Basisdimensionen (Dicke, Wandstärke, Radius) (-)

Der näherungsweise Ansatz ist für viele reale Gießteile eine zu große Vereinfachung. Zudem kommt es während des Erstarrungsprozesses zu unregelmäßigen Änderungen des Schmelzvolumens sowie der abgekühlten Oberfläche, die die Erstarrungsrate im Inneren des Gießkörpers und somit auch die Spannungsverhältnisse beeinflussen.

Ein wesentlicher Anwendungsbereich der Chvorinov-Regel ist die Auslegung des Angusssystems sowie der Gussformen geringer Dicke (Platten) bzw. Wandstärke (Manschetten), wie sie für die Formgebung von Kokillen typisch sind. Es kommt zur schnelleren Ausbildung von Erstarrungsschichten und somit kürzerer Abkühlungsdauer. Durch die damit verbundene Reduktion des Schmelzflusses in die mittleren Schichten ergeben sich auch unterschiedliche Raten der Volumenänderung, was wiederum unterschiedliche Spannungsverhältnisse im Werkstück verursacht, die die Ursache für frühere Materialermüdung (Rissbildung) darstellen können. Die Beziehung zwischen Erstarrungsgeschwindigkeit v und Dicke der erstarrten Schicht ξ ist in **Abbildung 23** dargestellt.

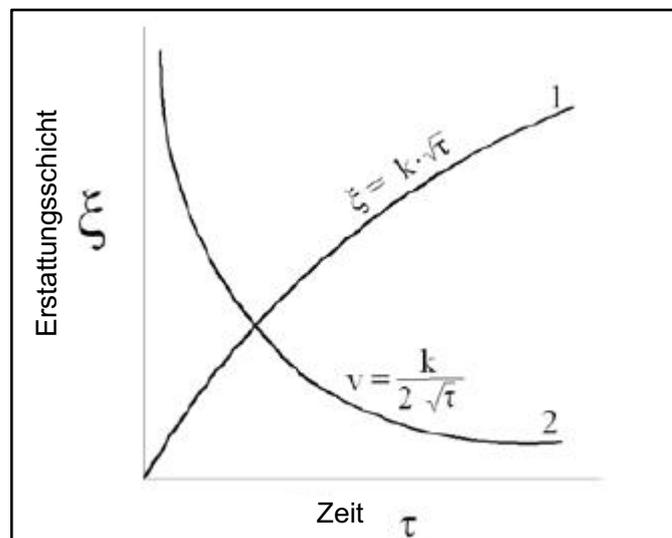


Abbildung 23: Erstarrungsgeschwindigkeit v und Ausbildung der erstarrten Schicht ξ (49).

$$v = \frac{d\xi}{d\tau} = \frac{k}{2\sqrt{\tau}}$$

5

Wobei:

ξ : Dicke der Erstarrungsschicht (m)

k : Erstarrungskoeffizient (m h^{1/2})

τ : Zeit (h)

Aus Gleichung 5 ergibt sich durch Umformung:

$$\tau = \left(\frac{\xi}{k}\right)^2 \quad 6$$

Da im Moment der Erstarrung ξ mit dem Modul für eine Platte $M_p = X_p/2$ koinzidiert, kann weiterhin umgeformt werden:

$$M_d = k\sqrt{\tau} \text{ und } \tau = \left(\frac{M_d}{k}\right)^2 \quad 7$$

Der Wert für k hängt von der Menge und chemischen Zusammensetzung der Schmelze und den Diffusionseigenschaften der Gussform ab.

Die thermophysikalischen Bedingungen der Erstarrung sind für andere geometrische Formen komplexer, wobei dies durch unterschiedliche Abkühlungsflächen und Schmelzvolumina bedingt ist. In **Abbildung 24** ist die Dicke der Erstarrungsschicht ξ gegen die relative Zeit für Platte [1], Zylinder [2] und Kugel [3] aufgetragen.

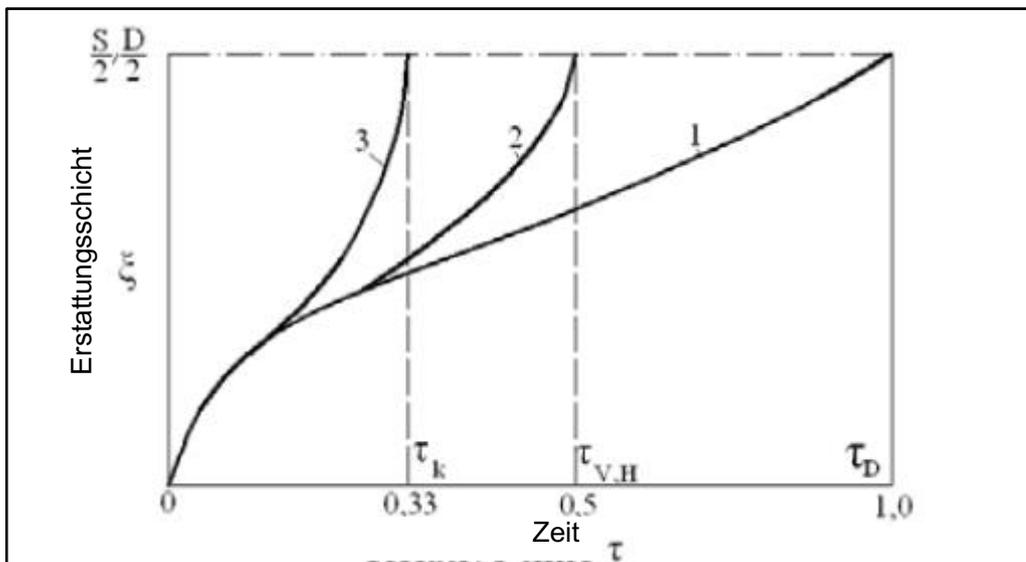


Abbildung 24: Vergleich der Entwicklung der Erstarrungsschicht bei Platte [1], Zylinder [2] und Kugel [3] (49).

Während der parabolische Verlauf der Erstarrungskurve für die Platte bereits aus Abbildung 23 bekannt ist, zeigen die Verläufe von Zylinder und Kugel unterschiedliche Verläufe. Die Dicke ξ der Erstarrungsschicht steigt hier in deutlich kürzerer Zeit an. Aus den dargestellten Beziehungen ergibt sich, dass unterschiedliche Geometrien des Gießteils, die z. B. durch unterschiedliche Wandstärken oder Formunterschiede innerhalb des Teils (Übergänge von

geraden zu geschwungenen Bauteilkonturen) auftreten können, auch zu einem unterschiedlichen Verlauf der Erstarrungskurve führen.

Die sich daraus ergebenden Spannungsdifferenzen können im Weiteren bereits bei der initialen Abkühlung oder später im Betrieb zur Rissbildung führen. Besonders kritische Bereiche sind in diesem Zusammenhang Kanten bzw. Ecken, die daher mit entsprechend angepassten Radien versehen werden müssen, wie in **Abbildung 25** dargestellt ist. Abbildung 25 (a) weist in der Schnittdarstellung ein unausgewogenes Wanddickenverhältnis und daraus folgende Transkristallisation aufgrund fehlender Abrundung auf. In Abbildung 25 (b) ist eine durch eine Materialanhäufung verursachte Lunkerbildung zu erkennen. Abbildung 25 (c) zeigt, wie diesen Erscheinungen durch Abrundung der Kante entgegengewirkt werden kann. Die Wandstärke bleibt dadurch nahezu unverändert, Abkühlungsprozess und Kristallwachstum verlaufen jedoch gleichmäßig.

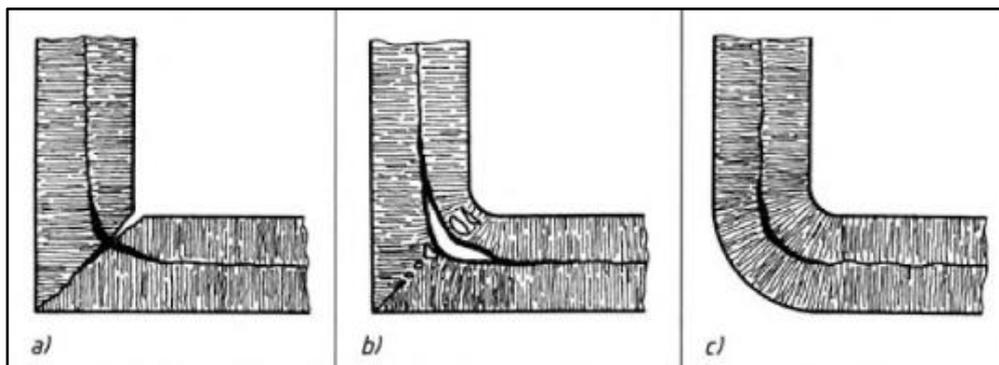


Abbildung 25: Rissbildung an Gusskanten (50).

1.7.2 Conclusio zum Stand des Wissens zu Einflussfaktoren

Die Ausführungen in 1.7.1.1 und 1.7.1.2 haben den Einfluss von Legierungsbestandteilen und Abkühldauer auf die Ausbildung der Gefügestruktur und damit auf mechanische und thermische Eigenschaften von Gussstücken aufgezeigt. Durch Behandlung und Impfung der Schmelze ist die chemische Zusammensetzung der Legierung weitgehend beeinflussbar. Durch die Beigabe höherer Impfmittelmengen mit höheren Anteilen aktiv wirkender Elemente kann vor allem die Bildung der Graphitstruktur in Hinsicht auf die gewünschten Eigenschaften beeinflusst werden.

Ebenso ist der zeitliche Verlauf der Abkühlung durch die Auswahl des Gussformtyps bzw. durch eine zusätzliche Kühlung von außerhalb des Systems beeinflussbar. Längere Erstarrungszeiten wirken sich in der Regel positiv in Hinblick auf mechanische und thermische Eigenschaften aus.

Die Geometrie des Blocks wirkt sich primär auf die Erstarrungszeit aus. Die relevanten Beziehungen lassen sich über den Modul näherungsweise ermitteln. Noch während des Befüllens der Kokille kommt es dabei zur Ausbildung einer Erstarrungsschicht, was zu einer ungleichmäßigen Verteilung und Erstarrung der Schmelze und im Weiteren zu unterschiedlichen mechanischen und thermischen Eigenschaften im Werkstück führt.

1.8 Eigenspannungen bei der Kokillenerzeugung

1.8.1 Arten und Ursachen der auftretenden Spannungen

Als Eigenspannungen werden solche mechanischen Spannungen bezeichnet, die im thermischen Gleichgewicht bestehen bleiben, auch nachdem der eigentliche Grund für ihr Auftreten (äußere Kräfte, kein thermisches Gleichgewicht) eliminiert wurde (Strippen, Herunterkühlen auf Raumtemperatur). Häufige Ursachen sind inhomogene plastische Verformung, lokale Temperatureinwirkung sowie Gefügeumwandlungen und Phasenübergänge im festen Zustand (51).

In Bezug auf das Wirkungsfeld wird zwischen Makro- und Mikroeigenspannungen bzw. Eigenspannungen 1., 2. und 3. Art unterschieden. Technische Bedeutung haben vorwiegend die makroskopischen Eigenspannungen 1. Art (52). Diese Einteilung bezieht sich auf die Größe des Längen- oder Volumenelements, innerhalb dessen das resultierende Spannungsfeld konstant ist (53). Eigenspannungen 1. Art sind im Makrobereich (mehrere Kristallite) des Werkstoffes konstant. Eigenspannungen 2. Art sind im Mikrobereich über einen Kristallit hinweg oder zwischen zwei Kristalliten homogen, sie werden auch als Gefügespannungen bezeichnet. Eigenspannungen 3. Art wirken im Nanobereich mehrerer Atomabstände (**Abbildung 26**).

Darüber hinaus muss im Rahmen des Fertigungs- und Produktionsprozesses zwischen initialen, aus dem Sandgussprozess beim Guss der Kokille selbst entstehenden und wachsenden

Spannungen, die über eine Reihe von Thermozyklen beim Blockgussprozess zunehmen, unterschieden werden.

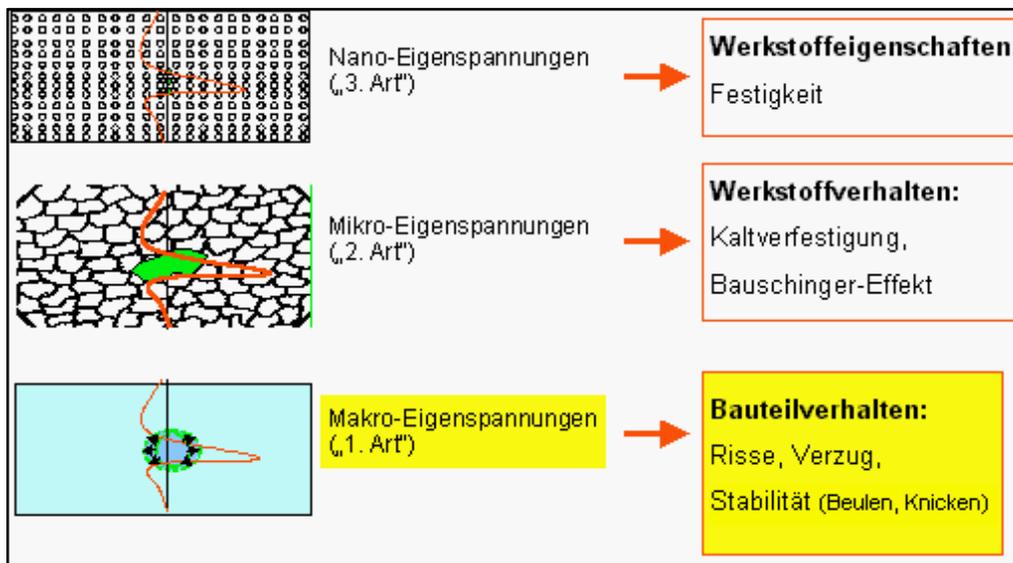


Abbildung 26: Eigenspannungsarten (51).

Zusätzlich zur Einteilung nach dem Wirkungsbereich werden Eigenspannungen auch nach ihrer Entstehungsursache klassifiziert. Eine Unterteilung ist hier jene in thermische Eigenspannungen und Umwandlungseigenspannungen (54).

Im vorliegenden Fall kommen hauptsächlich thermisch induzierte Spannungen 1. Art sowie Gefügespannungen zum Tragen, bei denen Überlagerungseffekte entstehen. Auf diese wird im Weiteren im Detail eingegangen.

Zu weiteren auftretenden und in der vorliegenden Untersuchung relevanten Spannungen gehören die natürlichen Betriebsspannungen sowie das dynamische Spannungsfeld während des Fertigungs- und Produktionsbetriebes. Da die Betriebsbelastungen jedoch fertigungsbedingt in einem konstanten Intervall gehalten werden müssen, wird hier das Augenmerk auf den bei der Fertigung beeinflussbaren Eigenspannungszustand gelegt.

1.8.2 Ursachen und Darstellung von Eigenspannungen 1. Art

Zu **thermischen Eigenspannungen** 1. Art kommt es, wenn die durch Temperaturveränderung bedingte Volumenänderung in Teilbereichen eines Bauteils beeinträchtigt wird. Ursache hierfür ist ein inhomogener Verlauf der Temperaturveränderung (inhomogene Abkühlung bei der Erstarrung). Die Verteilung des Temperaturgradienten innerhalb der Kokillen ist sehr variabel

und hängt im Wesentlichen von der Gießtemperatur, der Kokillengeometrie und den äußeren Kühlungsbedingungen ab (vgl. dazu die Ausführungen in den Kapiteln 1.7.1 und 1.7.2).

Beim Abkühlen der Kokille nach dem Gießen der Kokille selbst (initiale Zugspannung) oder nach dem Stahlblockgießen in die Kokille (Zunahme vorhandener Spannungen) treten thermische Eigenspannungen auf, weil die Außenkanten und der innere Kern unterschiedlich schnell abkühlen, woraus sich ein natürlicher Temperaturgradient ergibt. Die schnelle Abkühlung und Schrumpfung der Bereiche nahe der Außenkanten kann sowohl Zugspannungen erzeugen als auch Bereiche, in denen die Streckgrenze überschritten wird. Nachdem ein Temperaturgleichgewicht zwischen Oberfläche und Kern erreicht wurde, können Druckspannungen im Randbereich auftreten (**Abbildung 27**).

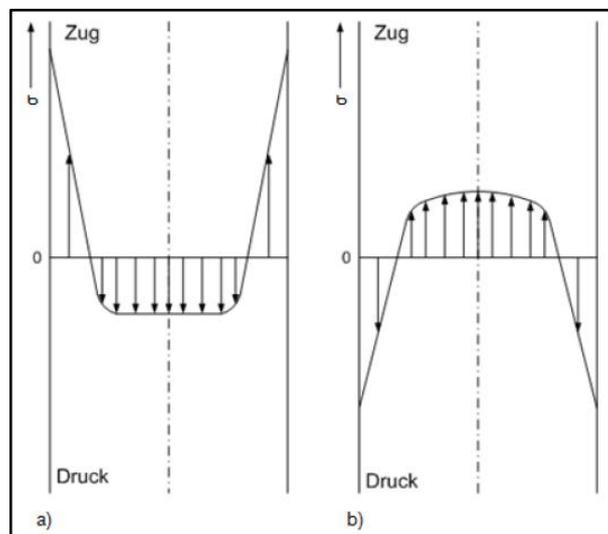


Abbildung 27: Entstehung von Zug- und Druckspannungen a) zu Beginn des Abkühlvorgang durch schnelles Abkühlen der Außenseiten, b) gegen Ende des Abkühlvorgangs bei Abkühlen des Kerns (20).

Die Eigenspannungen 1. Art bezeichnen die über ein Volumen V des Werkstücks gemittelten lokalen Spannungen $\sigma(\vec{r})$, wobei V deutlich größer ist als die Abmessung einzelner Kristallite. Es gilt daher (52):

$$\sigma^I = \int_V d^3 r \cdot \sigma(\vec{r}) \quad 8$$

Wobei:

- d^3 : Bezugsvolumen (m^3)
- r : Maß des Einzelkristalls (m)
- $\sigma(\vec{r})$: lokaler, ortsabhängiger Spannungszustand (Pa)

1.8.3 Ursachen und Darstellung von Eigenspannungen 2. Art

Eigenspannungen 2. Art sind auf thermisch induzierte Veränderungen der Mikrostruktur zurückzuführen. Phasentransformationen oder Bildung von Ausscheidungen können zu lokalen strukturellen Eigenspannungen (2. Art oder Mikro eigenspannungen), resultierend aus einer inhomogenen Mikrostruktur, führen. Diese treten vorrangig an Phasengrenzen zwischen ungleich orientierten Körnern und Phasen ungleicher Härte auf.

Die Transformation von perlitischen zu ferritischen Strukturen erfordert die Diffusion von Kohlenstoff, die die Bildung dieser Art von Spannungen befördert.

Austenit weist ein größeres Volumen als Perlit auf, daher entsteht beim Zerfall des Perlits bei hoher Temperatur (Zementitanteil des Perlits zu Austenit mit gelöstem Kohlenstoff) durch diesen Volumensprung in der Größenordnung von 1,2 % bis 1,5 % ein Verzug oder eine lokale Verspannung des Gussteils. Kommt es durch entsprechende Abkühlbedingungen zur Bildung von Ferrit, zeigt sich der gleiche Effekt, da Ferrit, ebenso wie Graphit und Austenit, aufgrund unterschiedlicher Dichte (**Tabelle 9**) ein größeres Volumen als Zementit hat. Aufgrund der inhomogenen thermischen Belastung innerhalb der Kokillengeometrie kommt es zusätzlich zu Verspannungen unter den instabilen und stabilen Phasen (Perlit/Ferrit-Grenzen). Die damit einhergehenden Spannungszunahmen führen häufig zu Mikrorissen und lokalen Spannungsspitzen (6) (5).

Gefügebestandteil	Dichte [g·cm ⁻³]
Graphit	2,2
Perlit	1,0
Zementit	7,69
Austenit	7,9
Ferrit	5

Tabelle 9: Vergleich der Dichte von Gefügebestandteilen (55)

Die Eigenspannungen 2. Art bezeichnen die über das Volumen eines Kristallits V_C gemittelten Abweichungen von den Eigenspannungen 1. Art. Es gilt (52):

$$\sigma^{II} = \int_{V_C} d^3 r \cdot (\sigma(\vec{r}) - \sigma^I) \quad 9$$

Wobei:

d^3 :	Bezugsvolumen (m^3)
r :	Maß des Einzelkristalls (m)
$\sigma(\vec{r})$:	lokaler, ortsabhängiger Spannungszustand (MPa)
σ^I :	Eigenspannung I. Art (MPa)

Eigenspannungen 2. Art sind innerhalb eines Kornes homogen, womit deutlich wird, dass es insbesondere an Phasengrenzen zu erheblichen Spannungssprüngen und damit lokalen Spannungsspitzen kommen kann.

1.8.4 Eigenspannungen 3. Art

Weiterhin treten sog. Eigenspannungen 3. Art auf, die ebenfalls als Mikro-eigenspannungen (manchmal Nanoeigenspannungen) bezeichnet werden. Diese beziehen sich auf Versetzungen auf atomarer Ebene und beeinflussen die Festigkeit des Werkstoffs in geringem Maße. Sie sind in Bereichen von wenigen Atomabständen inhomogen und treten vorzugsweise durch Gitterstörungen wie eingelagerte Fremdatome, Versetzungen oder Leerstellen auf (6). Es sind die Abweichungen der lokalen Spannung von der Summe der Eigenspannungen 1. und 2. Art. Es gilt daher (52):

$$\sigma^{III}(\vec{r}) = \sigma(\vec{r}) - \sigma^I - \sigma^{II} \quad 10$$

Wobei:

σ^{III} :	Eigenspannung III. Art (Pa)
$\sigma(\vec{r})$:	Lokale Spannung (Pa)
σ^I :	Eigenspannung I. Art (Pa)
σ^{II} :	Eigenspannung II. Art (Pa)

Eigenspannungen 3. Art können für die Belange der vorliegenden Arbeit außer Acht gelassen werden.

1.8.5 Überlagerung der Eigenspannungsarten

Die drei Eigenspannungstypen I, II und III wirken im Werkstück überlagernd. Die an einem bestimmten Punkt wirksame Gesamteigenspannung σ^{ES} kann wie folgt dargestellt werden (56):

$$\sigma^{ES} = \sigma(x, y, z) = \sigma^I + \sigma^{II} + \sigma^{III}(x, y, z) \quad 11$$

Wobei:

$\sigma(x, y, z)$	Gesamteigenspannung (Pa)
$\sigma^{I, II, III}$	Eigenspannung 1., 2., 3. Art (Pa)

In mehrphasigen Werkstoffen sind die phasenspezifischen Eigenspannungen σ_A bzw. σ_B aus der Eigenspannung 1. Art sowie den Werten der Eigenspannungen 2. bzw. 3. Art wie folgt zu ermitteln (56):

$$\sigma_A^{ES} = \sigma^{ES,I} + \sigma_A^{ES,II} + \sigma_A^{ES,III} \quad 12$$

$$\sigma_B^{ES} = \sigma^{ES,I} + \sigma_B^{ES,II} + \sigma_B^{ES,III} \quad 13$$

Wobei:

$\sigma_{\frac{A}{B}}^{ES}$: Gesamteigenspannung Phase A bzw. Phase B (Pa)

$\sigma^{ES,I}$: Eigenspannung 1. Art (Pa)

$\sigma_{\frac{A}{B}}^{II}$: Eigenspannung 2. Art – Phase A bzw. Phase B (Pa)

$\sigma_{\frac{A}{B}}^{III}$: Eigenspannung 3. Art – Phase A bzw. Phase B (Pa)

Die Überlagerung der drei Eigenspannungstypen ist in **Abbildung 28** sowohl für einen einphasigen (oben) als auch einen zweiphasigen (unten) Werkstoff dargestellt.

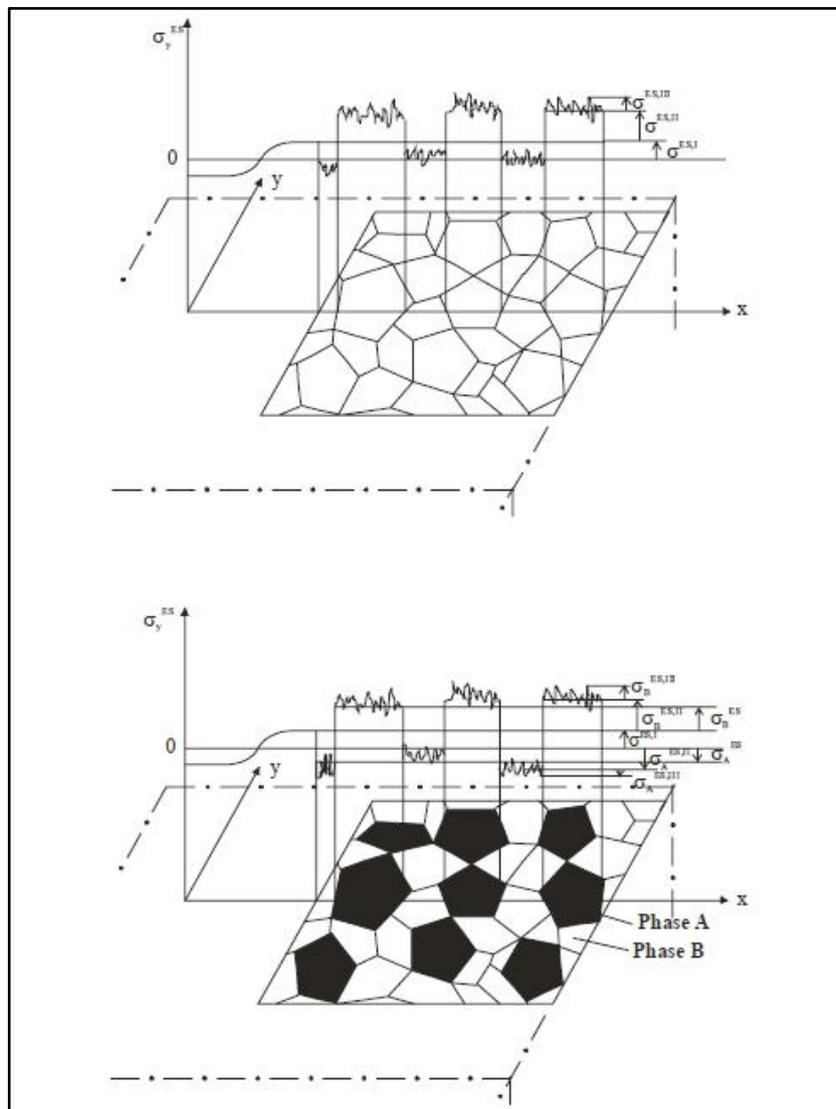


Abbildung 28: Überlagerung von Eigenspannungen σ^I , σ^{II} und σ^{III} in ein- und zweiphasigen Werkstoffen (56).

1.9 Spannungen und Materialverhalten im Betrieb

1.9.1 Überlagerung von Eigen- und Belastungsspannung

Im Betrieb der Kokille kommt es zu zyklischen Erwärmungs- und Abkühlvorgängen. Dies lässt sich durch eine Spannungs-Dehnungs-Hysterese zeigen (**Abbildung 29**). Die in der Abbildung dargestellten Phasen (① bis ④) laufen wie folgt ab: Zunächst kommt es bei der Befüllung zu einem Temperaturgradienten und einer damit verbundenen Wärmeausdehnung, jedoch verhindern kältere Bereiche im Inneren der Kokille diese Ausdehnung, woraus Zugspannungen an der Außenseite und Druckspannungen an der Innenseite resultieren, die in allen Achsen (x, y, z) auftreten (①). In der Abkühlphase wird die Kontraktion der Oberfläche durch den noch warmen Innenbereich behindert, wodurch an der Innenseite Zugspannungen und an der Außenseite Druckspannungen entstehen. Die entstehenden Spannungen werden als Eigenspannung gespeichert (②) oder durch plastische Verformung abgebaut (③). Beim folgenden Arbeitszyklus kommt es wiederum zu Druckspannungen an der Innenseite (④).

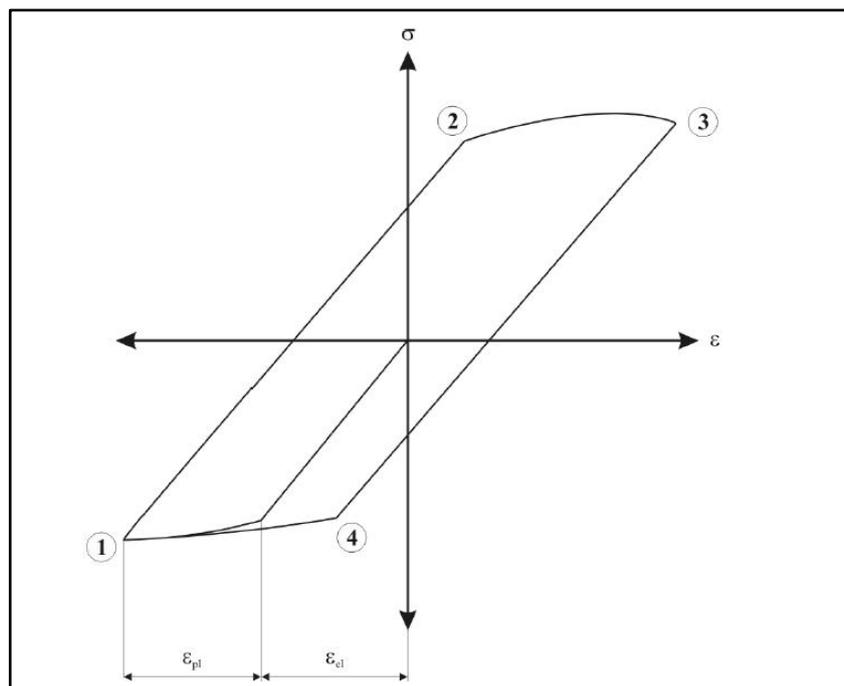


Abbildung 29: Spannungs-Dehnungs-Hysterese (20).

Zum Zeitpunkt des größten Temperaturgradienten sind auch die resultierenden Spannungen am höchsten. Wird dabei die Zugfestigkeit des Materials überschritten, kommt es zur Rissbildung. Eigenspannung und Belastungs-(Wärme-)Spannung überlagern sich. Liegen Eigenspannungen an der Kokilleninnenseite als Druck- und an der Außenseite als Zugspannungen vor, so resultieren geringere Wärmespannungen in Rissen, als dies bei nichteigenspannungsbelasteten

Kokillen der Fall wäre. Liegen Eigenspannungen jedoch umgekehrt an der Innenseite als Zug- und an der Außenseite als Druckspannung vor, so resultiert aus der Überlagerung eine Reduktion der Last-(Wärme-)Spannung (57).

Bei konstanter Wärmeabsorption während eines Erhitzungsvorgangs können Temperatur- und Spannungsfelder sowie die daraus resultierenden Formänderungen in Abhängigkeit vom Abstand z zur Oberfläche des Werkstücks und dem Zeitverlauf t formuliert werden (57):

$$T(z, t) = T_0 + (T_{max} - T_0) \cdot f(z, t) \quad 14$$

Wobei:

T_0 : Ausgangstemperatur (K)
 T_{max} : Maximaltemperatur (K)

Die aus einem Temperaturgradient resultierende Wärmespannung σ_{therm} ergibt sich wie folgt (57):

$$\sigma_{therm} = \frac{E \cdot \alpha}{1 - \nu} \cdot (T_1 - T) \quad 15$$

Wobei:

$T_1 - T$: Temperaturdifferenz (K)
 E : Elastizitätsmodul (Pa)
 α : thermische Ausdehnung (m/K)
 ν : Poisson-Zahl (-)

E , α und ν sind Materialkonstanten.

Für mehrphasige Werkstoffe (MMC) sind die Spannungen in Matrix (MM) (58)

$$\sigma_{MM} = \frac{1}{(1 - V_{HP})} \cdot \left[\frac{\frac{E_{HP} - 1}{E_{MMC}}}{\frac{E_{HP}}{E_{MM}} - 1} \right] \cdot \sigma_{MMC} \quad 16$$

und Partikeln (HP)

$$\sigma_{HP} = \frac{1}{V_{HP}} \cdot \left[\frac{1 - \frac{E_{MM}}{E_{MMC}}}{1 - \frac{E_{MM}}{E_{HP}}} \right] \cdot \sigma_{MMC} \quad 17$$

gesondert auszuweisen (58).

Nach diesem Modell ergibt sich, dass die Spannung σ_{HP} gegenüber σ_{MMC} rund 50 % überhöht ist, während σ_{MM} ungefähr 10 % unterhalb von σ_{MMC} liegt.

Unter Berücksichtigung der Eigenspannung σ_{ES} ergibt sich somit im Betrieb die daraus resultierende Gesamtspannung σ_g (57):

$$\sigma_g = \sigma_{ES} + \sigma_{therm} \quad 18$$

1.9.2 Eigenspannungen und Rissbildung

Wie unter 1.9.1 ausgeführt wurde, kommt es beim Befüllen der Kokille durch das Eingießen der Stahlschmelze an den plötzlich erhitzten Innenwänden zu hohen Druckspannungen. Aufgrund der Gleichgewichtsvoraussetzung (Spannungsgleichgewicht) ist der Betrag der Zugspannungen durch die restlichen Bereiche (Wandstärke) der Kokille geringer. Mit zunehmender Durchhitzung und Abnahme des Temperaturgradienten gleichen sich auch die Beträge einander an. Überschreiten die Druckeigenspannungen die Fließgrenze, werden bei gleichzeitigem Spannungsabbau bis zur Elastizitätsgrenze (Streckgrenze) die Innenflächen plastisch verformt. Die plastische Verformung ist irreversibel, jedoch kehren sich Druck- und Zugspannung bei der langsamen Abkühlung bis auf Raumtemperatur um: Der vormals druckbelastete innenflächennahe Bereich ist nun stark zugverspannt, die tieferen Bereiche der Kokillenwand sind mit einem niedrigeren Betrag druckverspannt. Die mit der Tiefe der Kokillenwand abnehmenden Spannungen führen zu einem verzögerten Risswachstum, d. h. es kann relativ schnell (zumeist sogar nach dem ersten Thermozyklus) eine sog. Brandrissigkeit der Innenflächen festgestellt werden, jedoch kommt es erst langsam zum Fortschreiten der Anrisse in die Tiefe der Kokillenwand (7) (27).

Bei diesem Verhalten ergeben sich zwei Möglichkeiten:

1. Aufgrund der plastischen Verformung kommt es zu einer Verfestigung der innenflächennahen Bereiche. Dadurch wird die beim folgenden Thermozyklus zurückbleibende Eigenspannung betragsmäßig zunehmen: Es kommt zu einem **Anstieg der Eigenspannungen**, jedoch zu keinem Riss.
2. Während des Gießens oder der Abkühlung der Kokille wird die Streckgrenze erreicht: **Ein Riss entsteht oder setzt sich lokal fort.**

Die Auswirkungen der zunehmenden Eigenspannungen auf die Rissentstehung können in drei Phasen gegliedert werden (59):

1. **Formation:** Eigenspannungen steigen an und gehen innenflächennah durch die thermische Wechselbelastung von Druck- in Zugspannungen über, Anrisse entstehen.

2. **Plateau:** Eigenspannungen bleiben unter Auftreten des Rissfortschritts konstant.
3. **Relaxion:** Entspannung der Zugeigenspannungen durch direkten Rissfortschritt.

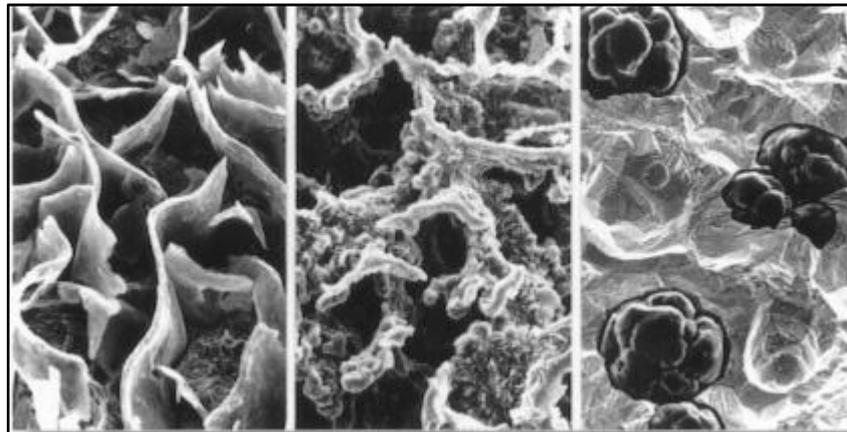
Bei Wiederholung dieser thermozyklischen Belastung kommt es zur thermischen Ermüdung. Diese wird im Wesentlichen davon beeinflusst, wie widerstandsfähig der eingesetzte Werkstoff gegen Wärmespannungen, Gefügeveränderungen und Kriechvorgänge ist. Die Temperaturwechselbeständigkeit und die physikalischen Eigenschaften des Werkstoffs können durch Legierungselemente und deren Komposition (Wechselwirkungen) in Abhängigkeit vom metallischen Grundgefüge sowie der Form und Ausprägung des Graphits beeinflusst werden (29).

1.9.3 Kerbwirkung und Rissbildung

Für Blockgusskokillen werden häufig Gusseisenwerkstoffe mit lamellaren Graphitstrukturen (GJL) genutzt (7). Diese weisen eine erhöhte Kerbwirkung auf, bei der die Spannungen lokal an den Enden der Lamellen konzentriert sind, statt diese gleichmäßig zu verteilen. Durch diese Gegebenheit erreicht das Material lokal nach wenigen Thermozyklen die Streckgrenze. Die hohe Sprödigkeit von GJL und das daraus resultierende geringe Formänderungsvermögen sind der lamellenartigen Anordnung des Graphits geschuldet (60).

GJL wird trotz der vorhandenen erhöhten Kerbwirkung häufig genutzt, da es in der betrieblichen Praxis erhebliche Vorteile bietet: Der Prozess und die Einstellung der Graphitbildung sind aufgrund der naheutektischen Legierung leicht einzustellen; GJL ist somit leicht gießbar. Der geringeren Zugfestigkeit durch die angesprochene Kerbwirkung steht eine etwa dreimal höhere Druckfestigkeit gegenüber, da die Kerbwirkung nur bei Zugkräften wirkt. Ansonsten wird GJL als einfach kontrollierbarer Werkstoff mit hoher Korrosionsbeständigkeit und Dämpfung genutzt und hat sich für die Anwendung im Blockgussverfahren seit Jahrzehnten aufgrund seiner Wärmeleitfähigkeit bewährt (61).

Zähere Werkstoffe können durch lokale plastische Deformation (sog. Fließen) Spannungskonzentrationen besser ausgleichen (5) (13). Da in GJL bereits viele Kerben, nämlich die Spitzen der Graphitlamellen, enthalten sind (**Abbildung 30**), ist sein Gefüge eher unempfindlich gegen zusätzliche Kerben, da beim lokalen Überschreiten der Streckgrenze eher vorhandene Kerben zu einem Riss führen, als dass sich neue bilden würden.



(a) GJL

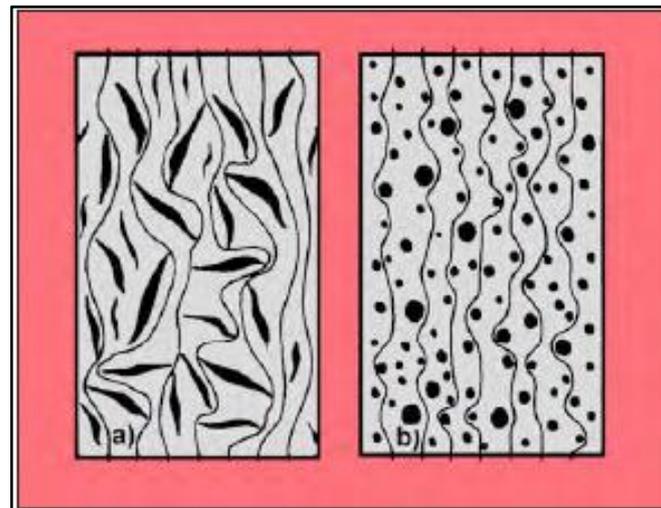
(b) GJV

(c) GJS

Abbildung 30: REM-Aufnahmen von GJL (a), GJV (b) und GJS (c) (11).

Neben der Betrachtung des Werkstoffs ist die Kerbwirkung technisch durch die Geometrie des Bauteils bestimmt. Bei Standardbauteilen wie Wellen kann für die Gestaltung und Auslegung auf Erfahrungswerte zurückgegriffen werden. Für jede Kombination aus Geometrie, Werkstoff und Kraftbelastungszustand existiert eine sog. Kerbwirkungszahl (62). Im vorliegenden Fall erweist sich dies jedoch als unpraktikabel, sodass eine direkte Ermittlung des Belastungszustandes und der Spannungsverläufe erfolgen muss. Da der Auslegung der Geometrie hier eine erheblich größere Freiheit zuteilwird als beispielsweise bei einer Welle, in die nur Entlastungskerben eingebracht werden können, die aber ansonsten ein fixes Nennmaß hat, bietet sich die Analyse per FEM an.

Weiterhin lohnt sich die Betrachtung der Kraftlinienverläufe innerhalb des Materials. Möglichst gerade, homogene Verläufe führen zu einer gleichmäßigen Kraftbelastung. Im Wesentlichen sind hier Zugspannungen relevant (63).



(a) GJL

(b) GJS

Abbildung 31: Kraftlinienverläufe von GJL (a) und GJS (b) (30).

Neben der Kerbwirkung auf mikroskopischer Ebene sind zusätzlich Kerbwirkungen, die aus der Bauteilgeometrie hervorgehen, zu berücksichtigen. Durch die geschickte Auslegung der Geometrie bzw. das bewusste Einbringen sog. Technischer Kerben kann der Kraftfluss (dargestellt durch den Kraftlinienverlauf) optimiert werden, um Spannungsspitzen zu vermeiden (**Abbildung 31**) (64).

1.10 Rissansatz und Rissfortschritt durch Materialermüdung

Durch die beim Betrieb entstehenden Beanspruchungen kommt es zur Entfestigung und Verfestigung des Materials. Bei Überschreiten der Materialeigenschaften auf Mikro- und Makroebenen sowie der aus der Geometrie resultierenden Belastungsgrenzen kommt es zunächst zu einer Rissbildung und im Anschluss daran zu einem Risswachstum. Als finale Konsequenz des Prozesses kommt es zum Bruch der Kokille, wobei die Grenze der technischen Verwendbarkeit bereits vor Bruchentstehung nicht mehr gegeben ist (65).

1.10.1 Materialbedingte Faktoren

Nach Miller (66) wird das Risswachstum in allen Phasen des Entstehungsprozesses analysiert. Den Ausgangspunkt bilden dabei Gefügeeigenschaften (Fehler) auf Mikroebene. Es gibt dabei drei verschiedene Betrachtungen (67):

Aus der Materialwissenschaft sind die Modelle der Gleitbänder (62) (65) sowie der dreistufigen (Intrusionen und Extrusionen, Stadium I, Stadium II) Mikrorissbildung (68), auch Zweistadienmodell genannt, bekannt. Der Ansatz der linear-elastischen Bruchmechanik fokussiert bei multiaxialer Betrachtung auf die Spannung an der Risspitze. Ein weiterer Ansatz basiert auf den sich aus der Wöhler-Linie ergebenden Grenzen (Kurzzeitfestigkeit, Zeitfestigkeit, Dauerfestigkeit), wobei die Mikrostruktur nicht berücksichtigt wird (67).

Nachdem Modell der **Gleitbänder** nach Neumann (69), dargestellt in **Abbildung 32**, werden zwei Gleitsysteme abwechselnd durch Verfestigung betätigt. Zunächst wird Gleitebene 1 als verfestigt betrachtet (a), in der folgenden Zugphase gleitet Ebene 2 aufgrund einer Zugspannung ab (b). Nach Beendigung der Spannung gleiten die beiden Ebenen jedoch nicht in einer den ursprünglichen Zustand wiederherstellenden Reihenfolge. Es kommt daher zu einer neuen Lage (c). Bei Wiederholung der Be- und Entlastung ergibt sich wiederum ein neuer Zustand (d) sowie in weiterer Folge (e), (f), (g), (h) usw. Dies ist jeweils mit einer Erhöhung der Zahl der Gleitstufen (bzw. Gleitbänder) verbunden, was zu einer höheren Kerbwirkung und im Weiteren zur Rissbildung führt.

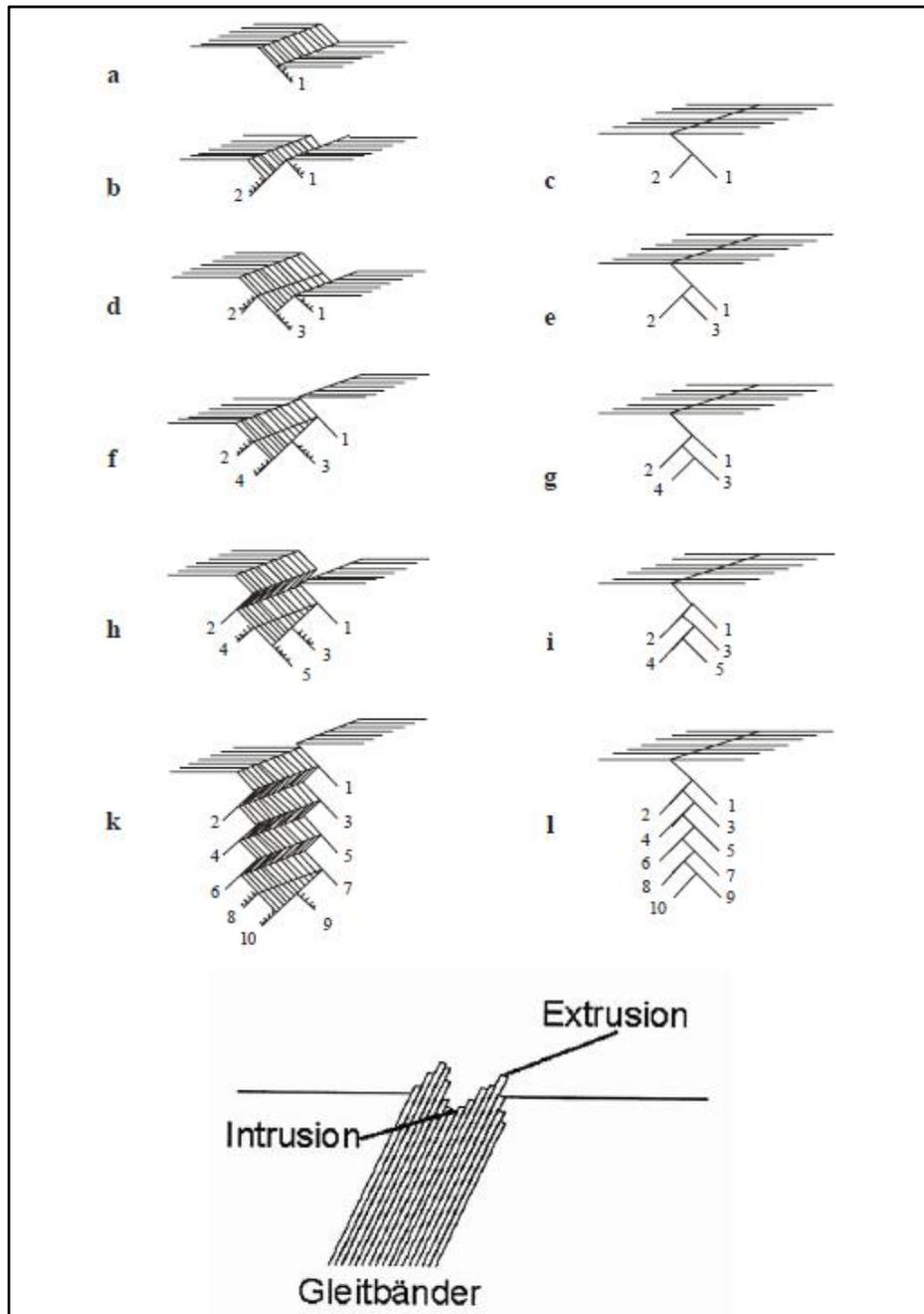


Abbildung 32: Modell der Gleitbänder nach Neumann (69).

Bei Betrachtung des **Zweistadienmodells** nach Forsyth (68) ist nach Miller (67) der Widerstand des Werkstoffs gegenüber dem Fortschritt des Risses von Relevanz. Dies ist vor allem in der Phase des fortgeschrittenen Risswachstums (kurz vor Bruch) bedeutend. Zudem kann Stadium II auch vor Stadium I auftreten.

Eine schematische Darstellung des Zweistadienmodells ist in **Abbildung 33** ersichtliche.

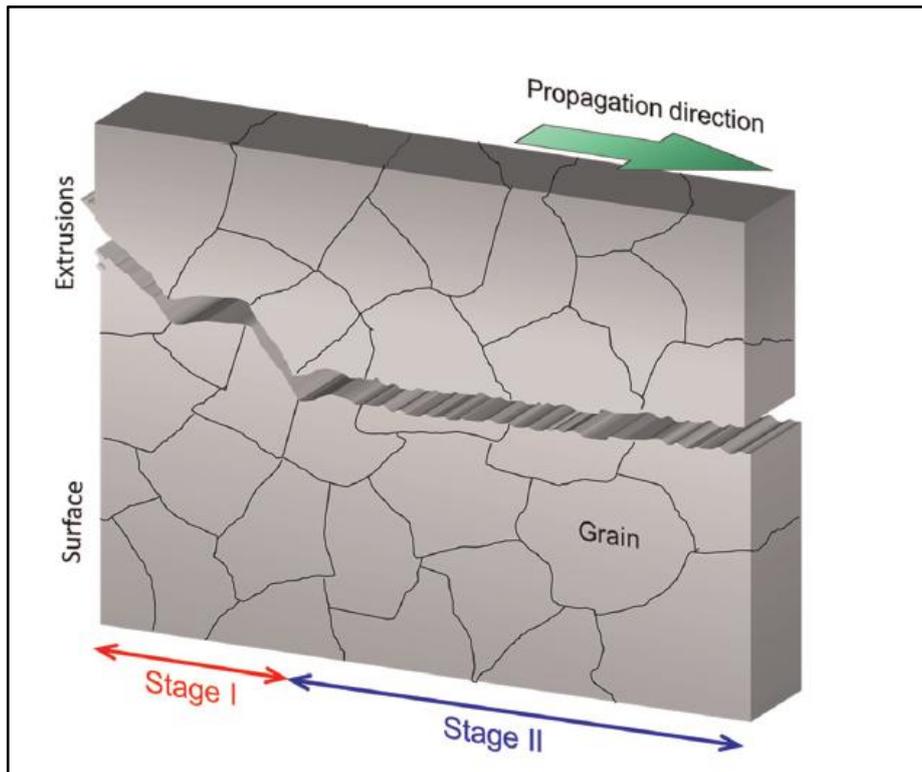


Abbildung 33: Zweiphasenmodell von Rissentstehung und Rissfortschritt (70).

In Bezug auf die Ermüdungslebensdauer kann einerseits die Anfangsrislänge als relevante Größe angesehen werden. Da auf Mikroebene Spannungskonzentrationen vor allem an Korngrenzen sowie Einschlüssen etc. auftreten, wird davon ausgegangen, dass Risse unterhalb der Oberfläche beginnen. Auf Mikroebene wird vielfach die maximale Spannung an der Rissspitze als relevantester Faktor für das Risswachstum betrachtet (63) (64).

1.10.2 Temperaturwechselfestigkeit

Die Temperaturwechselfestigkeit wird über den Wärmespannungsindex R eingestuft (50).

$$R = \frac{R_m \cdot \lambda}{\alpha_{th} \cdot E}$$

19

Wobei:

λ :	Wärmeleitfähigkeit $W \cdot (mK^{-1})$
R_m :	Kriechfestigkeit (Pa)
α_{th} :	Wärmeausdehnungskoeffizient $(m \cdot K^{-1})$
E :	Elastizitätsmodul (Pa)

Die durch Thermoschock bedingte Rissneigung sinkt mit steigendem Wert von R .

Zusätzlich zu den in Gleichung 19 angeführten Einflussgrößen sind noch weitere relevant. Zunächst seien Faktoren genannt, die den Zähler des Terms aus der Gleichung 19 beeinflussen (50):

N_B :	<i>Bruchlastspielzahl unter isothermen Bedingungen (-)</i>
a :	<i>Temperaturleitfähigkeit ($m \cdot K^{-1}$)</i>
R_e :	<i>Streckgrenze (Pa)</i>
ϵ_p :	<i>Duktilität (-)</i>
	<i>Korrosionsbeständigkeit</i>

Je höher die oben angeführten Werte liegen, desto höher wird der aus Gleichung 19 berechnete Wert für R .

Nachfolgend seien Faktoren angeführt, die den Nenner beeinflussen, je niedriger diese sind, desto höher wird der Wert für R .

ϵ_{min} :	<i>Kriechgeschwindigkeit (m/s)</i>
d_k	<i>Korngröße (m)</i>

Konstruktionsbedingte (geometrische) Faktoren, welche insbesondere die Verteilung des globalen Temperaturfeldes bei der Erstarrung bzw. im thermozyklischen Einsatz und damit direkt die Eigenspannungsentwicklung beeinflussen sind (50):

s	<i>Wanddicke (m)</i>
D_s	<i>Wanddickenübergänge (m)</i>
R_z	<i>Oberflächenrauigkeit/Rautiefe (m)</i>

Betriebsbedingte Faktoren, bestimmen vorwiegend die Beträge des Temperaturfeldes bzw. der lokalen Temperaturgradienten:

T_{max}	<i>maximale Temperatur des Arbeitszyklus (K)</i>
T_{min}	<i>minimale Temperatur des Arbeitszyklus (K)</i>
ΔT	<i>Temperaturgradient ($T_{max} - T_{min}$) (K/m)</i>

1.10.3 Korrosion und Risse

DIN50900 Teil I definiert Korrosion als die:

„Reaktion eines metallischen Werkstoffes mit seiner Umgebung, die eine meßbare Veränderung des Werkstoffes bewirkt und zu einer Beeinträchtigung der Funktion eines metallischen Bauteiles oder eines ganzen Systems führen kann“.

Die häufigste Reaktion ist hier die elektrochemische Korrosion. Dabei wirkt ein flüssiges, leitendes Medium in Verbindung mit der Reduktion eines Oxidationsmittels auf eine metallische Oberfläche ein und es kommt zur Ausbildung eines Stromkreises aus Elektronenstrom und Ionenstrom im Medium. Weitere Formen sind die Hochtemperatur-(Heißgas-)Korrosion sowie chemische und physikalische Korrosionsvorgänge (71).

1.10.3.1 Hochtemperatur-(Heißgas-)Korrosion

Bei der Hochtemperaturkorrosion oxidiert ein Metall in heißen Gasen. Durch die entstehende Deckschicht fließt ein Elektronenstrom und wandern Ionen. An der inneren oder äußeren Phasengrenze der Deckschicht findet eine Oxidation des Metalls und eine Reduktion des Oxidationsmittels statt.

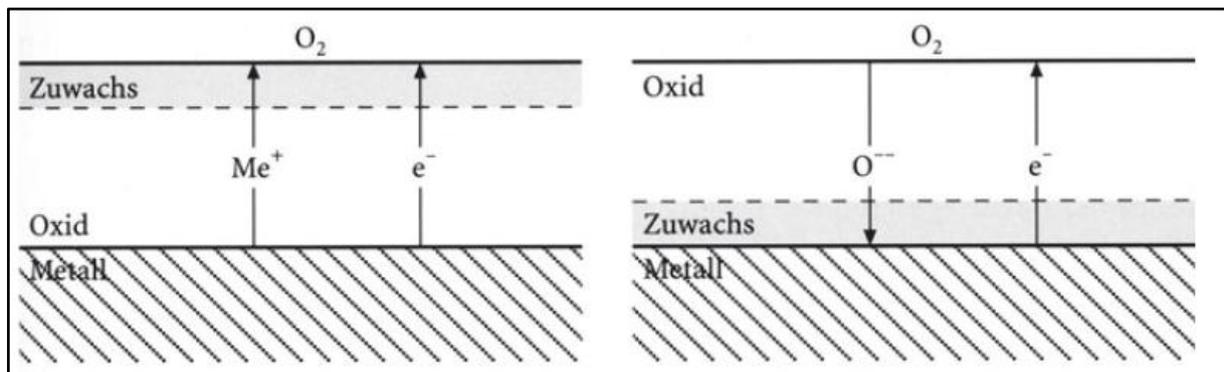


Abbildung 34: Hochtemperaturoxidation – schematische Darstellung der Vorgänge in der Deckschicht (71).

Durch Ausbildung der Deckschicht wird der weitere Fortschritt eines Korrosionsvorgangs gebremst bzw. bei einigen Materialien (z. B. Al) vollständig gebremst. Durch lokale Zerstörung der Deckschicht, die z. B. aus Rissbildung bzw. Rissfortschritt resultieren kann, kommt es jedoch zu weiterem Korrosionsfortschritt. Auch chemische Vorgänge (z. B. Konzentration von Anionen) können zu einer örtlichen Zerstörung der Deckschicht führen (Abbildung 34). Durch gezielte Ausbildung von Oxidationsschichten kann die Korrosionsbeständigkeit von Materialien erhöht werden.

1.10.3.2 Innere Oxidation

Die Innere Oxidation ist ein Prozess bei dem Sauerstoff, anderes als bei der normalen Oxidation, in eine Legierung hineindiffundiert und unter der Oberfläche in der metallischen Matrix eine Ausscheidung von Oxiden stattfindet. Das Basismetall muss eine

Sauerstofflöslichkeit haben, die in Kombination mit der Diffusionsgeschwindigkeit des Sauerstoffs dafür sorgt, dass Sauerstoff in der notwendigen Konzentration an der Reaktionsfront vorliegt, so dass es zur Oxidbildung kommen kann. In der Anfangsphase bleibt die ursprüngliche äußere Form des Metallkörpers prinzipiell erst einmal erhalten und es findet kein Oxidwachstum auf den äußeren Grenzflächen statt.

In der metallischen Matrix müssen Elemente enthalten sein, deren Freie Reaktionsenthalpien bei der Bildung von Oxiden negativer sind als die Freie Reaktionsenthalpie der Bildung des Oxids des Matrixelementes. Im GJL und GJS erfüllen z.B. die Elemente Silicium, Aluminium, Mangan, Magnesium und Kohlenstoff diese Funktion, da sie sauerstoffaffiner als das Eisen selbst sind. Bei GJL und GJS erfolgt die Diffusion des Sauerstoffs an der Grenzfläche zwischen Graphit und metallischer Matrix, da hier genügend Leerstellen oder unter Umständen sogar Hohlräume existieren über die der Sauerstoff auch gasförmig diffundieren kann. Aus der **Abbildung 35** ist die Oxidbildung um die Graphitlamelle herum zu entnehmen.

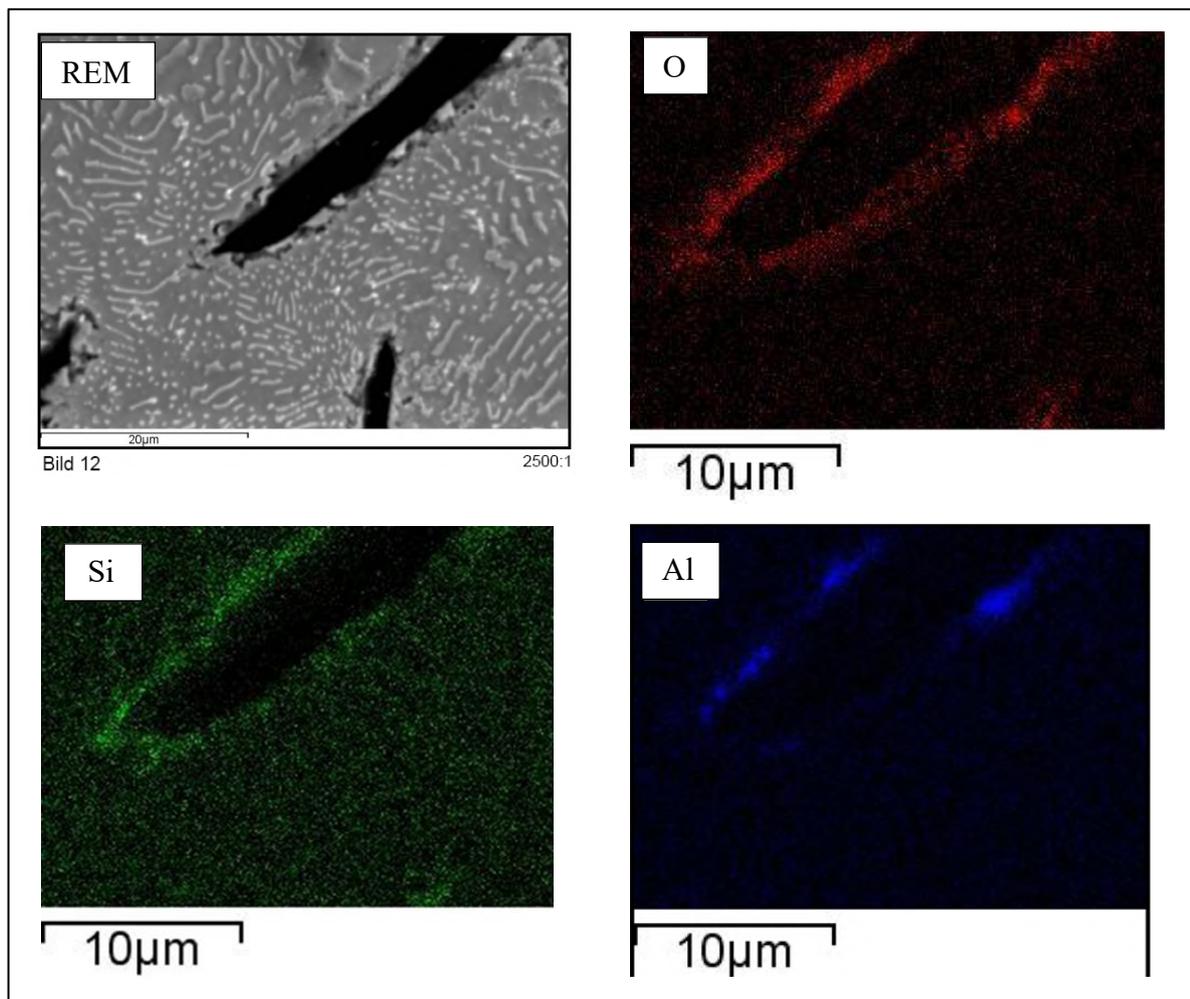


Abbildung 35: Oxidbildung um eine Graphitlamelle herum infolge einer Inneren Oxidation (74).

Aus dem Elementmapping ist zu ersehen, dass sich an der Grenzfläche zwischen der Graphitlamelle und der metallischen Matrix Anreicherungen von Silicium und Aluminium befinden, die auf entsprechenden Silicium- und Aluminiumoxide hinweisen. Darüber hinaus ist allerdings auch davon auszugehen, dass auch Eisen an der Bildung der Mischoxide beteiligt ist.

In der ersten Phase der Inneren Oxidation bleibt die Graphitlamelle in ihrer ursprünglichen Ausbildung so lange erhalten, bis sich eine dichte Oxidschicht um die Lamelle herum gebildet hat und erst dann beginnt die Oxidation des Kohlenstoffs und die Graphitlamelle beginnt sich aufzulösen.

Im GJS sind vom Prinzip her ähnliche Reaktionsmechanismen zu beobachten. **Abbildung 36** zeigt eine Graphitkugel im ungeglühten Zustand (a) und im geglühten Zustand (b).

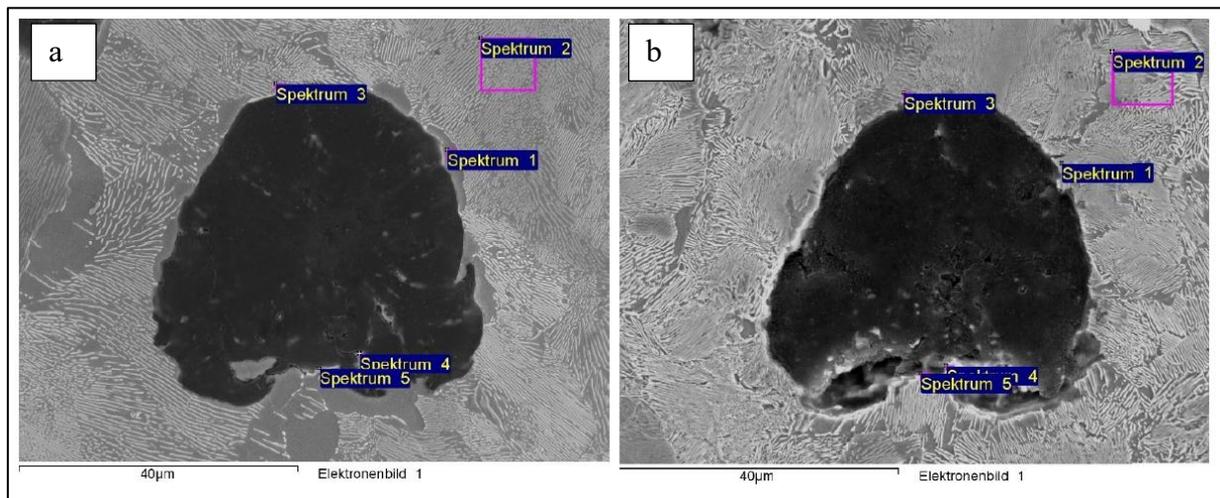


Abbildung 36: REM Aufnahmen einer Graphitkugel im ungeglühten Zustand (linke Seite, a) und im geglühten Zustand (rechte Seite, b) nach eine Glühzeit von 1 h bei 900°C (72).

Aus **Tabelle 10** und **Tabelle 11** können die Veränderungen der chemischen Zusammensetzungen an den markierten Stellen entnommen werden. Hier ist zu entnehmen, dass an den Stellen 1, 2, und 3 die Silicium- und Mangangehalte nach der Glühbehandlung deutlich abgenommen haben, was darauf hindeutet, dass beide Elemente aus diesen Bereichen herausdiffundiert und an die Graphitkugeln diffundiert sind, wo eine Bildung von Oxiden an den Stellen 4 und 5 stattgefunden hat.

Spectrum	In statistic	C(%)	Si(%)	Mn(%)	Fe(%)	Cu(%)
Spectrum 1	Yes	10.57	2.66	0.37	85.24	1.16
Spectrum 2	Yes	4.34	2.81	0.49	91.04	1.31
Spectrum 3	Yes	16.65	2.36	0.50	79.19	1.30
Spectrum 4	Yes	58.26	1.00	-	40.38	0.36
Spectrum 5	Yes	64.08	0.28	0.26	13.67	21.71

Tabelle 10: Chemische Analysen der Spektren der Probe im ungeglühten Zustand (72).

Spectrum	In statistic	C(%)	O(%)	Si(%)	Mn(%)	Fe(%)	Cu(%)
Spectrum 1	Yes	6.23	-	0.72	-	91.70	1.34
Spectrum 2	Yes	6.89	-	1.56	-	89.67	1.87
Spectrum 3	Yes	8.66	-	1.02	-	88.95	1.37
Spectrum 4	Yes	12.54	4.31	1.97	-	79.93	1.24
Spectrum 5	Yes	28.54	15.35	4.57	0.67	50.00	0.87

Tabelle 11: Chemische Analysen der Spektren der Probe im ungeglühten Zustand (72).

1.10.3.3 Äußere Oxidation

Unter äußerer Oxidation wird die Bildung einer Oxidschicht auf einer Oberfläche verstanden, die im Kontakt mit einer sauerstoffreichen Atmosphäre entsteht. Diese entstehende Reaktionsschicht führt im Verlauf des Oxidationsprozesses zu einer Trennung der Reaktanten, so dass eine weitere Oxidation nur dadurch stattfinden kann, dass einer oder beide Reaktanten durch die Oxidationsschicht hindurch diffundieren, d.h. das entweder das Metall oder der Sauerstoff oder beide durch die entstehende Oxidationsschicht diffundieren (73).

Die Diffusion in Kristallen lässt sich in einem ersten Ansatz danach unterscheiden, ob es sich um stöchiometrische oder nicht-stöchiometrische Kristalle handelt. Dabei spielt die Defektstruktur der Kristalle eine sehr wesentliche Rolle bei der Diffusion von Anionen und Kationen. In stöchiometrischen Kristallen werden als Schottky-Defekte Anionen- und Kationenleerstellen bezeichnet. Aus Gründen der Elektroneutralität ist davon auszugehen, dass die Anzahl der Anionen- und Kationendefekte identisch ist und dass sowohl die Anionen als auch die Kationen in dem Gitter diffundieren können. Als Frenkel-Defekte werden Defekte bezeichnet, bei denen das Anionengitter perfekt besetzt ist, aber das Kationengitter sowohl Leerstellen als auch interstitiell eingelagerte Kationen enthält. Die Diffusion der Kationen erfolgt sowohl über die Leerstellen als auch über die interstitiell eingelagerten Kationen (73).

Im Gegensatz zur Diffusion in stöchiometrischen Kristallen basiert der Stofftransport bei der Oxidation auf der Diffusion von Ionen und Elektronen, die aus Gründen der Elektroneutralität parallel stattfindet. Aus Abb. 31 ist zu entnehmen, dass bei der Diffusion der Kationen das Wachstum der Oxidschicht an der Grenzfläche zum Sauerstoff stattfindet, da die Metallionen und Elektronen in der Reaktionsschicht in die gleiche Richtung zum Sauerstoff diffundieren. Bei einer Diffusion der Anionen, d.h. der negativ geladenen Sauerstoffionen diffundieren diese an die Grenzfläche zum Metall, wo dann das Wachstum der Oxidschicht stattfindet. Im Fall der Anionendiffusion findet vor dem Hintergrund der Gewährleistung der Elektroneutralität die Diffusion der Elektronen in umgekehrter Richtung statt (73).

In nicht-stöchiometrischen Kristallen ist zu unterscheiden zwischen Kristallsystemen mit einem Metallüberschuss und solchen mit einem Metalldefizit. Kristallsysteme mit einem Metallüberschuss können dadurch entstehen, dass die Plätze der Sauerstoffionen perfekt besetzt sind und sich Metallionen im Überschuss auf Zwischengitterplätzen und freie Elektronen in den Leitungsbändern befinden. Kristallsysteme mit einem Metallüberschuss werden durch die folgende Schreibweise $M_{1+\gamma}O$ gekennzeichnet. Kristallsysteme mit einem Metallüberschuss können aber auch dadurch entstehen, dass Gitterplätze mit Sauerstoffionen nicht besetzt sind. Dadurch befinden sich Metallionen auf Zwischengitterplätzen und freie Elektronen in den Leitungsbändern. Zu dieser Gruppe von Oxiden gehört z.B. Zinkoxid (73).

Zu den Kristallsystemen die durch Metalldefizite gekennzeichnet sind gehören z.B. Nickeloxid und Eisenoxid. Hier sind die Gitterplätze mit den Sauerstoffionen perfekt besetzt und auf den Gitterplätzen der Metallionen existieren Leerstellen. Solche Oxidsysteme werden durch die folgende Schreibweise $M_{1-\gamma}O$ gekennzeichnet. So gehört z.B. der Wüstit ($Fe_{1-\gamma}O$) in diese Gruppe der Kristallsysteme und durch die freien Gitterplätze im Eisengitter diffundiert bei der Oxidation das Eisen zum Sauerstoff. Das hat zur Folge, dass in einer $Fe_{1-\gamma}O$ -Schicht Hohlräume charakteristisch sind (74).

Mit einem vereinfachten Ansatz bei dem angenommen wird, dass es sich um eine kompakte und fest auf der Metalloberfläche haftende Oxidschicht handelt und bei der die Diffusion der Ionen in der Oxidschicht der geschwindigkeitsbestimmende Reaktionsschritt ist, lässt sich das parabolische Zeitgesetz (**Abbildung 37**) wie folgt ableiten (74). Wird die Oxidation auf der Eisenoberfläche betrachtet, so existiert direkt zu pro Zeiteinheit ein Stoffstrom J_1 (Ionen/Sec) der mit dem zunehmenden Wachstum der Oxidschicht geringer wird, da die Eisenionen durch die wachsende Oxidschicht diffundieren müssen. Der Stoffstrom ist also proportional $1/x_o$, d.h.

je dicker die Oxidschicht, desto geringer wird der Stoffstrom und somit folgt die Gleichung (74):

$$J_{Fe} = k_1 \frac{1}{x_o} \quad 20$$

Wobei:

J_{Fe} : Stoffstrom Eisen-Ionen (Fe^{+}/s)
 k_1 : Konstante (-)
 x_o : Dicke der Oxidschicht (m)

In die Konstante k_1 gehen die Diffusionsgeschwindigkeit, die Gleichgewichtsbedingungen an den Grenzflächen usw. ein.

Im Verlauf der Oxidation wächst die Reaktionsschicht und die momentane Wachstumsgeschwindigkeit der Oxidschicht ist proportional dem Stoffstrom, d.h. ist der Stoffstrom hoch ist die Wachstumsgeschwindigkeit hoch und umgekehrt, so dass sich die folgende Gleichung ergibt:

$$J_{Fe} = k_2 \frac{dx_o}{dt} \quad 21$$

Wobei:

k_2 : Konstante

Da es sich bei beiden Gleichungen um denselben Stoffstrom handelt, können diese Gleichungen zusammengefasst werden und es folgt:

$$k_2 \frac{dx_o}{dt} = k_1 \frac{1}{x_o} \quad 22$$

$$x_o dx_o = \frac{k_1}{k_2} dt \quad 23$$

$$\int_{x_o(t=0)=0}^{x_o(t)} x_o dx_o = \int_{t=0}^t k dt \quad 24$$

$$x_o^2 = 2k \quad 25$$

$$x_o = \sqrt{2k t} \quad 26$$

Das parabolische Zeitgesetz, wird auch als Tamman'sches Zundergesetz bezeichnet. Aus der **Abbildung 37** ist zu entnehmen, dass es in der Realität durchaus Abweichungen von diesem idealen Modell gibt, die z.B. darauf zurückgeführt werden können, dass Zunderschichten Risse bekommen oder aufbrechen können, so dass der Kontakt zwischen Metall und Sauerstoff weiterhin sehr viel schneller zustande kommt, als infolge der Diffusion durch eine geschlossene

Oxidschicht hindurch, so dass tendenziell eher ein lineares Wachstum einer Reaktionsschicht beobachtet werden kann (75).

In Legierungen kann unter Umständen ein Oxidationsfortschritt dadurch verhindert werden, das Legierungsmittel (z.B. Chrom, Aluminium ...) verwendet werden, deren Oxidbildungen durch stark negative Freie Reaktionssenthalpien, d.h. durch hohe Sauerstoffaffinitäten gekennzeichnet sind. Wenn diese Oxide dann dichte Oxidschichten bilden, was in der Regel der Fall ist, dann sind die Diffusionsgeschwindigkeiten in diesen Schichten extrem gering und damit ist eine weitere Oxidation unterbunden (75).

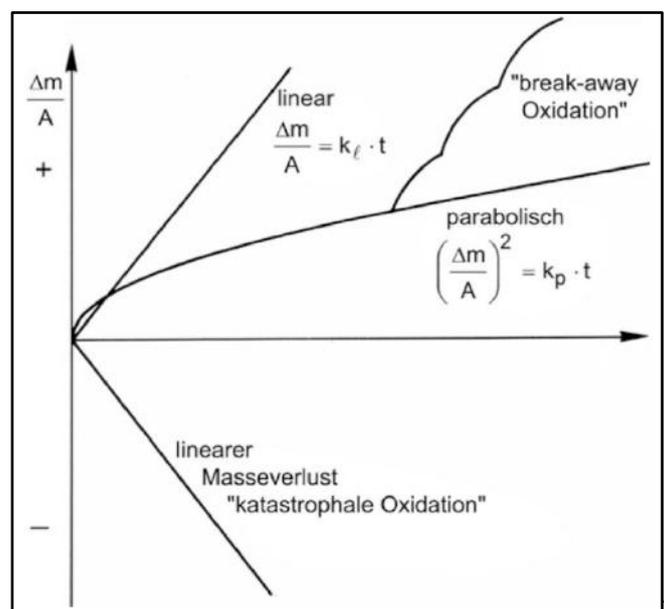


Abbildung 37: Schematische Darstellung der kinetischen Gesetzmäßigkeiten der Hochtemperaturoxidation (75).

1.10.5 Rissfortschrittsmodelle

Rissfortschrittsmodelle können in bruchmechanische (fracture-mechanics-based) und versetzungsmechanische Modelle (dislocation-mechanics-based) eingeteilt werden. In beiden Gruppen gibt es weitere Unterteilungen, die in **Abbildung 38** dargestellt sind.

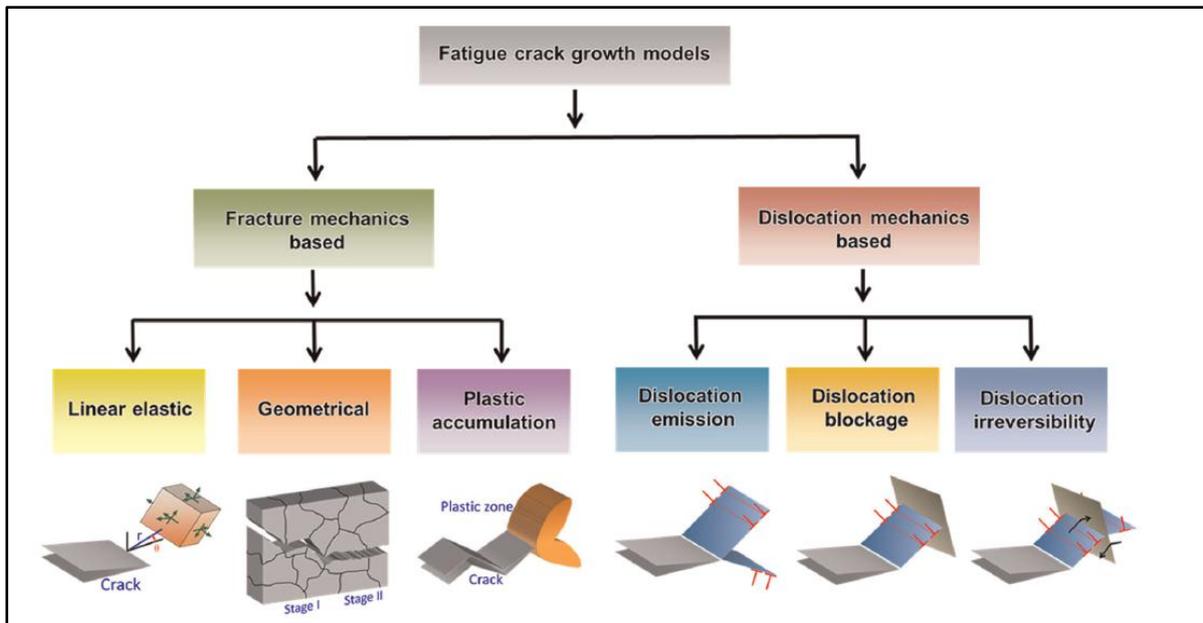


Abbildung 38: Rissfortschrittsmodelle (70).

1.10.5.1 Bruchmechanische Modelle

Im Bereich der linear-elastischen bruchmechanischen Modelle (LEFM) wurde als bedeutendstes empirisch belegtes Gesetz der Rissfortschrittsrate die von Paris, et al. (76) (77) aufgestellte Beziehung bekannt:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad 27$$

Wobei:

- a : Risslänge (m)
- N : Lastwechsel (-)
- C : Materialkonstante (-)
- m : Materialkonstante (-)
- ΔK : Spannungintensitätsfaktorbereich ($MPa \cdot \sqrt{m}$)

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} = (\sigma_{max} - \sigma_{min}) \sqrt{\pi a} \quad 28$$

Wobei:

- K : Spannung (Pa)
- σ_{max} : Maximalspannung im Rissbereich (Pa)
- σ_{min} : Minimalspannung im Rissbereich (Pa)
- a : Risslänge (m)

LEFM-Modelle sind aufgrund der Einfachheit ihrer Anwendung ein weit verbreitetes Instrument der Ingenieursarbeit. Sie bieten jedoch keine Möglichkeit, mikrostrukturelle Faktoren der Ermüdungsrissentwicklung zu berücksichtigen bzw. auf dieser Ebene kompensierende Maßnahmen zu entwerfen. Dem wurde mit geometrischen Modellen begegnet. Deren Bezeichnung rührt daher, dass sie auf Annahmen zur Rissgeometrie beruhen, wobei Plastizität nicht berücksichtigt wird. Beispielhaft für diese Modelle sei hier Suresh (78) angeführt.

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, L_{deflect}, \Theta_{deflect}) \quad 29$$

Wobei:

$L_{deflect}$: Länge der Rissauslenkung (m)

$\Theta_{deflect}$: Auslenkungswinkel (rad)

Sowohl vor als auch hinter der Rissspitze kommt es durch die Plastizität zu plastischer Akkumulation (plastic accumulation). Um plastisch verformtes Material bei der Berechnung des Rissfortschritts zu berücksichtigen, wurde eine weitere Modellgruppe entwickelt. Diese ermöglicht die Berücksichtigung einer durch Plastizität verursachten Riss-schließung (**Abbildung 39**) sowie weiterer Phänomene. So erlaubt das Modell von Suresh und Ritchie (79) die Berücksichtigung der Bildung einer Oxidschicht, des Eindringens viskoser Flüssigkeit, der Phasentransformation und Oberflächenunebenheiten. Relevante Parameter sind dabei die Partialdrücke des Sauerstoffs und Wasserstoffs, die Rissöffnungsverdrängung sowie das Lastverhältnis (79).

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K_{eff}, R, P_{O_2}, P_{H_2}, CTOD) \quad 30$$

Wobei:

P : Partialdruck des Sauerstoffs bzw. Wasserstoffs (Pa)

R : Lastverhältnis (-)

$CTOD$: Rissöffnungsverdrängung (Crack-Tip-Opening-Displacement) (m)

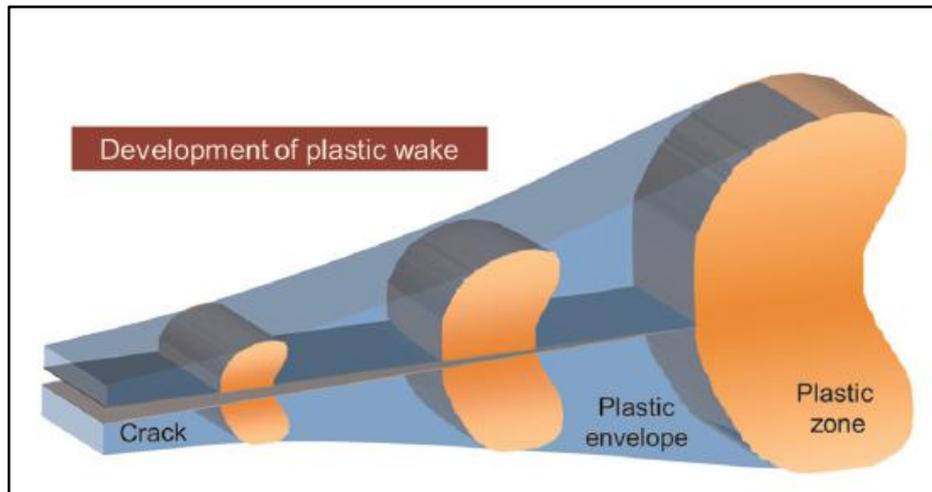


Abbildung 39: Entwicklung einer plastischen Zone im „Kielwasser“ des fortschreitenden Risses (70).

Mit der Entwicklung der plastischen Akkumulationsmodelle entwickelte sich die Forschung zum Rissfortschritt erstmals in die Richtung einer stärker theoretisch-physikalischen als einer rein empirischen Betrachtung (70).

1.10.5.2 Versetzungsmechanische Modelle

Die Rolle mikrostruktureller Barrieren des plastischen Fließens sollte durch die Formulierung der versetzungsmechanischen Modelle berücksichtigbar werden. Je nach Entwicklung der Versetzung verhält sich demnach ein fortschreitender Riss mikrostruktursensitiv oder nicht.

Die ersten dieser Modelle basierten auf der Versetzungsausstrahlung. Im Modell von Gerberich (80) wird postuliert, dass ein Riss dann fortschreitet, wenn die kritische Reibungsspannung τ , die für den Keim einer Versetzung notwendig wäre, überschritten wird. Von weiterer Bedeutung sind die Entfernung d des Versetzungskeims von der Rissspitze sowie der Winkel θ zwischen Riss- und Versetzungspfad.

$$\Delta K_{th} = f(\sigma_{reib}, d_{vr}, \theta)$$

31

Wobei:

ΔK_{th} :	Spannungsintensitätsfaktorbereich ($MPa \cdot \sqrt{m}$)
σ_{reib} :	Reibspannung (Pa)
d_{vr} :	Distanz Versetzungskeim–Rissspitze (m)
θ :	Winkel Risspfad–Versetzungspfad (rad)

In das Modell von Weertman und Rice (81), basierend auf den Arbeiten von Bilby, Cottrell und Swinden (82), fließen die Streckgrenze σ_s und die kritische Hystereseenergie U^* ein. Die Absorption der Hystereseenergie über mehrere Belastungszyklen hinweg muss das kritische

Niveau U^* übersteigen, um den Rissfortschritt zu initialisieren. Das Modell verwendet die Spannungsfelder in Volumenelementen, um einen Ausdruck für den Rissfortschritt da/dN zu erhalten.

$$\frac{da}{dN} = f\left(\Delta K, \frac{1}{\sigma_s}, \frac{1}{U^*}\right)$$

32

a	Risslänge (m)
N :	Lastwechsel (-)
ΔK	Spannungsintensitätsfaktorbereich ($\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$)
σ_s :	Streckgrenze (Pa)
U^* :	kritische Hystereseenergie (Pa)

Die Konzeption des Modells ist in **Abbildung 40** dargestellt.

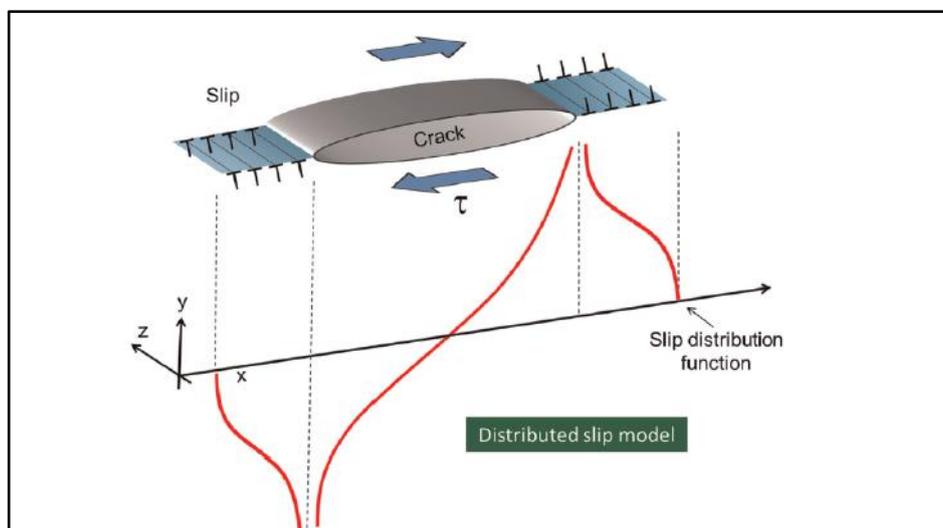


Abbildung 40: Modell zu da/dN nach Weertman, basierend auf der Versetzungsverteilungsfunktion nach Bilby, Cottrell und Swinden (70).

Die Versetzungsausstrahlungsmodelle basieren darauf, dass Versetzungsaktivitäten in der Nähe der Risspitze nicht durch Versetzungshindernisse wie etwa Korngrenzen beeinflusst werden. Dies entspricht der Situation in der zweiten Phase des Risswachstums, in der der Rissfortschritt nicht durch Mikrostrukturen beeinflusst wird.

Um die Rissentwicklung in Phase I besser modellieren zu können, wurden Versetzungsblokademodelle entwickelt. Diese gehen davon aus, dass Korngrenzen die Entwicklung von Rissen in initialen Stadien blockieren. Durch die Wirkung der Korngrenzen kommt es in der ersten Phase zu einer oszillatorischen Entwicklung von da/dN . Der wichtigste Parameter ist hier die Reibungsspannung, die für die Vorwärtsbewegung an der Versetzung aufgebracht werden muss, um eine Korngrenze zu überwinden. Die verschiedenen Ansätze

dieser Modelle, unter anderem nach Tanaka et al. (83), können wie folgt zusammengefasst werden (**Abbildung 41**):

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, \tau_{reib}^{vorw}, d_{vr})$$

33

Wobei:

- a Risslänge (m)
- N Lastwechsel (-)
- ΔK Spannungsintensitätsfaktorbereich (Pa)
- τ_{reib}^{vorw} Reibspannung in Rissfortschrittsrichtung (Pa)
- d_{vr} Distanz Versetzungskeim–Risspitze (m)

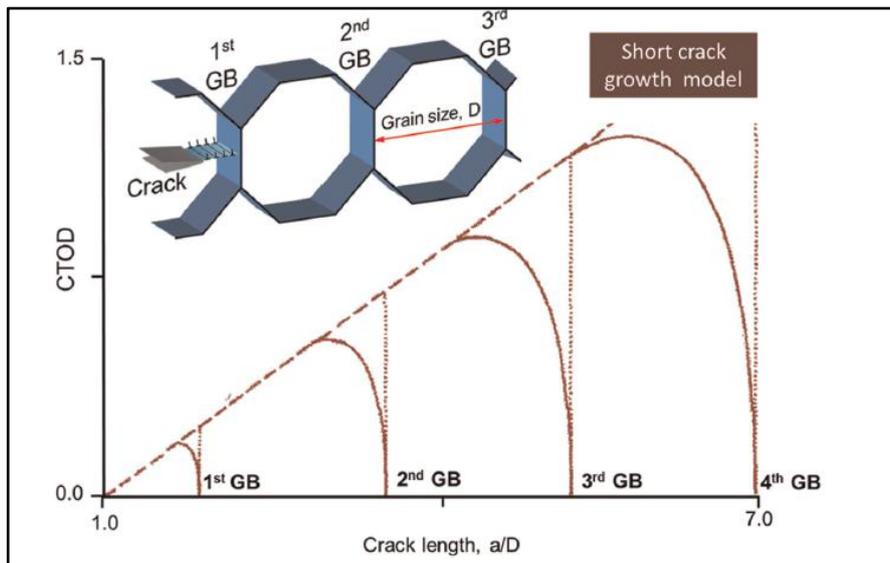


Abbildung 41: Kurzrissfortschrittsmodell nach Tanaka et al. (70).

In einer Weiterentwicklung dieses Ansatzes modellierten Navarro und De Los Rios (84) den Übergang von Phase I zu Phase II der Rissfortschrittsentwicklung, dargestellt in **Abbildung 42**.

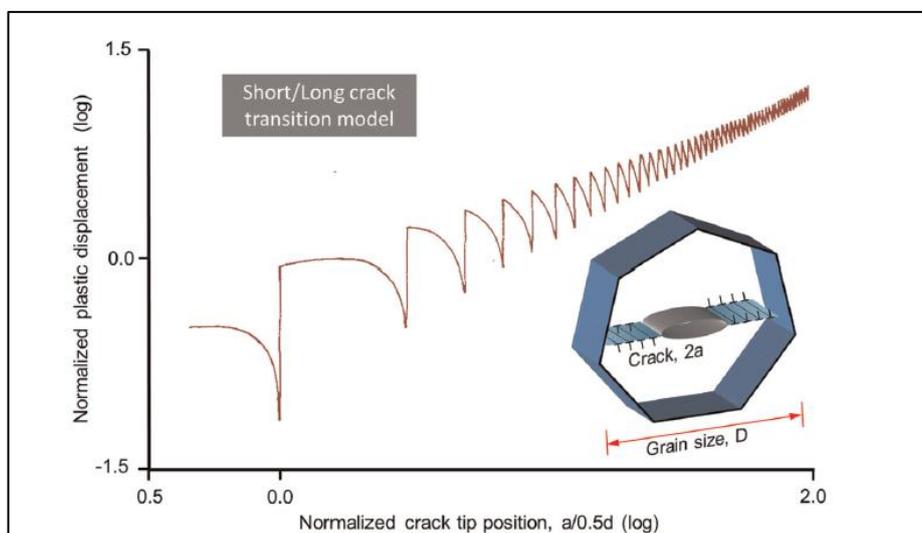


Abbildung 42: Übergang von Kurzriss- zu Langrissverhalten nach Navarro und de los Rios (70).

Würde die Versetzung nach einem Lastzyklus wieder in den Ursprungszustand zurückkehren, gäbe es keinen Rissfortschritt. Diesem Faktum wurde durch die Entwicklung von Versetzungsniichtumkehrbarkeitsmodellen Rechnung getragen. Stellvertretend wird hier das Modell von Sehitoglu (85) angeführt, das sowohl die vorwärts- als auch rückwärtswirkende Reibungsspannung berücksichtigt:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, \tau_{reib}^{vorw}, \tau_{reib}^{rückw}, |\vec{b}_r|) \quad 34$$

Wobei:

a	Risslänge (m)
N	Lastwechsel (-)
ΔK	Spannungsintensitätsfaktorbereich (Pa)
τ_{reib}^{vorw}	Reibspannung in Rissfortschrittsrichtung (Pa)
$\tau_{reib}^{rückw}$	Reibspannung entgegengesetzt zur Rissfortschrittsrichtung (Pa)
$ \vec{b}_r $	Betrag des Burgers-Vektor (Richtung und Betrag der Kristallgitterverschiebung) (-)

Diese Modelle sind jedoch vor allem für Materialien mit komplexen Strukturen im Nanobereich relevant.

1.11 Zielsetzungen auf Basis der theoretischen Arbeit

1.11.1 Ziele zur Reduzierung von Eigenspannungen 1. Art

Die Eigenspannungen 1. Art befinden sich im makroskopischen Bereich, d.h. sind über mehrere Kristalle hinweg konstant. Durch Störung des mechanischen Gleichgewichts kommt es zu plastischen Verformungen auf makroskopischer Ebene (53).

Bereits während der Kokillenfertigung sollen initiale Eigenspannungen in der Kokille reduziert werden. Im Folgenden werden hierzu Modifikationen der Geometrie der Kokille und der Produktion nachgelagerte Glühbehandlungen untersucht.

Bei der späteren Betriebsverwendung der Kokillen während des Blockgießens soll der Temperaturgradient zwischen den Außenflächen und dem Kern (Innenflächen) reduziert werden. Hierzu ergeben sich bereits aus den obigen Ansätzen Verbesserungen, die zusätzlich durch eine Stabilisierung des Gefüges ergänzt werden.

1.11.2 Ziele zur Reduzierung von Eigenspannungen 2. Art

Wie aus den Ausführungen zu GJL-Werkstoffen unter Kapitel 1.4 ersichtlich wurde, weisen diese im Wesentlichen ein stabiles perlitisches Gefüge auf. Es kommt hier zu lokalen

Umwandlungen, die in Kombination mit anderen Effekten wie der Kerbwirkung der Lamellen zu einer Rissbildung führen können. Bei Verwendung von Werkstoffen mit anderer Graphitbildung besteht die flächige Gefahr einer Ferritisierung, weshalb es hier umso wichtiger ist, die perlitische Struktur zu stabilisieren. Grundsätzlich eignet sich ein perlitisches Gefüge aufgrund seiner homogenen Wärmeleitfähigkeit (gleichverteilter eingelagerter Kohlenstoff) und seinen positiven Auswirkungen auf die allgemeine Temperaturwechselbeständigkeit und Härte.

Neben einer Reduzierung der initialen Eigenspannungen durch Generierung von initial gleichmäßiger Perlitstruktur, ist insbesondere auch die Stabilisierung der Perlitstruktur von herausgehobener Bedeutung. Hierbei kann auf eine gesteuerte Erstarrung, sowie stabilisierende Glühbehandlungen abgestellt werden.

2 Methoden

2.1 Methode der finiten Elemente

2.1.1 FEM zur Berechnung von Eigenspannungen in Gußprodukten

Wie mit den Ausführungen in Kapitel 1 dargelegt wurde, sind Eigenspannungen in Gusswerkstücken vor allem auf eine ungleichförmige Abkühlung geometrisch komplexer Formen in der Erstarrungsphase zurückzuführen. Die Entwicklung von Eigenspannungen ist durch thermische und mikrothermische Faktoren, wie lokal unterschiedliche Temperaturgradienten, beeinflusst. Die Genauigkeit der Vorhersage dieser Phänomene ist daher wesentlich für die Vorhersage von Eigenspannungsentwicklungen (86).

Für die Analyse des Erstarrungsvorgangs ist dabei zunächst die Wärmeübertragung vom abkühlenden Metall zur Gussform von Bedeutung. Während einfache Modelle hier lediglich die Wärmeübertragung berücksichtigen, findet in komplexere Simulationen auch die Strömungsmechanik während des Füllvorgangs Eingang. Nach Beendigung des Füllvorgangs kommt es zu Auftriebseffekten, die ebenfalls Einfluss auf den Abkühlprozess nehmen. Letztlich sind auch chemische Legierungseigenschaften, die das Kristallwachstum beeinflussen, von Bedeutung.

In **Abbildung 43** erfolgt eine schematische Darstellung der für die Beschreibung eines Gussvorgangs notwendigen Analysen.

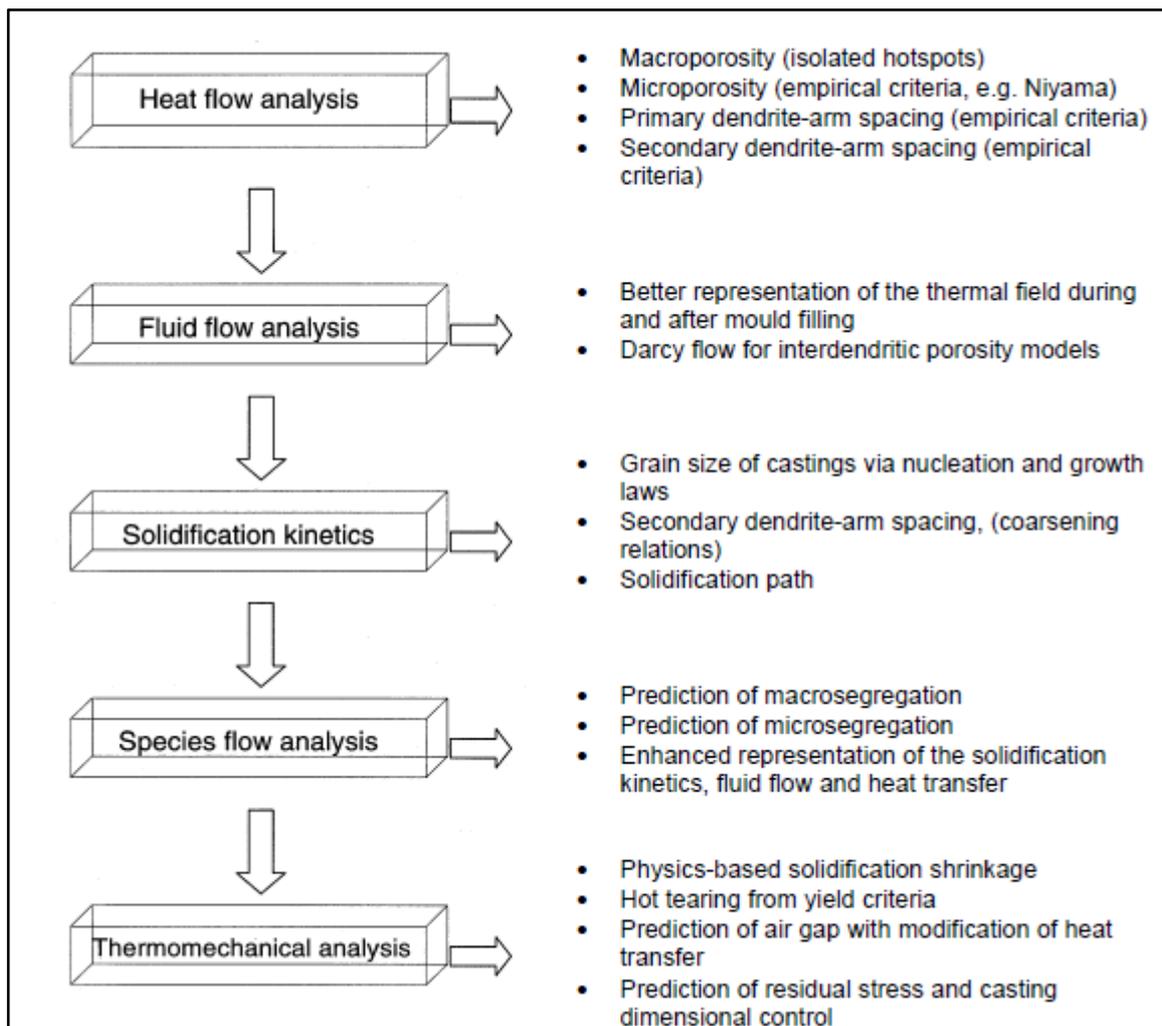


Abbildung 43: Zusammenstellung notwendiger Analysen und deren Merkmale für die Modellierung des Erstarrungsprozesses (86).

Im Rahmen der ganzheitlichen Bestimmung des Eigenspannungszustandes oder der Verläufe von Zuständen entlang eines Prozesses hat sich die numerische Simulation auf Basis der Methode der finiten Elemente (FEM) als nützliches und belastbares Mittel erwiesen. Die FEM basiert auf dem numerischen Lösen partieller Differentialgleichungen an Knotenpunkten (sog. Nodes) innerhalb des zu simulierenden Körpers; somit werden die Berechnungspunkte finit (endlich) und nicht infinit, also nicht unendlich. Die Aufteilung in finite Elemente ermöglicht die Beschreibung des Problems mit einer endlichen Zahl von Parametern und macht dieses somit berechenbar. Für jeden Knotenpunkt werden, bezogen auf die gegebene Simulationsaufgabe, zu lösende Differentialgleichungen mit Anfangs-, Rand- und Übergangsbedingungen formuliert (87).

2.1.2 Grundlage der Finite-Elemente-Methode

2.1.2.1 Prinzipielle Darstellung an einer einfachen mechanischen Struktur

Die Grundlagen der Methode werden hier zunächst auf Basis eines zweidimensionalen Systems, bestehend aus den beweglich verbundenen Elementen (1), (2), (3) und (4), wie in **Abbildung 44** dargestellt, erläutert.

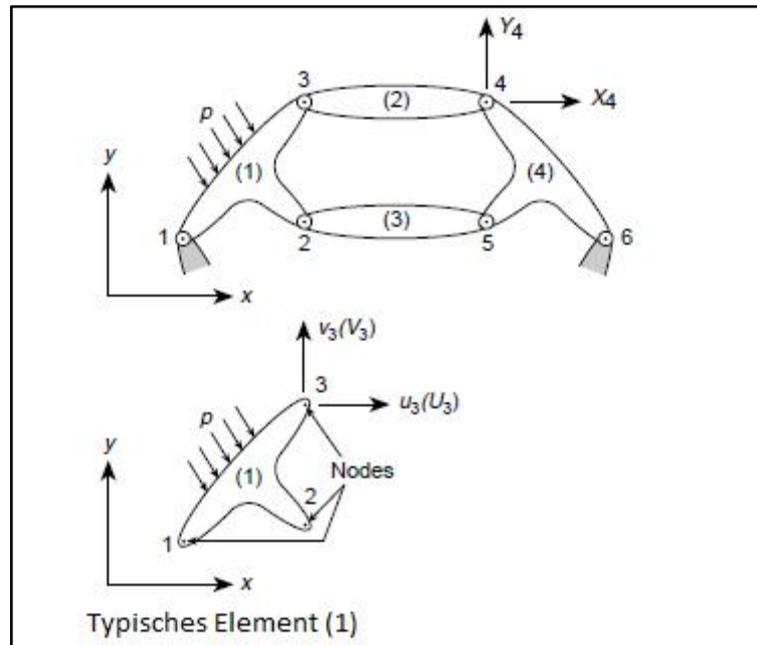


Abbildung 44: Struktur aus verbundenen Elementen, abgeändert nach (88).

Es wird angenommen, dass die Eigenschaften der einzelnen Elemente des Systems bekannt sind. Wirken auf ein typisches Element (1) Kräfte ein (Abbildung 44 unten), so sind die an den Knoten 1, 2 und 3 wirkenden Kräfte sowie deren Komponenten U und V sowie durch die Verlagerung u und v dieser Knoten innerhalb eines gemeinsamen Koordinatensystems (x, y) die Kraftverteilung sowie eine allfällig vorhandenen Initialspannung (z. B. aufgrund von Temperaturreaktionen) beschreibbar (88). Entsprechend erfolgt die Darstellung der in Element (1) wirkenden Kräfte in Matrixform nachstehend (88):

$$q^1 = \begin{pmatrix} q_1^1 \\ q_2^1 \\ q_3^1 \end{pmatrix} \quad q_1^1 = \begin{pmatrix} U_1 \\ V_1 \end{pmatrix}, \text{ usw.} \quad 35$$

Wobei:

q^1 : Kraft in Element 1 (N)
 $q_{1,2,3}^1$: Kraft in Knoten 1, 2, 3 (N)
 U_1 : Komponente U in Knoten 1 (x-Achse) (N)
 V_1 : Komponente V in Knoten 1 (y-Achse) (N)

Die resultierende Verlagerung wird wie folgt dargestellt (88):

$$u^1 = u_1^1 = \begin{pmatrix} u_1 \\ v_1 \end{pmatrix}, \text{ usw.} \quad 36$$

Wobei:

u^1 : Verlagerung in Element 1 (m)
 $u_{1,2,3}^1$: Verlagerung in Knoten 1, 2, 3 (m)
 u_1 : Komponente u in Knoten 1 (x-Achse) (m)
 v_1 : Komponente v in Knoten 1 (y-Achse) (m)

Bei linear-elastischem Verhalten des Elements ergibt sich daher die Beziehung (88):

$$q^1 = K^1 u^1 + f^1 \quad 37$$

Wobei:

f^1 : die für den Ausgleich einwirkender konzentrierter oder verteilter Ladungen auf das Element (1) wirksame Kraft (N)
 K^1 : Steifigkeitsmatrix in Element (1) (-)

Die für den Fall eines Elements mit drei Knoten in Gleichung 37 dargestellte Beziehung lässt sich verallgemeinernd für ein Element e mit m Knoten wie folgt darstellen (88):

$$q^e = \begin{pmatrix} q_1^e \\ q_2^e \\ \vdots \\ q_m^e \end{pmatrix} \text{ sowie } u^e = \begin{pmatrix} u_1 \\ u_2 \\ \vdots \\ u_m \end{pmatrix} \quad 38$$

Wobei:

$q_{1,2,\dots,m}^e$: Kraft in Knoten 1-m (N)
 $u_{1,2,\dots,m}^e$: Verlagerung in Knoten 1-m (m)

Die Steifigkeitsmatrix ist quadratisch und kann wie folgt dargestellt werden:

$$K^e = \begin{bmatrix} K_{l1}^e & K_{l2}^e & \dots & K_{lm}^e \\ K_{21}^e & \ddots & & \vdots \\ \vdots & \vdots & & \vdots \\ K_{m1}^e & \dots & \dots & K_{mm}^e \end{bmatrix} \quad 39$$

Wobei:

K_{lm}^e : quadratische Submatrizen der Größe 1×1 (-)
 l : Anzahl der zu berücksichtigenden Versetzungskomponenten in jedem Knoten 1-m (-)

Im vorliegenden Beispiel werden lineare Elementeigenschaften angenommen, ähnliche Beziehungen können jedoch auch für nicht-lineare Eigenschaften hergestellt werden (88).

Um für das Gesamtsystem aus Abbildung 44 eine Lösung zu erhalten, müssen die Bedingungen der Versetzungscompatibilität sowie des Gleichgewichts erfüllt werden. Die **Versetzungscompatibilität** wird durch Aufstellen eines Systems von Knotenversetzungen u an n Knoten erfüllt, das wie folgt dargestellt werden kann (88):

$$u = \begin{Bmatrix} u_1 \\ \vdots \\ u_n \end{Bmatrix} \quad 40$$

Innerhalb jedes Einzelements ist die **Gleichgewichtsbedingung** bereits erfüllt. Es müssen nun noch an allen Knoten Gleichgewichtsbedingungen erstellt werden. Durch Lösung eines Gleichungssystems mit den Versetzungen als Unbekannten kann das Problem bestimmt werden. Die in den Elementen wirkenden Kräfte oder Spannungen werden dabei für jedes Element bestimmt. Für die Ermittlung der Gleichgewichtsbedingungen an einem Knoten a werden dabei die Summen der Kraftkomponenten der an diesem Knoten anliegenden Elemente 1 - m ermittelt (88):

$$\sum_{e=1}^m q_a^e = q_a^1 + q_a^2 + \dots = 0 \quad 41$$

Wobei:

q_a^e : in Element e an Knoten a wirkende Kraft (N)

Indem die auf den Knoten a wirkenden Kräfte aus **Gleichung 37** eingesetzt werden, ergibt sich:

$$\left(\sum_{e=1}^m K_{a_1}^e \right) u_1 + \left(\sum_{e=1}^m K_{a_2}^e \right) u_2 + \dots + \sum_{e=1}^m f_i^e = 0 \quad 42$$

Die Summe betrifft jeweils nur die auf den Knoten a wirkenden Elemente. Durch Kombination aller Gleichungen ergibt sich:

$$Ku + f = 0 \quad 43$$

Gleichung 43 besteht wiederum aus den folgenden beiden Submatrizen:

$$K_{ab} = \sum_{e=1}^m K_{ab}^e \quad \text{und} \quad f_a = \sum_{e=1}^m f_a^e \quad 44$$

In diesen erfolgt die Aufsummierung über alle Elemente 1-m.

Der in den **Gleichungen 40 bis 44** beschriebene Prozess ist ein grundlegendes Konzept aller Finite-Elemente-Berechnungen. Sofern unterschiedliche Strukturelemente kombiniert werden, ist zu berücksichtigen, dass aufgrund der für die Matrix-Summierung geltenden Regeln nur Matrizen gleicher Größe kombiniert werden dürfen. Submatrizen müssen daher stets aus der gleichen Anzahl von Kraft- oder Versetzungskomponenten aufgebaut sein (88).

Für die Lösung des Gleichungssystem ist es zusätzlich notwendig, **Randbedingungen** zu definieren, die die Anzahl der Gleichgewichtsgleichungen reduzieren. Für das Beispiel aus Abbildung 44 wird definiert, dass in den beiden Randknoten 1 und 6 keine Versetzung erfolgt. Somit gilt (88):

$$u_1 = u_6 = \begin{Bmatrix} 0 \\ 0 \end{Bmatrix} \quad 45$$

Im vorliegenden Beispiel wird dadurch die Anzahl der Gleichgewichtsgleichungen von 12 auf 8 reduziert. Unter Verwendung der Beziehung aus **Gleichung 43** kann das System wie folgt beschrieben werden:

$$\begin{aligned} K_{11}u_1 + K_{12}u_2 + \dots + f_1 &= 0 \\ K_{21}u_1 + K_{22}u_2 + \dots + f_2 &= 0 \\ \dots & \end{aligned} \quad 46$$

Bei Verwendung eines vorgegebenen Wertes für $u_1 = \bar{u}_1$ kann die Kraft f_1 nicht ebenfalls vorgegeben werden, sondern bleibt eine Unbekannte. Der Wert \bar{u}_1 kann in die anderen Gleichungen eingesetzt werden, die erste kann gelöscht werden. Nach Einsetzen aller Randbedingungen wird das System nach den unbekanntem Versetzungen und Kräften in jedem Element gelöst (88).

2.1.2.2 Generelle Darstellung

Die grundsätzlichen, in Kapitel 2.1.2.1 dargestellten Beziehungen können auch auf andere Systeme, etwa auf elektrische Netzwerke oder Flüssigkeiten, übertragen werden. In jedem Fall sind zunächst die Elementeigenschaften anhand von Geometrie- und Ladungsdaten zu bestimmen. Für jedes Element sind Steifigkeitsmatrix und Knotenladungen entsprechend der

Gleichung 37 zu bestimmen. Jedes Element ist individuell zu identifizieren und die Knotenverbindungen sind zu kennzeichnen.

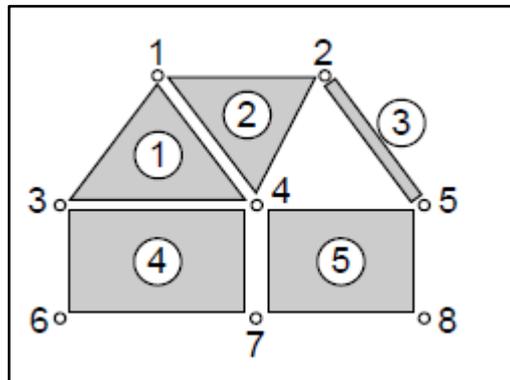


Abbildung 45: Illustration der Herleitung einer generellen Darstellung (88).

Für das in Abbildung 45 dargestellte System ergeben sich die in Tabelle 12 aufgelisteten Beziehungen.

Element	Knotenverbindungen			
1	1	3	4	
2	1	4	2	
3	2	5		
4	3	6	7	4
5	4	7	8	5

Tabelle 12: Elemente und Knotenverbindungen des in Abbildung 45 dargestellten Systems Erstellung nach (88).

Die Steifigkeits- oder Kraftkomponenten können in ihrer jeweiligen Position in der globalen Matrix, wie in **Abbildung 46** dargestellt, eingetragen werden. Koeffizienten oder Submatrizen sind in der Abbildung als schwarz eingefärbte Quadrate kenntlich gemacht.

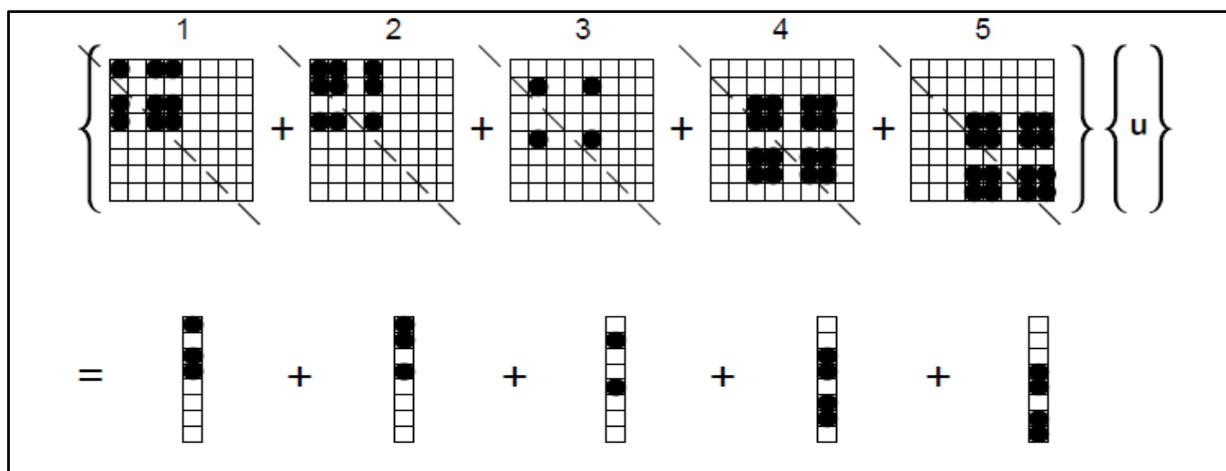


Abbildung 46: Koeffizienten bzw. Submatrizen des in Abbildung 45 dargestellten Systems (88).

Gleichungen in der Form von **Gleichung 43** sind analog zu **Gleichung 44** als nächster Schritt aufzustellen, indem alle Zahlen der globalen Matrix an entsprechender Stelle addiert werden. In **Abbildung 47** ist das Ergebnis dargestellt, wobei Koeffizienten mit einem anderen Wert als null schwarz markiert sind.

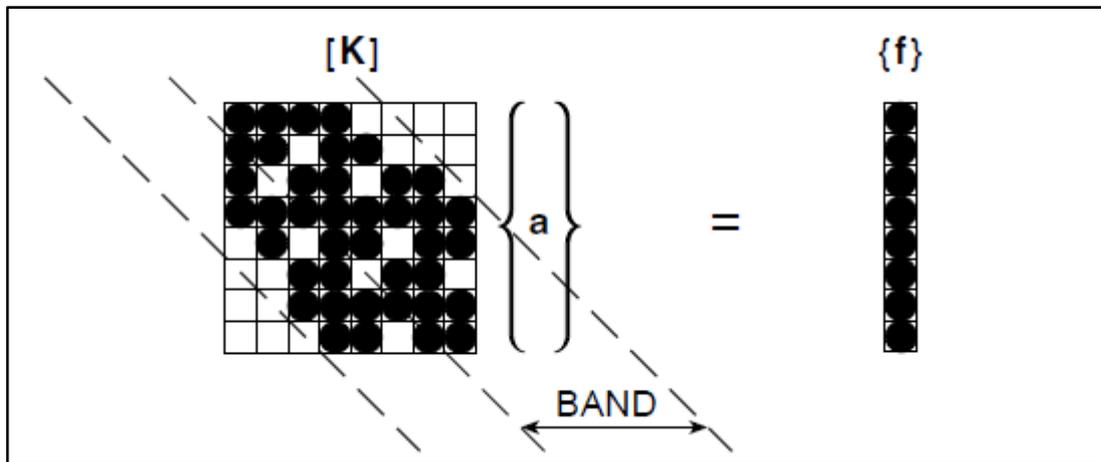


Abbildung 47: Ergebnis der Addition der Matrixelemente aus **Abbildung 46**.

Alle nicht nullwertigen Koeffizienten liegen dabei innerhalb eines Bands, das vorab für die Knotenverbindungen errechnet werden kann. Lediglich diese Werte müssen für die weitere Analyse gespeichert werden. Im Anschluss sind die Randbedingungen in die Matrix einzusetzen, entsprechend der in den Erläuterungen zu den **Gleichungen 45 und 46** dargestellten Vorgehensweise. Abschließend ist das Gleichungssystem zu lösen (86) (88).

2.1.3 Vorgehensweise bei der Analyse von Kontinua

2.1.3.1 Schritte für die Analyse von Spannungen in Ebenen

Während die in den Kapiteln und zur Illustration verwendeten Systeme aus diskreten Elementen mit definierbaren Geometrien und Eigenschaften zusammengesetzt sind, ist die Anwendung des Konzeptes für die Analyse von Spannungen in elastischen Kontinua ein häufiges Anwendungsgebiet der FEM. Zentrales Merkmal ist hier, dass es keine klar definierten Elemente gibt. Auch die Verbindungen zwischen durch, wie auch immer gewählten Grenzen definierten Elementen sind nicht diskret, sondern kontinuierlich und damit nicht endlich, sondern unendlich. Um solche Systeme der FEM-Analyse zugänglich zu machen, sind die folgenden Schritte erforderlich (86) (88):

- Zunächst ist es notwendig, das Kontinuum durch die Definition von Trennlinien oder -ebenen in finite Elemente zu zerlegen.
- Für die Verbindung dieser Elemente werden diskrete Knotenpunkte definiert. Diese liegen üblicherweise an den Grenzen bzw. den Schnittpunkten von Grenzlinien. Analog zur Analyse mechanischer Strukturen werden die Versetzungen dieser Knotenpunkte als Unbekannte des zu lösenden Gleichungssystems formuliert.
- Für die Beschreibung der Knotenversetzungen innerhalb jedes finiten Elements sowie an den Grenzen werden Funktionen definiert.
- Mithilfe dieser Versetzungsfunktionen kann die Beanspruchung innerhalb jedes Elements ermittelt werden. Zusammen mit einer allfällig vorhandenen Initialbeanspruchung sowie den Materialeigenschaften kann im Weiteren die Spannung innerhalb des Elements bzw. an dessen Grenzen ermittelt werden.
- Die Steifigkeitsbeziehung analog zu Gleichung 37 wird durch die Aufstellung eines Systems von gleichwertigen Kräften, die die Grenzspannungen und sonstigen Ladungen ausgleichen, erstellt. Dabei kommt das Prinzip der virtuellen Arbeit zur Anwendung.

2.1.3.2 Mathematische Darstellung der Lösungsschritte

Am Beispiel eines als Dreiecksnetz angelegten Systems werden grundlegende mathematische Ansätze für die Analyse von Spannungen in Ebenen dargelegt. Das System ist in **Abbildung 48** dargestellt.

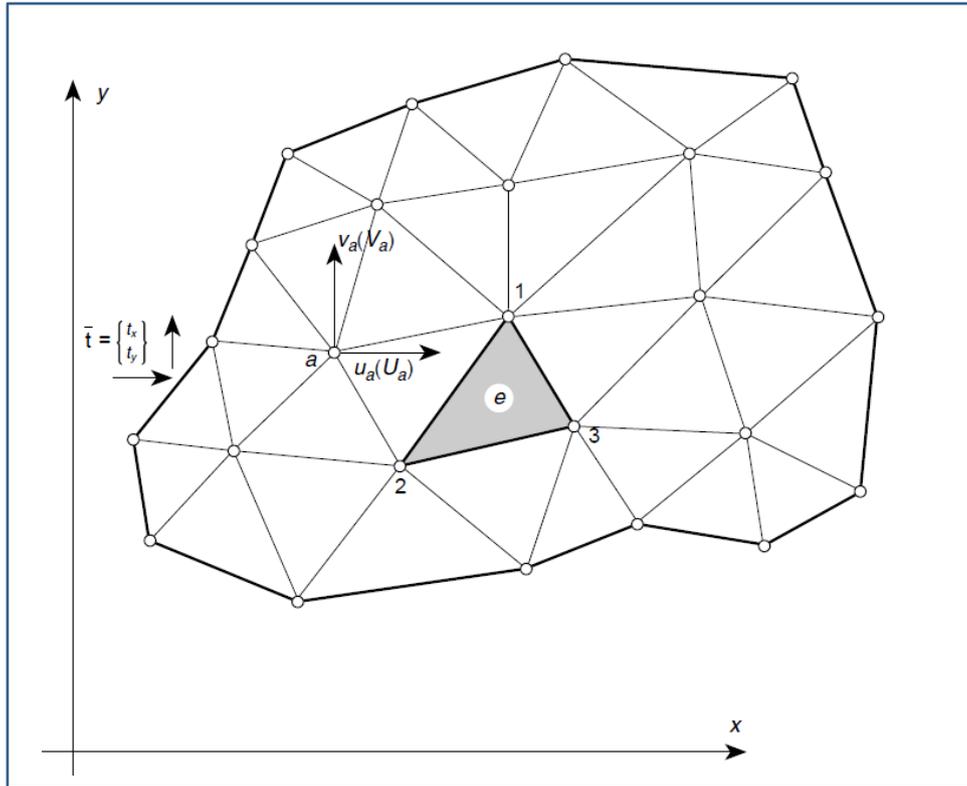


Abbildung 48: Dreieckiges finites Element als Element eines Dreiecksnetzes (88).

Für die Versetzungen u wird ein Vektor \hat{u} definiert (88) :

$$u \approx \hat{u} = \sum_a N_a \tilde{u}_a^e = [N_1, N_2, \dots] = N \tilde{u}^e$$

47

Wobei:

$u = \begin{Bmatrix} u(x, y) \\ v(x, y) \end{Bmatrix}$ horizontale und vertikale Bewegungen eines Punkts im Element e (m)

$\tilde{u}_a = \begin{Bmatrix} \tilde{u}_a \\ \tilde{v}_a \end{Bmatrix}$ Versetzungen im Knoten a (m)

N_a $a=(1,2,3\dots)$ Formfunktionen, auch als Basis- oder Interpolationsfunktionen bezeichnet (-)

Die Formfunktionen werden so gewählt, dass sie nach Einsetzen der Knotenkoordinaten in **Gleichung 47** die Knotenversetzungen beschreiben.

Es gilt dabei allgemein (88):

$$N_a(x_b, y_b) = I \text{ (Einheitsmatrix)} \quad 48$$

Unter der Bedingung

$$N_a(x_b, y_b) = 0, a \neq b \quad 49$$

kann daher formuliert werden:

$$N_a = N_a I \quad 50$$

Da $N_a(x_a, y_a) = I$ gilt, jedoch in den anderen Kanten 0 ist, kann N_a aus Gleichung 47 ermittelt werden.

Am Beispiel des in **Abbildung 49** dargestellten Dreiecks wird nun die Herleitung der Formfunktion N erläutert (88).

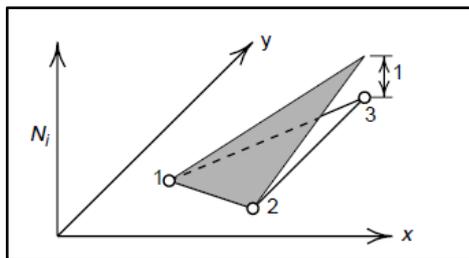


Abbildung 49: Formfunktion für ein Element (88).

Die beiden Versetzungen werden dabei wie folgt formuliert:

$$u = \alpha_1 + \alpha_2 x + \alpha_3 y \quad 51$$

$$v = \alpha_4 + \alpha_5 x + \alpha_6 y \quad 52$$

Wobei:

$\alpha_{1,2,\dots,4,6}$ Konstante (-)

Für die u-Versetzung lassen sich die folgenden Gleichungen aufstellen:

$$\tilde{u}_1 = \alpha_1 + \alpha_2 x_1 + \alpha_3 y_1 \quad 53$$

$$\tilde{u}_2 = \alpha_1 + \alpha_2 x_2 + \alpha_3 y_2 \quad 54$$

$$\tilde{u}_3 = \alpha_1 + \alpha_2 x_3 + \alpha_3 y_3 \quad 55$$

Durch Auflösung nach $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ in Bezug auf die Nodalversetzungen $\tilde{u}_1, \tilde{u}_2, \tilde{u}_3$ ergibt sich:

$$u = \frac{1}{2\Delta} [(a_1 + b_1x + c_1y)\tilde{u}_1 + (a_2 + b_2x + c_2y)\tilde{u}_2 + (a_3 + b_3x + c_3y)\tilde{u}_3] \quad 56$$

Für a_l, b_l, c_l gilt:

$$a_1 = x_2y_3 - x_3y_2 \quad 57$$

$$b_1 = y_2 - y_3 \quad 58$$

$$c_1 = x_3 - x_2 \quad 59$$

sowie für 2Δ :

$$2\Delta = \det \begin{vmatrix} 1 & x_1 & y_1 \\ 1 & x_2 & y_2 \\ 1 & x_3 & y_3 \end{vmatrix} = 2 \cdot (\text{Fläche des Dreiecks } 123) \quad 60$$

Unter Berücksichtigung von **Gleichung 56** ergibt sich die Formfunktion daher als:

$$N_a = \frac{a_a + b_a x + c_a y}{2\Delta}, a = 1,2,3 \quad 61$$

Die aus den so ermittelten Versetzungen resultierende Belastung kann nun ebenfalls ermittelt werden. Es ergibt sich daraus die Beziehung:

$$\varepsilon = S_u \quad 62$$

S_u ist dabei ein linearer Differenzialoperator. Durch Anwendung der **Gleichung 47** kann **Gleichung 62** näherungsweise wie folgt formuliert werden:

$$\varepsilon \approx \hat{e} = B\tilde{u}^e \quad 63$$

Es gilt:

$$B = S N$$

64

Die wirksamen Belastungen definieren über die Versetzungsbeziehungen den Operator **S**. Es ergibt sich daher:

$$\varepsilon = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} \\ \frac{\partial v}{\partial y} \\ \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} \\ \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial x} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} u \\ v \end{Bmatrix} \quad 65$$

Die Matrix B wird durch Anwendung von **Gleichung 64** ermittelt, wobei die Formfunktionen N_1, N_2 und N_3 für ein dreieckiges Element bereits bestimmt sind. Bei Verwendung der linearen Form der Formfunktionen sind die Spannungen im gesamten Element konstant, was bedeutet, dass auch die Matrix B konstant ist (88) (89). In **Gleichung 65** ergibt sich die Spannung daher aus der Ableitung der Versetzungen in x und y.

2.1.3.3 Spannungen

Bedingt durch thermische Effekte, Schrumpfung, Kristallwachstum und andere Phänomene wirken im Element initiale Belastungen. Ohne volle Kenntnis der Prozesse, denen das Material seit seiner Entstehung ausgesetzt war, ist es nicht möglich, diese Eigenspannungen vorherzusagen. Theoretisch wäre es jedoch möglich, sie zu messen. Unter Annahme einer linearen Beziehung zwischen Belastungen und Spannungen kann die folgende Beziehung formuliert werden (88):

$$\sigma = D(\varepsilon - \varepsilon_0) + \sigma_0 \quad 66$$

Wobei:

- D: *materialeigenschaftsbeschreibende Elastizitätsmatrix (-)*
- σ_0 : *Eigenspannung (Pa)*
- ε_0 : *initiale Belastungen (Temperatur, Schrumpfung etc.) (Pa)*
- ε : *Belastungen (Pa)*

Für die Spannungen in der Ebene müssen die drei bereits definierten Belastungen berücksichtigt werden (88):

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{x,y} \end{pmatrix} \quad 67$$

Wobei:

$\sigma_{x,y}$: Zugspannung in x- bzw. y -Achse (Pa)

$\tau_{x,y}$: Scherspannung in x- bzw. y -Achse (Pa)

Matrix D kann demzufolge für einen isotropen Werkstoff über die üblichen Beziehungen zwischen Spannung und Belastung ermittelt werden (88):

$$\varepsilon_x - \varepsilon_{x0} = \frac{1}{E}(\sigma_x - \sigma_{x0}) - \frac{\nu}{E}(\sigma_y - \sigma_{y0}) \quad 68$$

$$\varepsilon_y - \varepsilon_{y0} = -\frac{\nu}{E}(\sigma_x - \sigma_{x0}) + \frac{1}{E}(\sigma_y - \sigma_{y0}) \quad 69$$

$$\gamma_{xy} - \gamma_{xy0} = \frac{2(1+\nu)}{E}(\tau_{xy} - \tau_{xy0}) \quad 70$$

Als Lösung resultiert daher:

$$D = \frac{E}{1-\nu^2} \begin{bmatrix} 1 & \nu & 0 \\ \nu & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1-\nu}{2} \end{bmatrix} \quad 71$$

Die Darstellung bis hierhin versucht, eine Analogie zwischen dem System diskreter Elemente und der Betrachtung eines Kontinuums zu schaffen. Dazu wurde das Konzept der Knoten sowie der an diesen wirkenden gleichwertigen Kräfte beibehalten. Der Ansatz kann jedoch auch auf das Gesamtsystem angewendet werden (86) (88) (89).

2.1.4 Anwendung bei Problemen linearer Elastizität

Die Versetzungsmatrix für den dreidimensionalen Fall hat die Form (88):

$$u = \begin{pmatrix} u(x, y, z) \\ v(x, y, z) \\ w(x, y, z) \end{pmatrix} \quad 72$$

Wobei:

u : Versetzung X (m)

v : Versetzung Y (m)

z : Versetzung Z (m)

Die Belastung ε wird analog zu **Gleichung 62** formuliert:

$$\varepsilon = S_u \quad 73$$

Die sechs unabhängigen Komponenten von ε werden wie folgt notiert (88):

$$\varepsilon = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial z} \\ \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial x} & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial z} & \frac{\partial}{\partial y} \\ \frac{\partial}{\partial z} & 0 & \frac{\partial}{\partial x} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} u \\ v \\ w \end{Bmatrix} \quad 74$$

Die Gleichgewichtsgleichungen für den dreidimensionalen Fall werden in Matrixform notiert:

$$S^T \sigma + b = 0 \quad 75$$

S^T ist hier der gleiche Differenzialoperator wie jener in **Gleichung 74**. σ ist die Reihe der Spannungen:

$$\sigma = [\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_y, \tau_x, \tau_z]^T \quad 76$$

Bei b handelt es sich um den Vektor der Körperkräfte:

$$b = [b_x, b_y, b_z]^T \quad 77$$

Randbedingungen sind für jeden Oberflächenpunkt des Körpers zu definieren und werden sowohl für die Versetzung u als auch den Zug t formuliert.

Dabei ist:

$$u = \bar{u} \quad 78$$

t wird als im Element vorherrschende Spannung formuliert:

$$t = G^T \sigma = \bar{t} \quad 79$$

G^T bezeichnet die Matrix der Randbedingungen im Element:

$$G^T = \begin{bmatrix} n_x & 0 & 0 & n_y & 0 & n_z \\ 0 & n_y & 0 & n_x & n_z & 0 \\ 0 & 0 & n_z & 0 & n_y & n_x \end{bmatrix} \quad 80$$

Wobei:

n_x, n_y, n_z : Kosinus des außen gerichteten Zugvektors (-)

Der Finite-Element-Prozess für die Lösung von Problemen mechanischer Elastizität kann wie folgt umrissen werden (87) (88):

1. Gleichgewichtsgleichungen aufstellen
2. Versetzungsfeld u durch Formfunktionen beschreiben
3. Belastungen und Spannungen berechnen
4. Integration über jedes Element
5. Beiträge der einzelnen Elemente für die Ermittlung von Steifigkeits- und Belastungsreihen zusammensetzen
6. Zug- und Versetzungsrandbedingungen anwenden
7. Steifigkeits- und Belastungsmatrizen lösen
8. Ausgabe der relevanten Lösungsteile

2.1.5 Anwendung bei Feldproblemen – Wärmeleitung

Die Wärmefluss q durch einen Körper kann in kartesischen Koordinaten wie folgt formuliert werden (88):

$$q = [q_x, q_y, q_z]^T \quad 81$$

Wobei:

$q_{x,y,z}$: Wärmefluss in x-, y- z- Richtung ($kg \cdot m^2 \cdot s^{-3}$)

Die Kontinuitätsbedingung bei gleichmäßigem Fluss ergibt:

$$\frac{\partial q_x}{\partial x} + \frac{\partial q_y}{\partial y} + \frac{\partial q_z}{\partial z} + Q = 0 \quad 82$$

Wobei:

Q : Flussrate ($\text{kg}\cdot\text{m}^2\cdot\text{s}^{-3}$)

Es wird ein Gradientoperator ∇ formuliert:

$$\nabla = \left[\frac{\partial}{\partial x}, \frac{\partial}{\partial y}, \frac{\partial}{\partial z} \right]^T \quad 83$$

Dies erlaubt, Gleichung 82 wie folgt zu notieren:

$$\nabla^T q + Q = 0 \quad 84$$

Als lineare Beziehung kann q dabei wie folgt formuliert werden:

$$q = \begin{Bmatrix} q_x \\ q_y \\ q_z \end{Bmatrix} = - \begin{bmatrix} k_{xx} & k_{xy} & k_{xz} \\ k_{yx} & k_{yy} & k_{yz} \\ k_{zx} & k_{zy} & k_{zz} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \frac{\partial \phi}{\partial x} \\ \frac{\partial \phi}{\partial y} \\ \frac{\partial \phi}{\partial z} \end{Bmatrix} = -k \nabla \phi \quad 85$$

Wobei:

k : Wärmeleitung

$\nabla \phi$: Gradient des Wärmestroms

Durch Einsetzen von Gleichung 85 in Gleichung 84 ergibt sich:

$$- \nabla^T (k \nabla \phi) + Q = 0 \quad 86$$

Die Gleichung ist für einen Bereich Ω zu lösen. Randbedingungen werden für Potenzial ϕ und Fluss q formuliert:

$$\phi = \bar{\phi} \quad 87$$

Potenzial ϕ ist eine potenzielle quantitative Größe, die im Zusammenhang mit Wärmestrom als Temperatur (K) ausgedrückt wird. Bereich Ω ist der Bereich, innerhalb dessen die Gleichung gelöst werden soll, q ist der Wärmefluss.

Mit der Dirichlet-Randbedingung, welche die Werte bezeichnet, die am Rand des Definitionsbereichs Ω der Differentialfunktion angenommen werden sollen, ist somit das Potenzial definiert.

Für den Fluss wird als Neumann-Bedingung, welche Werte, die auf dem Rand des Definitionsbereichs der Differentialfunktion für die Normalableitung der Lösung vorgibt, definiert:

$$q_n = \bar{q} - H(\phi - \phi_0) \quad 88$$

Wobei:

H : Leitungskoeffizient (-)

ϕ_0 : ein bekannter Gleichgewichtswert (K)

\bar{q} : festgelegter Wert

q_n wird definiert als:

$$q_n = n^T q \quad n = [n_x, n_y, n_z]^T \quad 89$$

Wobei:

n : Vektor von Richtungskosinuswerten

Die Randbedingung für q kann daher auch wie folgt beschrieben werden:

$$\bar{q} + n^T (k \nabla \phi) + H(\phi - \phi_0) = 0 \quad 90$$

Für die Finite-Element-Lösung wird der Fluss näherungsweise wie folgt berechnet (88):

$$q \equiv k \nabla \phi \approx -k \sum_b b_b \bar{\phi}_b \quad 91$$

2.1.6 Elastisch-viskoplastisches Spannungsmodell

Beim Erstarrungsprozess sind sowohl flüssige als auch plastische und feste Phasen zu beachten. Das Spannungsmodell ist daher unter Berücksichtigung allfällig vorhandener Initialbelastungen wie folgt zu formulieren (86):

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_{vp} + \varepsilon_i \quad 92$$

Wobei:

ε_e : elastische Belastung (N)

ε_{vp} : viskoplastische Belastung (N)

ε_i : Initialbelastung (N)

Die elastische Belastung steht in einer linearen Beziehung zur Gesamtbelastung, die wie folgt formuliert werden kann (88):

$$\dot{\sigma} = D \dot{\varepsilon}_e \quad 93$$

Wobei:

D : Matrix der Elastizitätskonstanten (-)

$\dot{\varepsilon}_e$: über Zeit differenzierte elastische Belastung (N)

Viskoplastische Belastung tritt auf, wenn eine definierte Fließspannung F (Pa) überschritten wird, die wie folgt beschrieben wird:

$$F(\sigma, \varepsilon_{vp}) = 0 \quad 94$$

Solange $F < 0$, liegt rein elastisches Verhalten vor, darüber ($F > 0$) setzt plastische Deformation ein.

Die viskoplastische Belastung lässt sich wie folgt formulieren:

$$\left(\frac{\partial \varepsilon_{vp}}{\partial t}\right) = \dot{\varepsilon}_{lp} = f(\hat{U} \cdot \varepsilon_{vp}) \quad 95$$

Aus der Kombination der **Gleichungen 93, 94 und 95** ergibt sich die Beziehung:

$$\hat{A} = D^{-1} \dot{\sigma} + \Psi(F) \left(\frac{\partial Q}{\partial \hat{U}}\right) + \hat{A}_t \quad 96$$

Wobei:

$$\Psi(F) = 0, \text{ wenn } F \leq 0 \text{ (Pa)}$$

$$\Psi(F) = \Psi(F) \text{ wenn } F > 0 \text{ (Pa)}$$

Für die Finite-Element-Analyse wird das Versetzungsfeld über den Vektor u der Knotenversetzungen δ_i annähernd ermittelt als:

$$u = \tilde{u} = \sum_{i=1}^n N_i \delta_i = N^T \delta \quad 97$$

Wobei:

$$\delta: \quad \text{Spaltenvektor der Knotenwerte } \delta_i$$

Mit der aus Gleichung 97 erhaltenen Versetzung in allen Punkten kann die Belastung wie folgt ermittelt werden:

$$\varepsilon = B \delta \quad 98$$

Wobei:

$$B: \quad \text{Standard-Matrize aus den Ableitungen der Formfunktionen}$$

Es ergibt sich die Gleichgewichtsgleichung für den Bereich Ω :

$$\int_{\Omega} B^T \sigma d\Omega = 0 \quad 99$$

Durch weiteres Umformen ergibt sich schließlich:

$$\int_{\Omega} B^T D B \dot{\delta} d\Omega = 0 \quad 100$$

bzw.

$$K_S \dot{\delta} - \dot{R} = 0 \quad 101$$

Wobei:

K_S : *Gesamte Steifigkeitsmatrix*

\dot{R} : *Die Gesamtbelastungsrate*

\dot{R} ist dabei:

$$\dot{R} = \int_{\Omega} B^T D \widehat{A}_l d\Omega + \int_{\Omega} B^T D \widehat{A}_{vp} d\Omega \quad 102$$

\dot{R} gibt somit die gesamte Belastung (über die Zeit) an, welcher das Bauteil während des Erstarrens ausgesetzt ist.

2.2 Herausforderungen an die Berechnung von Eigenspannungen

Die Berechnung von aus dem Gießverfahren resultierenden Eigenspannungen verursacht eine Reihe von Herausforderungen. Da Eigenspannungen unmittelbar nach der Erstarrung entstehen, befindet sich der Körper niemals in einem spannungsfreien Zustand. Wärme- und Spannungsfelder interagieren und sind daher als Kopplungsproblem zu berücksichtigen. Die Randbedingungen für die Temperaturflussanalyse werden durch die erstarrungsbedingten Verformungen beeinflusst. Die Spannungsfelder ändern sich während des Abkühlungsprozesses (86). In **Abbildung 50** und **Abbildung 51** ist ein Beispiel für die Verteilung des Spannungsfelds in einem abkühlenden Körper nach 4 bzw. 40 Minuten dargestellt.

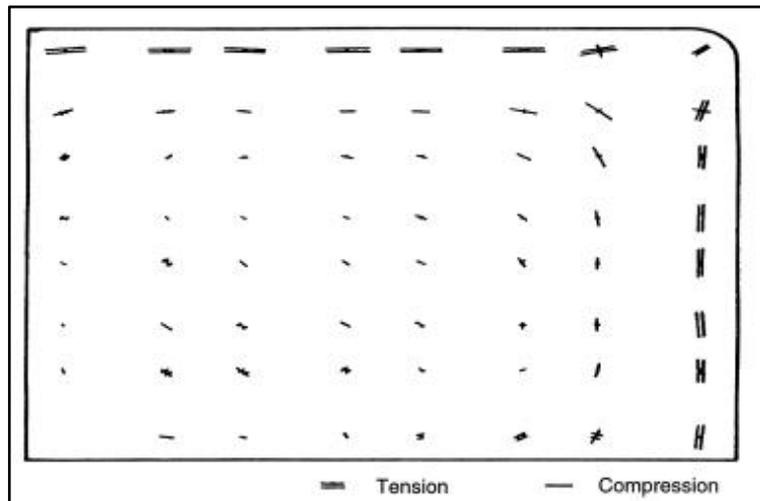


Abbildung 50: Spannungsfeldverteilung nach 4 Minuten (86).

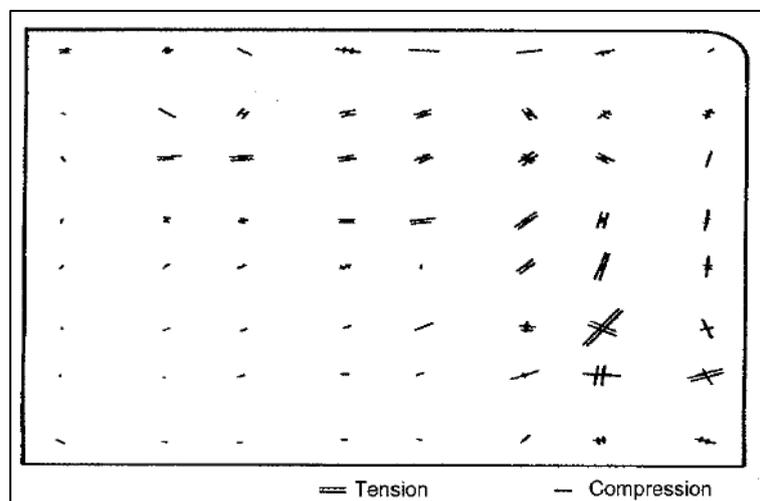


Abbildung 51: Spannungsfeldverteilung nach 40 Minuten (86).

Um die gegenseitige Beeinflussung der beiden Prozesse zu berücksichtigen, ist es beim Modellieren notwendig zu entscheiden, wann die Auswirkung des einen Prozesses auf den anderen übergreift.

In Bezug auf die Modellierung des Wärmeflusses zwischen Gussstück und Form ist zu berücksichtigen, dass sich der Wärmeleitkoeffizient nach Entstehung des Luftspalts bei der Erstarrung ändert. Die Leitfähigkeit wird in Modellen daher auch als eine Funktion der Zeit und der Position an der Außenwand des Gussstücks berücksichtigt.

Da die plastische Verformung keine Kompression erlaubt, kommt es bei der Finite-Elemente-Modellierung in jedem Knotenpunkt zu Beschränkungen. Wenn die Anzahl der Beschränkungen die Anzahl der Freiheitsgrade übersteigt, so ist es nicht möglich, eine Lösung

zu errechnen, was zu einem Versagen (Blockieren) des Modells führt. Auch die Vorgehensweise bei der Berechnung von Temperaturbelastungsfeldern ist zu berücksichtigen. Es geht hier um die Ordnung von Temperaturbelastungs- und Temperaturversetzungsfeldern. Wird die Temperaturbelastung über die Interpolation von Knotentemperaturen ermittelt, um Gauss-Punkt-Werte zu erhalten, und werden diese verwendet, um thermische Belastungen zu ermitteln, dann hat das Feld der thermischen Belastungen dieselbe Ordnung wie das Versetzungsfeld im Element. Die aus den Versetzungen ermittelte Gesamtbelastung ist jedoch um eine Ordnung niedriger, was wiederum zum Modellversagen führen kann. Ordnung bezieht sich in diesem Zusammenhang auf die Dimensionalität der Felder. Um diese Inkompatibilität zu vermeiden, wird empfohlen, für die thermische Analyse lineare und für die Spannungsanalyse quadratische Elemente zu verwenden (86).

2.3 Vorgehen in der vorliegenden Arbeit

2.3.1 Einsatz von FEM in Gießprozessen

Im Rahmen der Simulation von Gießprozessen wird in der vorliegenden Arbeit der Vorgang des Gießens (Formfüllung) und der Erstarrung berechnet, um so Vorhersagen über die technische Nutzbarkeit des Prozesses, auch in Hinblick auf die Produktqualität, zu erhalten. Bisher wird die FEM-Simulation in weiten Bereichen für die Optimierung von Gussteilen eingesetzt.

Im vorliegenden Fall wird das Verfahren seit über zehn Jahren zur Optimierung der Qualität der Stahlblöcke genutzt; im Rahmen dieser Arbeit wird die FEM-Simulation auch für das sehr viel komplexere, da mit mehreren Parametern behaftete Sandgussverfahren herangezogen.

Komplexe Modelle gestatten die genaue Vorhersage wichtiger Gussteileigenschaften, um Gussdefekte vorherzusagen. Beispielfhaft angeführt sind hier:

- **Erstarrung** (Makro- und Mikroporositäten (inkl. Berücksichtigung der interdendritische Porositäten und Schrumpfungen unter Berücksichtigung gelöster Gase; Piping; Hot Spots (Isolierte Erstarrung))
- **Eigenspannungen** (Heissrissentwicklung; Oberflächenrisse; Kaltrisse; Eigenspannungsentwicklung; Verzug; Materialermüdung und Lebensdauer der Form...)

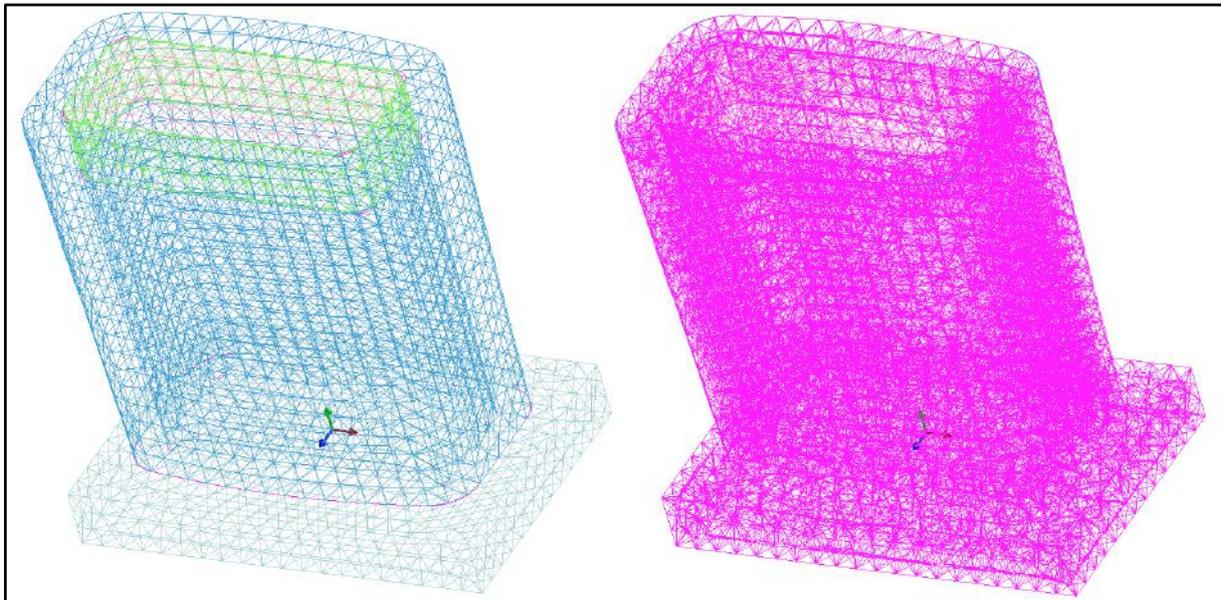
- **Gießen** (Fehlgüsse; Lufteinschlüsse; Oxide; Oberflächenfehler; Einschlüsse; Kerngase; Turbulenzen; Kaltschweißen)
- **Metallurgie** (Gestreute Körnung; Segregation/Diffusion; Phasentransformationen...)
- **Materialspezifikationen** (Mechanische Eigenschaften; Abmessungstoleranzen...)

Materialdatenbanken wurden sowohl für die meisten nach DIN EN ISO oder ASTM genormten Legierungen auf Fe-Basis (Stähle und Gußeisen) als auch für Hilfsstoffe wie Gießpulver, Isolation, Steine etc. aufgebaut. Es besteht auch die Möglichkeit der Hinterlegung exotherm reagierender Stoffe.

Der Simulationsprozess mit der in der Arbeit verwendeten Software gliedert sich in die in den folgenden Kapiteln näher erläuterten Phasen (90) (88) (91) (89) (92).

2.3.2 Modellierung und Vernetzung

Das Modell von Kokille, Gussteil (Block) sowie Angussystem, Bodenplatte etc. muss dreidimensional modelliert werden. Hierzu kann eine Vielzahl handelsüblicher CAD-Programme verwendet werden. Je detailreicher die Modellierung ist, desto replizierbarer ist die Korrelation der Ergebnisse. Die Übergabe der CAD-Daten an die Vernetzungsumgebung, die bereits Teil des Simulationspaketes ist, erfolgt zumeist in offenen Dateiformaten (STEP, IGES). Nach der Vernetzung der Oberflächen (**Surface-Mesh**) wird ein Volumennetz auf Tetraederbasis (**Volume-Mesh**), wie in **Abbildung 52** dargestellt, generiert. Die Netzdichte kann dabei lokal angepasst werden, um einen optimalen Kompromiss zwischen Rechenzeit und Detailierungsgrad zu erreichen. Die Komponente des verwendeten Systems heißt MeshCAST. Für die Analyse von Gussvorgängen ist ein CAD-Modell des Gussteils ausreichend. Für Feingussverfahren können automatisch Gehäuse (auch schichtweise) erstellt werden. Durch die Schichtgitteroption wird die Genauigkeit der Simulation verbessert. Je nach Anwendung können koinzidente oder nicht-koinzidente Volumennetze generiert werden. Oberflächenvernetzungen und Boolesche Operationen sind möglich.



(a)

(b)

Abbildung 52: Visualisierung eines Oberflächen- (a) und Volumennetzes (b).

2.3.3 Pre-Processing – Parametrierung

Ein sorgfältiges Pre-Processing ist die Grundlage für eine verwertbare Simulation. Die Eigenschaften der verwendeten Materialien (metallische Werkstoffe und Hilfsstoffe wie Sand, Gießpulver, Abdeckpulver, exotherme Pulver, Isolationen, Steine etc.) sind in einer Datenbank erfasst. Neben den Fe-basierten Stählen und Gusseisen können auch Legierungen auf Basis anderer Metalle simuliert werden. Materialien, Anfangs-, Rand- und Übergabebedingungen werden an dieser Stelle definiert. Hierzu zählen beispielsweise die Starttemperatur der Kokille (**Anfangsbedingung**, sog. Initial-Condition), Kühlbedingungen der Umgebung (**Randbedingung**, sog. Boundary-Condition) oder Wärmeübergänge zwischen den Materialien (**Übergabebedingung**, sog. Interface-Condition). Außerdem werden die Prozessparameter wie Symmetrien, Bewegungen (Schleuderguss), Schwerkraftrichtung, Gießgeschwindigkeit und -temperatur, aktive Kühlung oder Heizung, Flussbedingungen etc. eingestellt. Dieser Punkt des Prozesses bedarf besonderer Aufmerksamkeit, da nur eine auf ausführlichen Messreihen kalibrierte Parametrierung ein verwertbares Ergebnis liefert. Schließlich werden Simulationsparameter, etwa das Kriterium für das Beenden der Berechnungen, angegeben (Komponente PreCAST).

2.3.4 Solver

Auf Basis der im Pre-Processing angegebenen Bedingungen erstellt der Solver für jeden Knotenpunkt eine zu lösende Differenzialgleichung. Je nach Anwendungsfall werden verschiedene aufgestellt und gelöst. Die zugrunde liegenden **thermischen** (Wärmeleitung, Konvektion, Strahlung, exotherme Phasentransformation durch thermodynamische Modelle (Enthalpie)), **fluidodynamischen** und **bruchmechanischen** (elasto-plastisch, elasto-viskoplastisch, reinelastisch, frei, starr) physikalischen Modelle werden dabei berücksichtigt (Komponente DataCAST). Sie werden dann einzeln numerisch gelöst und in eine Ergebnisdatei geschrieben (Komponente ProCAST).

Der Solver besteht aus mehreren Modulen:

Der **Thermal Solver** liefert unter anderem Ergebnisse zu folgenden Bereichen:

- Hot Spots (isolierte Erstarrung), Thermalmodul
- Optimierung der Kühl- und Heizbedingungen der Form bzw. des Werkzeugs
- Niyama Kriterium
- Makro- und Mikroschrumpfungen, Volumenveränderungen beim Erstarren von Gusseisen (GJL, GJS, GJV)
- Angusssystem und Steiger
- Engpässe
- Makro- und Mikroporositäten

Der **Flow Solver** ermöglicht die Vorhersage des Materialflusses innerhalb der Form. Dies liefert Erkenntnisse über:

- Sanderosion und Turbulenzen
- Fehlgüsse und Kaltschweißen
- Überlaufpositionierung
- Oxide, Lufteinschlüsse
- Flusslänge, Luftdruck, Kerngase, Farbige Pfade

Der **Stress Solver** ermöglicht vollständig gekoppelte Thermal-, Fluid- und Spannungs-Simulationen mit elasto-plastischen oder elasto-viskoplastischen (zähen) Materialeigenschaften. Einfachere Modelle wie elastische, freie oder starre Materialien können ebenso kombiniert werden. Dies ermöglicht die Analyse von:

- Thermischem und mechanischem Kontakt
- Heissrissbildung, Rissfortschritt, Durchriss
- Distorsion, Verzug
- Materialermüdung (Fatigue)
- Initiale und Residuale Eigenspannungen 1. Art (Thermische Eigenspannungen), 2. Art (Gefügebedingte Eigenspannungen) und 3. Art (Molekulare Ebene) in Gussteil und Form

Mit dem **Microstructure Solver** wird die Gefügebildung verbunden mit Phasentransformationen während der Erstarrung/Kühlung von Gussteil und Form präzise simuliert. Das Modell basiert auf isothermen (TTT) und kontinuierlichen (CCT) ZTU-Diagrammen (Zeit-Temperatur-Umwandlung). Ebenso können Wärmebehandlungsvorgänge und deren Auswirkungen auf die Mikrostruktur simuliert werden.

2.3.5 Post-Processing – Auswertung

Im leistungsstarken Post-Processing Modul werden die Simulationsergebnisse auf Plausibilität geprüft und visualisiert. Alle berechneten Werte können im Zeitverlauf und an jeder beliebigen Stelle des Modells visuell dargestellt oder als Wertereihen/Graphen ausgegeben werden. Spezielle Indikatoren zeigen erwartete Fehlerstellen und Inhomogenitäten im Gussteil. Aufgrund der gewonnenen Ergebnisse können Form und Gussteil optimiert werden, um die gesetzten Ziele zu erreichen.

Je nach verwendetem Solver können verschiedene Ergebnisse visualisiert und kritische Eigenschaften davon abgeleitet werden (Komponente VisualCAST):

- **Erstarrung** (Makro- und Mikroporositäten, interdendritische Porositäten, Schrumpfung aufgrund gelöster Gase, isolierte Erstarrung)
- **Eigenspannungen** (Heißrisse, Oberflächenrisse, Kaltrisse, Rissfortschritt, Verzug, Materialermüdung, Lebensdauer der Form)
- **Gießen** (Fehlgüsse, Lufteinschlüsse, Oxide, Oberflächenfehler, Einschlüsse, Turbulenzen, Kaltschweißen)

- **Metallurgie** (Körnung, Gefüge, Segregation/Diffusion, Phasentransformation)
- **Materialeigenschaften** (mechanische Kennwerte, Abmessungstoleranzen)

Nachgelagerte Prozesse wie Wärmebehandlungen lassen sich problemlos integrieren, um ein ganzheitliches Bild zu bieten. Die FEM-Simulation hat sich als wichtiges Werkzeug für die Optimierung des Gussprozesses erwiesen. Es ist so – unter der Voraussetzung einer gewissenhaften Parametrierung – möglich, die Qualität der Gussteile zu verbessern, die Lebensdauer der Form zu erhöhen und generell die Prozesse in technischer sowie ökonomischer Hinsicht zu verbessern. FEM eignet sich grundsätzlich für alle Gießverfahren gleichermaßen und kann daher sowohl für die Kokillenerzeugung im Sandgussverfahren als auch für den Stahlguss in die Kokille im Blockgussverfahren herangezogen werden.

2.4 Vorgehensweise beim Entwurf der Kokillengeometrie

Die hier vorgestellte Vorgehensweise wurde in der Software Ingot-Tool implementiert. Die Beschreibung der Software erfolgt in Kapitel 4.5 (Vorstellung des für die Optimierung der Kokillengeometrie entwickelten Softwaretools Ingot-Tool). Die Notation der hier vorgestellten, in der Software implementierten Gleichungen basiert auf englischsprachigen Fachausdrücken.

Die in diesem Abschnitt präsentierten Gleichungen basieren auf der Auswertung der in der Datenbank **BR_Kokillendaten**, welche in **Anhang D** auszugsweise aufgelistet ist.

2.4.1 Entwurf der Blockgeometrie

Für den Entwurf der Kokillengeometrie werden zunächst die Dimensionen des damit herzustellenden Blocks definiert. Es handelt sich dabei um die Erzeugung von Walz- (Ingot) oder Schmiedehalbzeug (Forging).

Zunächst wird die nutzbare Höhe h , also die Höhe ohne lunckerbehafteten oder inhomogenen Kopfschrott, definiert. Das Ausbringen, also der nutzbare Materialanteil wird über den Leistungsfaktor p_h definiert. Die Gesamthöhe h_{total} ergibt sich somit als:

$$h_{total} = \frac{h}{p_h} \quad 103$$

Wobei:

h_{total} : Gesamthöhe (m)
 h : nutzbare Höhe (m)
 p_h : Leistungsfaktor (-)

Die nicht verwendbare Überhöhe h_{top} wird errechnet als:

$$h_{top} = h_{total} - h \quad 104$$

Wobei:

h_{top} : Überhöhe (m)

Die im Folgenden angegebenen Wertebereiche beziehen sich auf den Gültigkeitsbereich der statistischen Analyse. Die erlaubten Wertebereiche für h bzw. p_h sind dabei:

h : ($500\text{mm} \leq h \leq 5000\text{mm}$), p : ($0.5 \leq p \leq 1$)

Die weiteren Schritte werden anhand eines konkreten Beispiels für einen Block mit $h=2345\text{ mm}$ demonstriert. Die in der Software als empfohlen vorgegebenen Werte werden durch die Annotation `.rec` (recommended) gekennzeichnet.

Für das Beispiel errechnen sich unter Verwendung von $p_{h.rec}=0,8$ h_{total} und h_{top} wie folgt:

$$h_{total} = \frac{2345 \text{ mm}}{0.8} = 2931 \text{ mm} \quad 105$$

$$h_{top} = 2931.25 \text{ mm} - 2345 \text{ mm} = 586 \text{ mm} \quad 106$$

Im nächsten Schritt sind Nominalmaße des Blocks, also Breitseite (l_1) und Schmalseite (l_2) zu definieren. Die Maße ergeben sich aus den Anforderungen des beauftragenden Kunden. Die Dimensionierung ist in **Abbildung 53** skizziert. Bei den Nominalmaßen handelt es sich um die mittleren Nutzmaße ohne Berücksichtigung einer Konizität.

Vorgegeben werden zunächst die Werte $l_{1.Bottom}$ und $l_{2.Bottom}$ am Boden. Im Beispiel werden verwendet:

$$l_{1.Bottom} = 2600 \text{ mm}, l_{2.Bottom} = 690 \text{ mm}$$

Der erlaubte Wertebereich ist hier:

$$(500 \text{ mm} \leq l_{2.Bottom} \leq l_{1.Bottom} \leq 5000 \text{ mm})$$

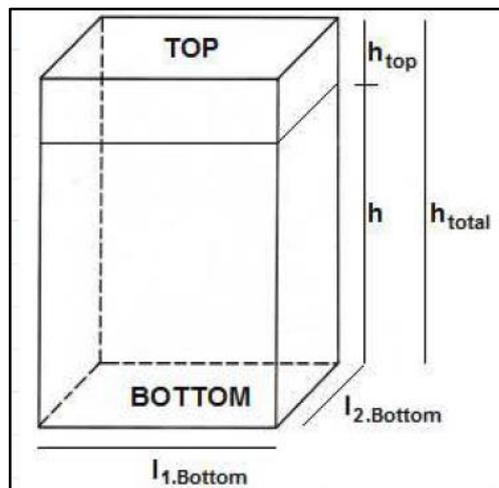


Abbildung 53: Gesamthöhe (h_{total}) und nutzbare Höhe (h).

Für die Vermeidung mechanischen Schadens beim Strippen, sowie für die Verbesserung des Abkühlverhaltens durch nachfließende Schmelze, ist eine von oben (Kopf) nach unten (Fuß) verlaufende Verjüngung zu berücksichtigen (**Abbildung 54**). Der Winkel t sollte so groß gewählt werden, wie die nachfolgende Bearbeitung des Blocks es zulässt. Technisch nutzbare Werte liegen hier zumeist in folgendem Intervall:

$$(0.2^\circ \leq t \leq 5.0^\circ)$$

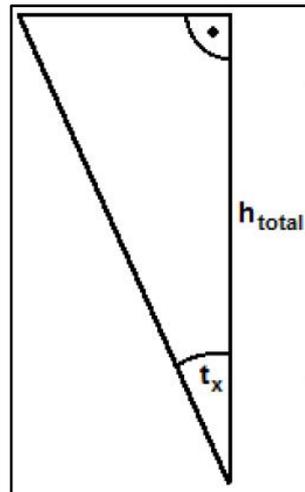


Abbildung 54: Verlauf der Verjüngung von oben nach unten.

Aus der mit der Arbeit zusammenhängenden Praxis sind Verjüngungswinkel von 1° an der Breitseite sowie 0.6° an der Schmalseite üblich, somit gilt:

$$t_{1.rec} = 1^\circ, t_{2.rec} = 0.6^\circ \quad 107$$

Wobei:

$t_{1.rec}$: empfohlener Verjüngungswinkel an Breitseite (m)
 $t_{2.rec}$: empfohlener Verjüngungswinkel an Schmalseite (m)

Über den Verjüngungswinkel werden die Werte für l_1 und l_2 an der Oberseite wie folgt errechnet, wobei jeweils die Ergebnisse für die im Beispiel verwendeten Werte angegeben werden:

$$l_{1.Top} = l_{1.Bottom} + 2 \tan(t_1) h_{total} = 2702 \text{ mm} \quad 108$$

$$l_{2.Top} = l_{2.Bottom} + 2 \tan(t_2) h_{total} = 751 \text{ mm} \quad 109$$

Wobei:

$l_{1.Top}$: Länge der Breitseite am Kopf (m)
 $l_{2.Top}$: Länge der Schmalseite am Kopf (m)

Die Verjüngung kann auch als Prozentwert angegeben und wie folgt errechnet werden:

$$t_{1.percent} = \frac{l_{1.Top} - l_{1.Bottom}}{l_{1.Bottom}} \cdot 100 = 3.9 \% \quad 110$$

$$t_{2.percent} = \frac{l_{2.Top} - l_{2.Bottom}}{l_{2.Bottom}} \cdot 100 = 8.9 \% \quad 111$$

Wobei:

$t_{1.percent}$: Verjüngungsprozent an Breitseite (%)
 $t_{2.percent}$: Verjüngungsprozent an Schmalseite (%)

Nach der so erfolgten Berechnung der Nominalwerte der Dimensionen von Kopf und Fuß ist die Wölbung an Breit- und Schmalseite vorzusehen (**Abbildung 55**), welche einerseits der Schonung der Walzen im Produktionsprozess dient und andererseits zu einer gleichmäßigen Verformung führt, womit die Ausbringungsrate erhöht wird.

Aus der statistischen Analyse von durch FEM optimierten und im Realversuch verifizierten und bewährten Geometrien (**Anhang D**) wurden die nachstehend dargestellten Beziehungen für die Wölbungsfaktoren ermittelt. Wiederum werden die berechneten Werte für die im Beispiel verwendeten Dimensionen angegeben.

$$c_{1.Top.rec} = \frac{0.0000061082 l_{1.top} + 0.0208mm}{mm} = 0.037 \quad 112$$

$$c_{2.Top.rec} = 1438.7 e^{-0.013 \frac{l_{2.Top}}{mm}} = 0.085 \quad 113$$

$$c_{1.Bottom.rec} = \min(0.0006 e^{0.0014 \frac{l_{1.Bottom}}{mm}}, c_{1.Top.rec}) = 0.023 \quad 114$$

$$c_{2.Bottom.rec} = \min(614.19 e^{-0.013 \frac{l_{2.Top}}{mm}}, c_{2.Top.rec}) = 0.078 \quad 115$$

Wobei:

- $c_{1.Top.rec}$: empfohlener Wölbungsfaktor für breite Seite am Kopf (-)
- $c_{1.Bottom.rec}$: empfohlener Wölbungsfaktor für breite Seite am Fuß (-)
- $c_{2.Top.rec}$: empfohlener Wölbungsfaktor für schmale Seite am Kopf (-)
- $c_{2.Bottom.rec}$: empfohlener Wölbungsfaktor für schmale Seite am Fuß (-)

Die erlaubten Wertebereiche sind dabei wie folgt:

$$(0 \leq c \leq 0.1)$$

Aus den in Gleichung 115 errechneten Werten werden die endgültigen Blockmaße wie folgt ermittelt:

$$l_{1.Bottom.Camber} = (1 + 2 c_{1.Bottom})l_{1.Bottom} \quad 116$$

$$l_{2.Bottom.Camber} = (1 + 2 c_{2.Bottom})l_{2.Bottom} \quad 117$$

$$l_{1.Top.Camber} = (1 + 2 c_{1.Top})l_{1.Top} \quad 118$$

$$l_{2.Top.Camber} = (1 + 2 c_{2.Top})l_{2.Top} \quad 119$$

Wobei:

- $l_{1.Bottom.Camber}$: Länge der Breitseite inklusive Wölbung am Fuß (m)
- $l_{2.Bottom.Camber}$: Länge der Schmalseite inklusive Wölbung am Fuß (m)
- $l_{1.Top.Camber}$: Länge der Breitseite inklusive Wölbung am Kopf (m)
- $l_{2.Top.Camber}$: Länge der Schmalseite inklusive Wölbung am Kopf (m)

Mit den bislang ermittelten Werten können wichtige Verhältnisse berechnet werden. Durch den Vergleich mit erprobten Werten erlaubt dies die Beurteilung, ob die Blockgeometrie im gebräuchlichen Bereich liegt.

Das Seitenlängenverhältnis $Ratio_{11.12.Bottom}$ wird wie folgt ermittelt, wiederum erfolgt die Angabe der für das Beispiel errechneten Werte:

$$Ratio_{11.12.Bottom} = \frac{l_{1.Bottom}}{l_{2.Bottom}} = 3.768 \quad 120$$

Wobei:
 $Ratio_{11.12.Bottom}$: Seitenlängenverhältnis am Fuß (-)

Für den empfohlenen Wert $Ratio_{11.12.Bottom.rec}$ gilt:

$$(1 \leq Ratio_{11.12.Bottom.rec} \leq 3.5)$$

Aufgrund der großen Blockdimension, welche sich am oberen Rand der statistisch ausgewerteten Modellparameter befindet, kommt es im Beispiel zu einer leichten Überschreitung des empfohlenen Intervalls, welche jedoch noch akzeptabel ist.

Ein weiterer wichtiger Indikator für die Blockgeometrie ist das Verhältnis von Höhe zu Diagonale auf halber Höhe, bezeichnet als $Ratio_{HD}$, das wie folgt errechnet wird, wiederum erfolgt die Angabe der Ergebnisse für die Beispielgeometrie:

$$D_{Bottom} = \sqrt{l_{1.Bottom}^2 + l_{2.Bottom}^2} = 2690 \text{ mm} \quad 121$$

$$D_{Top} = \sqrt{l_{1.Top}^2 + l_{2.Top}^2} = 2804 \text{ mm} \quad 122$$

$$D_{Avg} = \frac{D_{Bottom} + D_{Top}}{2} = 2747 \text{ mm} \quad 123$$

$$Ratio_{HD} = \frac{h_{total}}{D_{Avg}} = 1.067 \quad 124$$

Wobei:
 D_{Bottom} : Länge der Diagonale am Fuß (m)
 D_{Top} : Länge der Diagonale am Kopf (m)
 D_{Avg} : Durchschnittliche Diagonalenlänge bzw. Länge der Diagonale in der Mitte (m)
 $Ratio_{HD}$: Höhen- / Diagonalenverhältnis (auf halber Höhe) (-)

Der empfohlene Bereich für $Ratio_{HD}$ ist wie folgt definiert:

$$(1 \leq Ratio_{HD.rec} \leq 1.5)$$

Die Blockgeometrie ist durch die Kopfoberfläche, Fußoberfläche, Gesamthöhe sowie den Kantenradius definiert. Der Kantenradius R der Kokille ergibt sich aus dem Verlauf zwischen Breit- und Schmalseite (**Abbildung 55**).

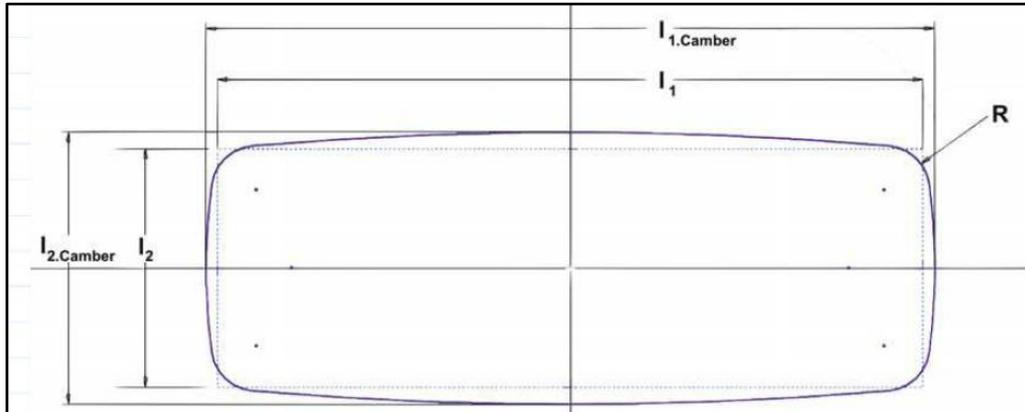


Abbildung 55: Wölbung und Radius.

Die im Beispiel aus den **Gleichungen 103 bis 124** errechneten Werte werden nochmals angeführt:

Gesamthöhe: $h_{total} = 2931 \text{ mm}$

Fuß: $l_{1.Bottom} = 2600 \text{ mm}$ $l_{2.Bottom} = 690 \text{ mm}$

$l_{1.Bottom.Camber} = 2718 \text{ mm}$ $l_{2.Bottom.Camber} = 797 \text{ mm}$

Kopf: $l_{1.Top} = 2702 \text{ mm}$ $l_{2.Top} = 751 \text{ mm}$

$l_{1.Top.Camber} = 2903 \text{ mm}$ $l_{2.Top.Camber} = 879 \text{ mm}$

Für den Kantenradius wird der Wert $R_{inner.rec} = 160 \text{ mm}$ ($50\text{mm} \leq R_{inner} \leq 200\text{mm}$) gesetzt.

2.4.2 Entwurf der Kokillengeometrie

Auf Basis der Blockgeometrie wird die Kokillengeometrie ermittelt. Die innere Kokillengeometrie entspricht der äußeren Blockgeometrie. Die Kokillenhöhe h_{Mold} entspricht der Gesamthöhe h_{total}

Die Kokillengeometrie wird über das Block-/Kokillen-Masseverhältnis $Ratio_{I.M.Mass}$ sowie ein empirisch ermitteltes Verhältnis der Wandstärken an Breit- und Schmalseite $Ratio_{w1,w2}$ errechnet.

Für das Block-/Kokillen-Masseverhältnis wird empfohlen:

$$Ratio_{I.M.Mass.rec} = 0.95$$

Der zulässige Bereich für $Ratio_{I.M.Mass}$ ist dabei wie folgt:

$$(0.7 \leq Ratio_{I.M.Mass.rec} \leq 1.3)$$

Das Volumen V_{Ingot} des Blocks wurde aus der in Kapitel 2.4.1 errechneten Geometrie über die CAD-Software ermittelt als:

$$V_{Ingot} = 5.2 \text{ m}^3$$

Die Berechnung der Masse des Blocks erfolgt unter Verwendung des Werts 7.85 g/cm^3 für die Dichte von Stahl wie folgt:

$$M_{Ingot} = 7850 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3} \cdot V_{Ingot} = 40820 \text{ kg} \quad 125$$

Wobei:

M_{Ingot} : Masse des Blocks (kg)

V_{Ingot} : Volumen des Blocks (m^3)

Unter Verwendung von $Ratio_{I.M.mass.rec}$ und der Vernachlässigung von Dichteunterschieden errechnet sich die Kokillenmasse zu:

$$M_{Mold} = M_{Ingot} \cdot Ratio_{I.M.Mass.rec} = 38779 \text{ kg} \quad 126$$

Wobei:

M_{Mold} : Masse der Kokille (kg)

Das empfohlene Wandstärkenverhältnis wird unter Verwendung des Seitenverhältnisses $Ratio_{l1.l2.Bottom}$ wie folgt errechnet:

$$Ratio_{w1.w2.rec} = 1 + 0.06 Ratio_{l1.l2.Bottom} = 1.226 \quad 127$$

Der zulässige Bereich liegt bei:

$$(0.8 \leq Ratio_{w1.w2.rec} \leq 1.5)$$

Für die Wandstärke wird ein einheitliches Wandstärkenprofil verwendet. Für die Berechnung der Kokillenaußenmaße durch eine numerische Lösung werden über die Blockgeometriewerte Initialwerte für ein lokales Optimum definiert:

$$l_{1.Mold.Bottom} = l_{1.Bottom} + 1mm \quad 128$$

$$l_{2.Mold.Bottom} = l_{2.Bottom} + 1mm \quad 129$$

Wobei:

$l_{1.Mold.Bottom}$: Länge der Kokillenbreitseite am Fuß außen (m)

$l_{2.Mold.Bottom}$: Länge der Kokillenschmalseite am Fuß außen (m)

Da das Wandstärkenprofil über die gesamte Höhe konstant bleibt, kann das Block-/Kokillen-Masseverhältnis $Ratio_{I.M.Mass}$ auch für das Verhältnis der Fußflächen von Block und Kokille verwendet werden; es folgt daher:

$$\begin{aligned} Ratio_{I.M.Mass} \cdot (l_{1.Bottom} \cdot l_{2.Bottom}) \\ = (l_{1.Mold.Bottom} \cdot l_{2.Mold.Bottom}) - (l_{1.Bottom} \cdot l_{2.Bottom}) \end{aligned} \quad 130$$

Im Weiteren ist zu berücksichtigen, dass das definierte Wandstärkenverhältnis $Ratio_{w1,w2}$ erreicht werden soll, daher:

$$\frac{l_{2.Mold.Bottom} - l_{2.Bottom}}{l_{1.Mold.Bottom} - l_{1.Bottom}} = Ratio_{w1,w2} \quad 131$$

Für die Ermittlung der Längen der Kokillenaußenwände:

$$\begin{bmatrix} l_{1.Mold.Bottom} \\ l_{2.Mold.Bottom} \end{bmatrix} = \text{Finde}(l_{1.Mold.Bottom}, l_{2.Mold.Bottom}) = \begin{bmatrix} 2991 \\ 1169 \end{bmatrix} mm \quad 132$$

Alternativ können die Kokillenaußenseitenlängen auch durch Auflösen der Gleichungen und Einsetzen (Substitution) anstatt durch eine numerische Lösung gefunden werden:

$$l_{1.Mold.Bottom.ALT} = \frac{\sqrt{l_{2.Bottom}^2 + l_{1.Bottom}^2 \cdot Ratio_{w1,w2}^2 + 4 \cdot Ratio_{w1,w2}^2 \cdot Ratio_{I.M.Mass} \cdot (l_{1.Bottom} \cdot l_{2.Bottom}) + 2 \cdot l_{1.Bottom} \cdot l_{2.Bottom} - l_{2.Bottom} + l_{1.Bottom} \cdot Ratio_{w1,w2}}{2 \cdot (Ratio_{w1,w2})} \quad 133$$

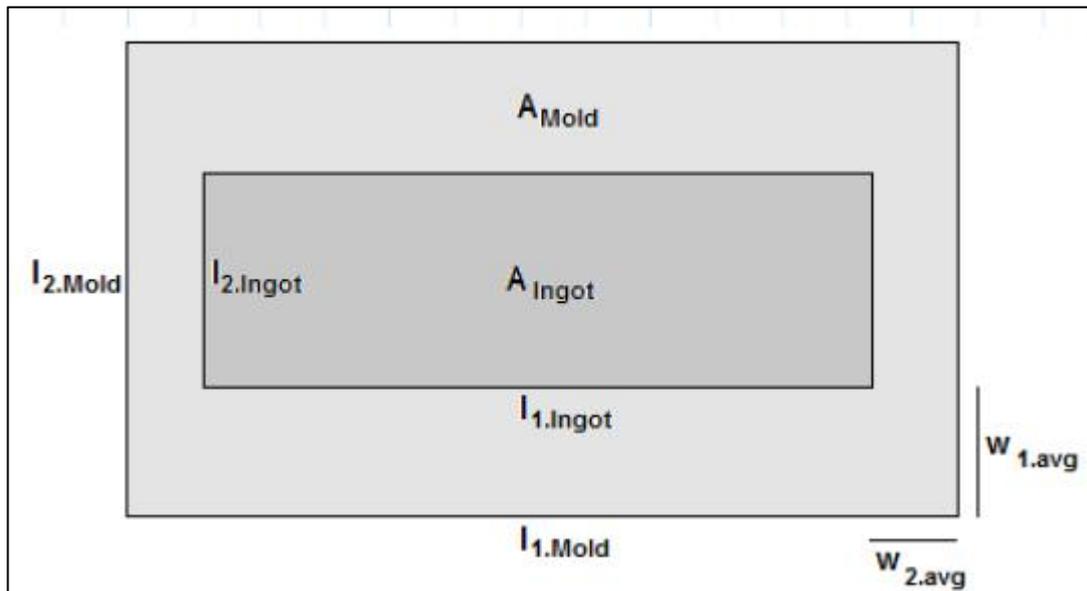
$$l_{2.Mold.Bottom.ALT} = l_{2.Bottom} - l_{1.Bottom} \cdot Ratio_{w1,w2} \cdot l_{1.Mold.Bottom.ALT} \quad 134$$

Die durchschnittlichen Wandstärken $w_{1.avg}$ bzw. $w_{2.avg}$ werden wie folgt ermittelt:

$$w_{1.avg} = \frac{l_{2.Mold.Bottom} - l_{2.Bottom}}{2} = 239 mm \quad 135$$

$$w_{2.avg} = \frac{l_{1.Mold.Bottom} - l_{1.Bottom}}{2} = 195 mm \quad 136$$

Die in den vorstehenden Gleichungen errechneten Werte werden in **Abbildung 56** dargestellt.



A: Fußfläche, Ingot: Block Mold: Kokille

Abbildung 56: Darstellung von Block- und Kokillengeometrie.

Nach Ermittlung der durchschnittlichen Wandstärken folgt die Ermittlung der maximalen Wandstärken. Dabei wird ein elliptisches Wandprofil als Hälfte einer Ellipse in erster Hauptlage angenommen, deren Hauptachse durch die jeweilige Kokillenseitenlänge $l_{1.Mold}$ bzw. $l_{2.Mold}$ gegeben ist und deren Nebenachse dem Doppelten der maximalen Wandstärke $w_{1.max}$ bzw. $w_{2.max}$ entspricht (**Abbildung 57**).

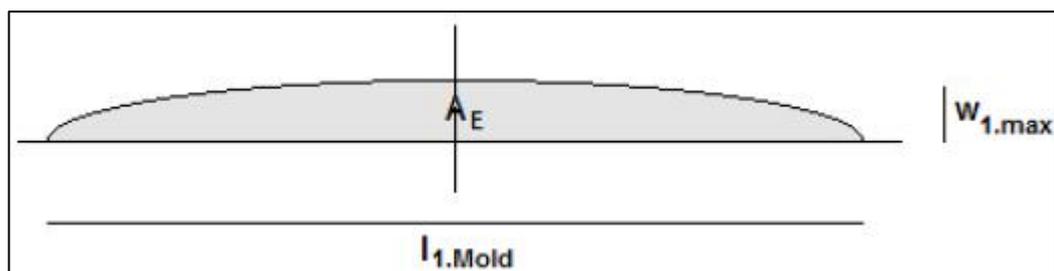


Abbildung 57: Verlauf des Kokillenwandprofils.

Die maximalen Wandstärken werden wie folgt errechnet, wiederum unter Angabe der Werte für die Beispielsgeometrie:

$$A_{E.1} = w_{1.avg} \cdot l_{1.Mold.Bottom} = 0.717 \text{ m}^2 \quad 137$$

$$w_{1.max} = \frac{2 A_{E.1}}{\pi \cdot \frac{l_{1.Mold.Bottom}}{2}} = 305 \text{ mm} \quad 138$$

$$A_{E.2} = w_{2.avg} \cdot l_{2.Mold.Bottom} = 0.229 \text{ m}^2 \quad 139$$

$$w_{2.max} = \frac{2 A_{E.2}}{\pi \cdot \frac{l_{2.Mold.Bottom}}{2}} = 249 \text{ mm} \quad 140$$

Wobei:

- $A_{E.1}$: Fläche der Wandprofilellipsenhälfte an der Breitseite (m^2)
 $A_{E.2}$: Fläche der Wandprofilellipsenhälfte an der Schmalseite (m^2)
 $w_{1.max}$: Maximale Wandstärke an der Breitseite (m)
 $w_{2.max}$: Maximale Wandstärke an der Schmalseite (m)

Durch Einsetzen der Gleichung 137 in 138 bzw. Gleichung 139 in 140 ergeben sich die vereinfachten Gleichungen:

$$w_{1.max} = \frac{4 w_{1.avg}}{\pi} = 305 \text{ mm} \quad 141$$

sowie:

$$w_{2.max} = \frac{4 w_{2.avg}}{\pi} = 249 \text{ mm} \quad 142$$

Unter Berücksichtigung von $w_{1.max}$ bzw. $w_{2.max}$ sind die Werte für die Kokillenaußenmaße wie folgt zu berechnen:

$$l_{1.Mold.Bottom.max} = l_{1.Bottom.Camber} + 2 w_{1.max} = 3329 \text{ mm} \quad 143$$

$$l_{2.Mold.Bottom.max} = l_{2.Bottom.Camber} + 2 w_{2.max} = 1295 \text{ mm} \quad 144$$

Wobei:

- $l_{1.Mold.Bottom.max}$: Länge der Breitseite der Kokillenaußenwand am Fuß (mm)
 $l_{2.Mold.Bottom.max}$: Länge der Breitseite der Kokillinnenwand am Fuß (mm)

sowie:

$$l_{1.Mold.Top.max} = l_{1.Top.Camber} + 2 w_{1.max} = 3514 \text{ mm} \quad 145$$

$$l_{2.Mold.Top.max} = l_{2.Top.Camber} + 2 w_{2.max} = 1377 \text{ mm} \quad 146$$

Wobei:

- $l_{1.Mold.Top.max}$: Länge der Breitseite der Kokillenaußenwand am Kopf
 $l_{2.Mold.BTop.max}$: Länge der Breitseite der Kokillinnenwand am Kopf

Die Kokillengeometrie ist durch Kopffläche, Fußfläche, Kokillenhöhe h_{Mold} und äußeren Radius R_{outer} definiert (**Abbildung 58**). Nachfolgend werden die für die Beispielsgeometrie bereits berechneten Werte nochmals angeführt:

$$R_{\text{inner}} = 160 \text{ mm}$$

$$R_{\text{outer.rec}} = 300 \text{ mm}$$

Der zulässige Bereich für R_{outer} ist dabei:

$$(300 \text{ mm} \leq R_{\text{outer}} \leq 450 \text{ mm})$$

Höhe: $h_{\text{Mold}} = h_{\text{total}} = 2931.25 \text{ mm}$

Fußfläche: $l_{1.\text{Bottom}} = 2600 \text{ mm}$ $l_{2.\text{Bottom}} = 690 \text{ mm}$

$l_{1.\text{Bottom.Camber}} = 2718 \text{ mm}$ $l_{2.\text{Bottom.Camber}} = 797 \text{ mm}$

$l_{1.\text{Mold.Bottom.max}} = 3329 \text{ mm}$ $l_{2.\text{Mold.Bottom.max}} = 1294 \text{ mm}$

Kopffläche: $l_{1.\text{Top}} = 2702 \text{ mm}$ $l_{2.\text{Top}} = 751 \text{ mm}$

$l_{2.\text{Top.Camber}} = 2903 \text{ mm}$ $l_{2.\text{Top.Camber}} = 879 \text{ mm}$

$l_{1.\text{Mold.Top.max}} = 3514 \text{ mm}$ $l_{2.\text{Mold.Top.max}} = 1377 \text{ mm}$

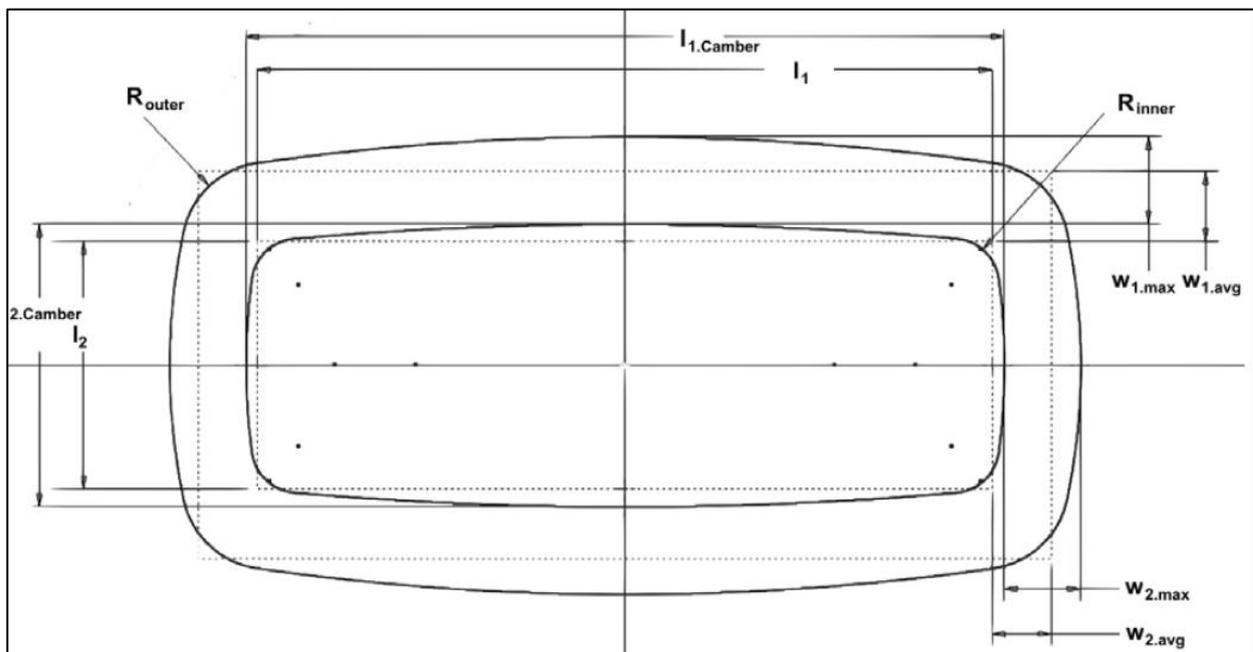


Abbildung 58: Ermittlung der Kokillengeometrie.

2.4.3 Berücksichtigung zusätzlicher Elemente

Falls relevant, sind als letzter Schritt noch Isolationen, Bodenplatte sowie Gießpulver zu berücksichtigen. Die Isolation wird an der Kokillenkopfseite bündig mit dem Kopf schließend angebracht. Da sie zwischen Kokille und Block liegt, reduziert sie das Blockvolumen. Es liegt nahe, die gesamte zur Verfügung stehende Überhöhe für die Isolation zu verwenden. Mit den Zahlen aus dem hier berechneten Beispiel folgt daher:

$$h_{\text{Insulation.rec}} = h_{\text{top}} = 586 \text{ mm}$$

Der zulässige Bereich ist hier wie folgt:

$$(0 \leq h_{\text{Insulation}} \leq 0.3 \cdot h_{\text{total}})$$

Bei Verwendung von Isolationsmatten ist die Materialdicke $w_{\text{Insulation}}$ zu berücksichtigen:

$$w_{\text{Insulation.rec}} = 20 \text{ mm}$$

Der zulässige Bereich ist hier wie folgt:

$$(5 \leq w_{\text{Insulation}} \leq 0.1 \cdot l_2)$$

Bei Verwendung der Bodenplatte ist zu berücksichtigen:

Höhe $h_{\text{Baseplate}}$ der Bodenplatte:

$$h_{\text{Baseplate.rec}} = 400 \text{ mm}$$

Der zulässige Bereich ist hier:

$$(10 \leq h_{\text{Baseplate}} \leq 500)$$

Für die Simulation wird ein konstanter Faktor zu den Maximaldimensionen der Kokille addiert:

$$w_{\text{Baseplate.rec}} = 300 \text{ mm}$$

Der zulässige Bereich ist hier:

$$(0 \text{ mm} \leq w_{\text{Baseplate}} \leq 1000 \text{ mm})$$

Es ergibt sich daher:

$$l_{1,BP} = l_{1,\text{Mold.Bottom.max}} + 2 w_{\text{Baseplate}} = 3929 \text{ mm} \quad 147$$

$$l_{2,BP} = l_{2,\text{Mold.Bottom.max}} + 2 w_{\text{Baseplate}} = 1895 \text{ mm} \quad 148$$

Bei Verwendung von Gießpulver ist zu beachten, dass dieses ebenfalls bündig mit dem Kokillenkopf schließend zwischen die Kopfisolation und den Block angebracht wird und daher wiederum zu einer Reduzierung des Blockvolumens führt. Es ist daher die Höhe der Gießpulverschicht H_{CP} zu berücksichtigen:

$$h_{CP,rec} = 30 \text{ mm}$$

Der zulässige Bereich ist hier:

$$(0 \leq h_{CP,rec} \leq 0.1 \cdot h_{top})$$

2.5 Probennahme und Datenbasis

2.5.1 Kokillendatenbank

Der Kokillenzustand im Laufe der thermozyklischen Belastung durch den Stahlguss kann in folgende Phasen gegliedert werden:

1. Auftreten von Brandrissigkeit an den Innenflächen der Kokille
2. Verstärkung der plastischen Verformung der Innenflächen
3. Auftreten von einem oder wenigen Anrissen
4. Eindämmung des Rissfortschritts durch Reparatur
5. Ausdehnung des Risses
6. Formversagen

Zur Untersuchung des Auftretens der Fehlerbilder unter realen Produktionsbedingungen wurde eine Datenbank aufgebaut („Kokillendaten_2“). In dieser wurden sämtliche Verlaufszyklen

verschiedener Kokillenformate erfasst. Dabei wurden insbesondere folgende Daten zusammengeführt:

- **Eindeutige Bezeichnung** der Kokille
- **Geometrie** der Kokille gem. Werksnorm/technischer Zeichnung
- **Gießparameter** beim Erzeugen der Kokille: Gießdatum (davon abhängig die Umgebungstemperatur beim Abkühlen in der Halle), Chargennummer, Gießtemperatur sowie Standzeit bis zum Entfernen der Form gem. Gießbericht
- **Chemische Analyse** der Eisenlegierung gem. Chargenbericht
- **Form und Anordnung des Gefüges** im Ausgangszustand gem. visueller Laboranalyse (91)
- **Kokillenstandzeiten** n1, n2, n3 (siehe Kapitel 2.5.2)
- **Auftreten, Lage und Verlauf der Rissbilder** gem. visueller Beurteilung nach jedem Thermozyklus, Erfassung der Thermozyklen bis zum Erreichen der o. g. Stadien
- **Freitexte und Bildanhänge** zur Erfassung ungewöhnlich auftretender Fehlerbilder oder -verläufe

Im Rahmen dieser Arbeit wurden vollständige Verlaufsdatensätze über einen Zeitraum von mehr als fünf Jahren erfasst oder aus gesicherten Bestandsdaten zusammengeführt. Ein Auszug aus dieser Datenbank ist der Arbeit als **Anhang A** beigelegt.

2.5.2 Einflussfaktoren auf die Kokillenstandzeit

Für die statistische Auswertung der im experimentellen Teil der Arbeit aufgenommenen Langzeitbeobachtungen ist es notwendig, eindeutige Kenngrößen für das Erreichen der Zyklusphasen und somit auch für die Gesamthaltbarkeit der Kokille zu definieren (siehe **Tabelle 13**).

Zyklusphase	Definition
n0	Thermozyklen bis zum ersten Auftreten von Brandrissigkeit auf den Innenflächen der Kokille <i>Diese Größe spielt in der weiteren Betrachtung eine untergeordnete Rolle, da bei jedem beobachteten Fall bereits nach dem ersten Thermozyklus die thermische Belastung eine großflächige Brandrissigkeit verursacht hat.</i>
n1	Thermozyklen bis zum Beobachten des ersten reparaturbedürftigen Queranrisses <i>Die beobachteten Querrisse treten fast ausschließlich auf den langen Seiten im unteren Drittel (Fußbereich) auf, seltener im Kopfbereich.</i>

n2	Thermozyklen bis zum Beobachten des ersten reparaturbedürftigen Längsanrisses <i>Die beobachteten, thermisch-induzierten Längsrisse treten ausschließlich auf den kurzen Seiten auf. An den langen Seiten aufgetretene Längsrisse konnten auf mechanische Verletzungen der Kokille beim Strippen zurückgeführt werden.</i>
n	Kokillenstandzeit = $\min(n1, n2)$ Thermozyklen bis zum Beobachten des ersten reparaturbedürftigen Risses <i>Ab diesem Zeitpunkt: Betriebsgefahr, baldiges Erreichen von n3</i> <i>In den meisten Fällen gilt $n2 < n1$. Aus diesem Grund werden später die kritischen Temperaturbelastungskurven K-K-I und K-M-I herangezogen (siehe Kapitel 2.5.4).</i>
n3	Ausfall durch irreparablen Durchriss Formversagen/Verschrottung

Tabelle 13: Standzeitkenngrößen.

2.5.3 Probennahme zur Analyse des initialen Gefüges

Zur Untersuchung des ursprünglichen Gefüges wurden im üblichen Sandgussverfahren Probenkörper in Wanddicke auf die Kokillenwand (Gussteil) aufgesetzt. Durch FEM-Simulation wurde sichergestellt, dass Ort, Größe und Zulauf des Probenkörpers so ausgelegt werden, dass eine zu der Kokillenwand gleichwertige Abkühlung (Zeit-Temperatur-Profil) erreicht wird. Der Probenkörper ist würfelförmig mit einer der Wanddicke entsprechenden Kantenlänge und auf einen Steg von 2/3 dieses Maßes auf die obere Kokillenwand angegossen (**Abbildung 60**). Hierdurch war ein problemloses Abschlagen der Probe nach dem Entsand der Kokille möglich. Es wurden Proben im Kopf- sowie Fußbereich der Kokille angesetzt. Die Probenkörper wurden langsam und gekühlt gesägt, um ein durch Wärmeeintrag verändertes Gefüge zu vermeiden. Die Sägung erfolgt in Richtung der Wand, um ein Profil durch die komplette Kokillenwand betrachten zu können.

Mittels Probenlageplänen wurden die Orte für die Schliffbeprobung über die gesamte Platte festgelegt. Zur Beurteilung des Gefüges mittels Mikroskopie wurden geätzte Schlitze (nach Nital) gefertigt. Bei der Probennahme ist auf sorgfältige Kennzeichnung durch Schlagzeichen zu achten, um die Ausrichtung des Probenkörpers und die Zuordnung zu der jeweiligen Kokille nachvollziehbar zu halten.

Auf eine Gestaltung der Proben nach den Normen für Gusseisen (sowohl mit lamellarer, sphärischer als auch vermicularer Ausprägung des Graphits) wurde verzichtet, da die maximale genormte Wandstärke von 200 mm überschritten wird. Anfängliche Parallelversuche mit Proben vom Typ 2 (**Abbildung 59**) zeigen, dass die genormten (im Gegensatz zu den oben erwähnten) Angussproben ein nicht für das Gussteil repräsentatives Gefüge aufweisen. Dies ist durch die deutlich schnellere Durcherstarrung (größere Oberfläche des Schmelzkontaktes zur Sandform) im Vergleich zur Kokillenwand zu erklären (7) (8) (27).

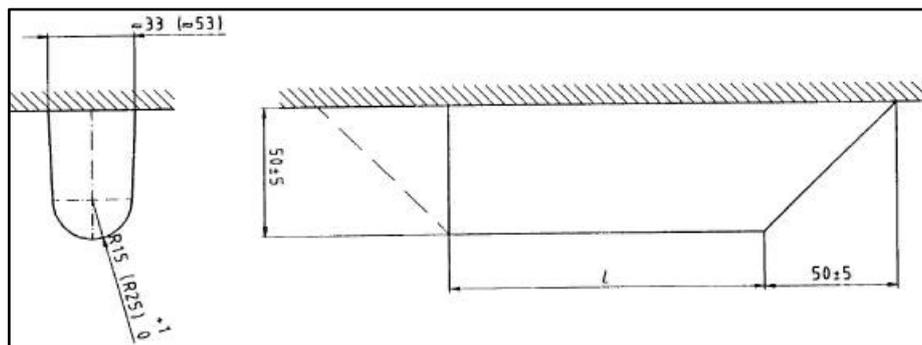
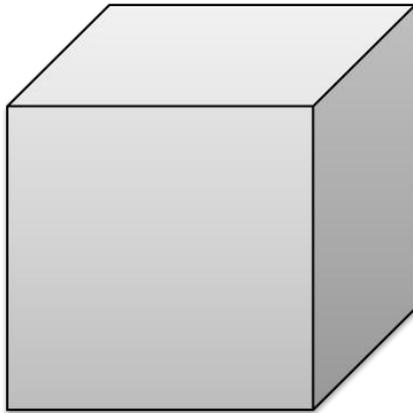
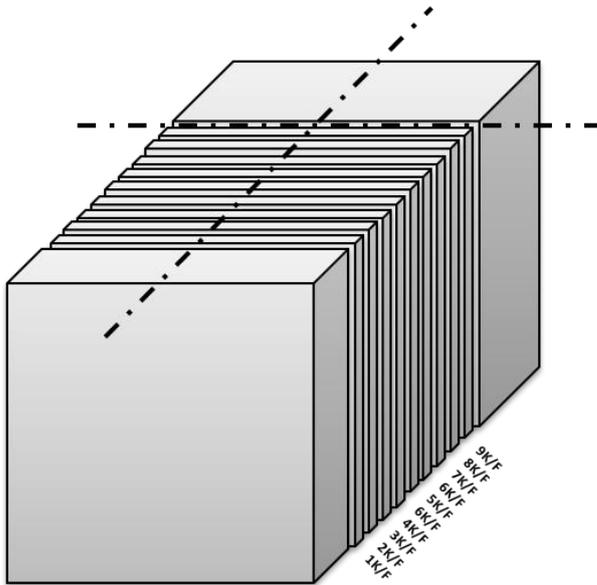


Abbildung 59: Angussprobe Typ 2 (7).

1. Angussprobe nehmen (kopf- und fußseitig)



2. Probe in Platten sägen



3. Platten in lokale Proben sägen

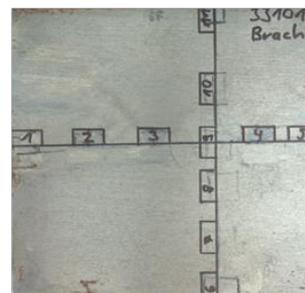
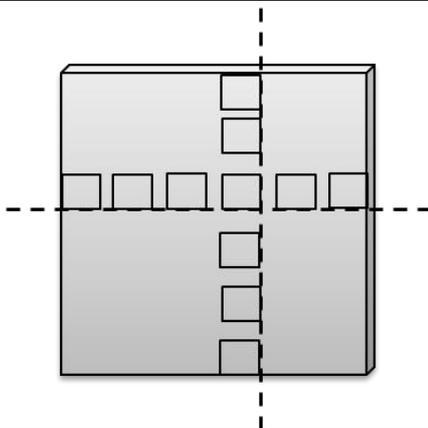


Abbildung 60: Ablauf der Probennahme zur Bestimmung des initialen Gefüges.

2.5.4 Proben zu Gefügeveränderungen

Zur weiteren Beprobung und der direkten Vergleichbarkeit aufgrund des Ausgangszustandes wurden jeweils nebeneinanderliegende Platten der Angussproben gemäß dem gleichen Probenlageplan gefertigt.

Für die weiteren Untersuchungen im Labor ist es sinnvoll, kritische Stellen zu analysieren. Dazu wurden die im Folgenden dargestellten Messpunkte verwendet. Diese weisen bereits aus dem Sandgussprozess (Kokillenerzeugung) eine erhöhte initiale Eigenspannung auf und sind typische Ansatzstellen für Vertikalrisse. Die Messpunkte (vgl. **Abbildung 65**) K-K-I (Kurze Seite, Kopf, Innen) und K-M-I (Kurze Seite, Mitte, Innen), wie in **Abbildung 61** dargestellt, wurden für die Wärmebehandlung programmiert.

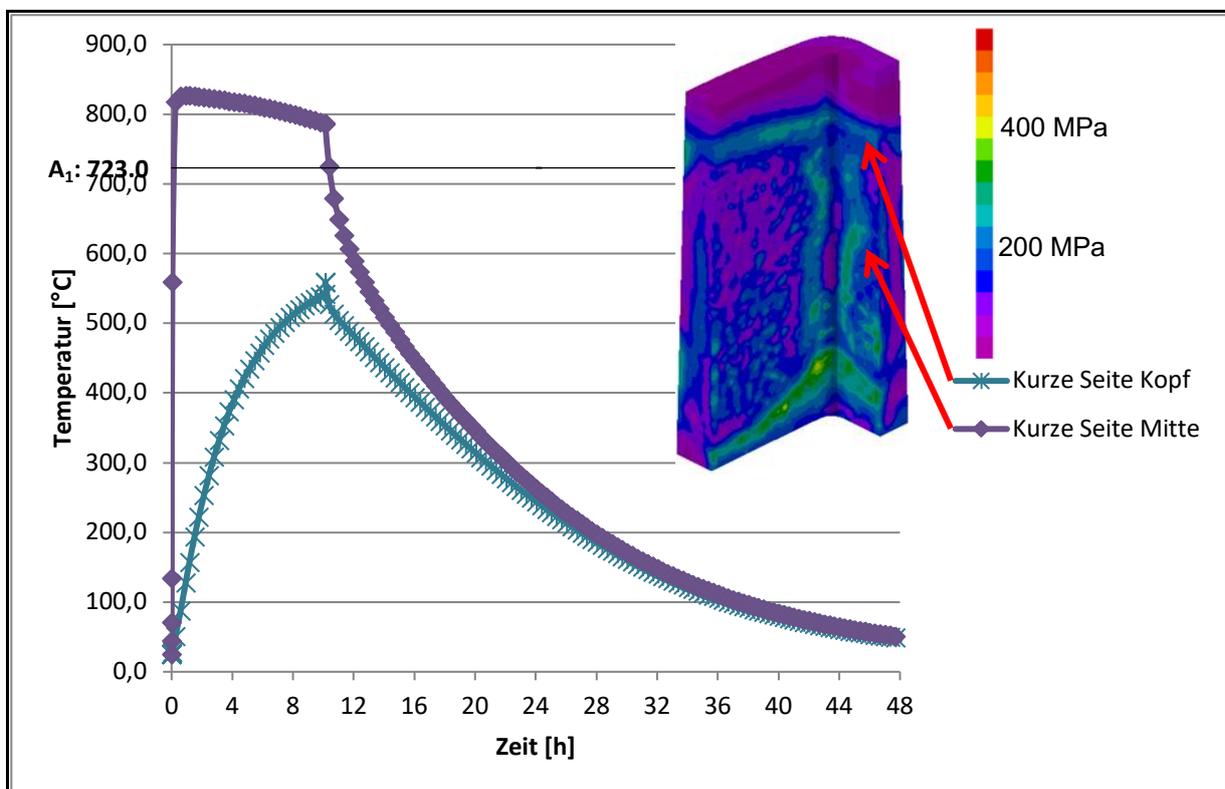


Abbildung 61: Temperaturverlauf an Stellen mit kritischer Spannung (innenflächennah, ca. 10 cm Abstand).

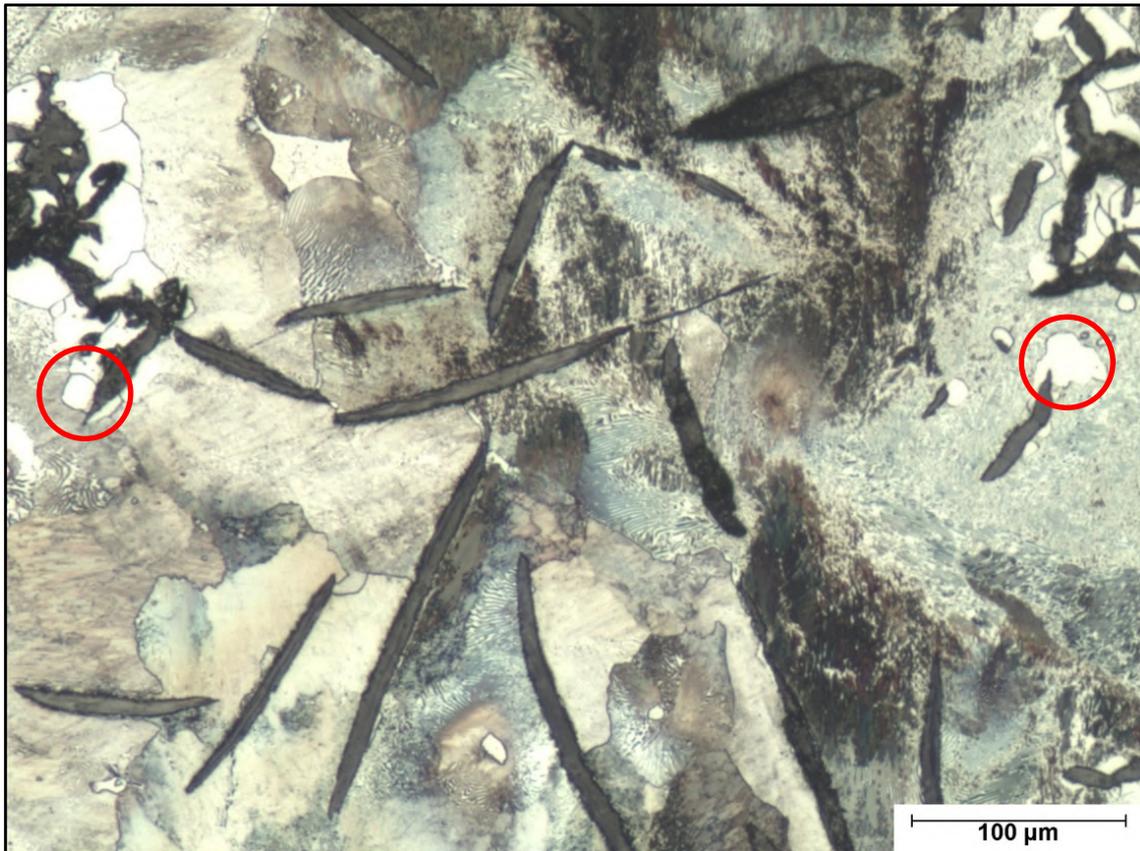


Abbildung 62: Wärmebehandeltes Gefüge K-K-I.

Bereits bei geringer Temperaturbelastung (K-K-I, in 12 Stunden von 20°C im Mittel mit 70°/h auf 560°C steigend, vgl. **Abbildung 61**) kommt es zur Anlagerung freien Ferrits an den Graphitlamellen, die sich beim höheren Temperaturprofil noch deutlich verstärkt (**Abbildung 62**). Während es hier zwar zu ersten diffusionsbedingten Gefügetransformationen und damit einhergehenden Volumenzunahmen sowie Spannungskonzentrationen kommt, zeigt sich Art und Ausbildung des Graphits weitgehend unbeeinträchtigt. Eine innere Oxidation wird aufgrund der niedrigen Temperatur kaum sichtbar. An den markierten Stellen ist zu erkennen, wie die Ferritbildung an den Spitzen der Graphitlamellen beginnt und von dort aus dann die Umwandlung vom perlitischen zum ferritischen Gefüge weiter stattfindet.

Bei Anwendung eines höheren Temperaturbelastungsprofils (K-M-I, in 12 Stunden von 820°C im Mittel mit 2,5°/h auf 790°C fallend, vgl. **Abbildung 61**) zeigen sich deutliche Entartungen des Graphits (**Abbildung 63**). Es ist zu bedenken, dass auch die untersuchte geringere Temperaturbelastung innerhalb des gesamten Thermofeldes der Kokille immer noch einen relativ hohen Verlauf hat. Im zwar thermisch höher belasteten, aber homogener spannungsverteilten mittleren Bereich der Kokille kommt es daher eher zu Dauerrissen, in den oberen und unteren Höhendritteln bei ungünstigen Bedingungen eher zu Spontanrissen.

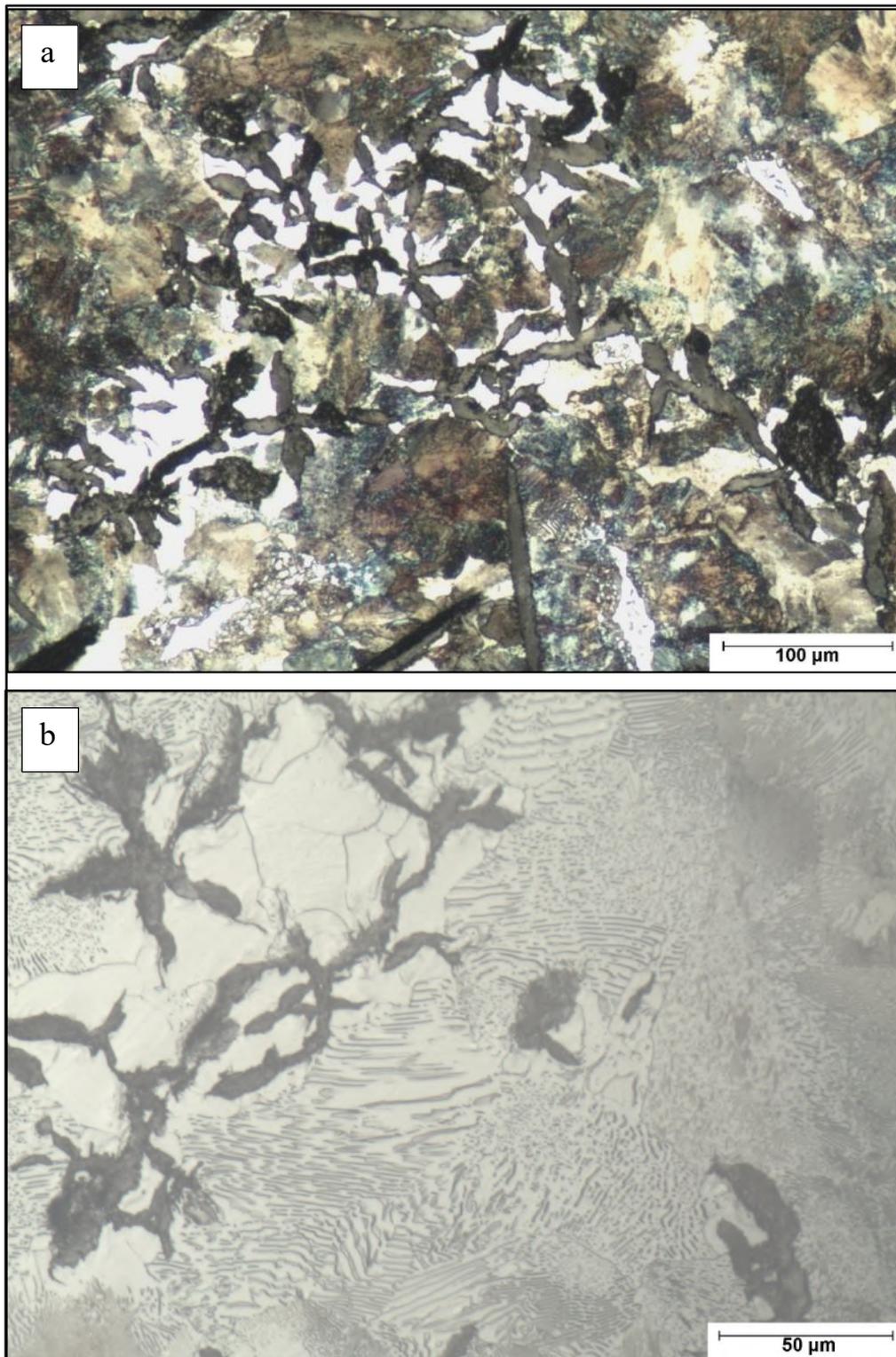


Abbildung 63: wärmebehandeltes Gefüge K-M-I.
a) lichtmikroskopische Aufnahme, b) rasterelektronenmikroskopische Aufnahme

Bei weiterer Vergrößerung ist stellenweise eine ungleichmäßige Verteilung der Graphitlamellen unter netz-, krabben- oder sternförmiger Anordnung erkennbar. Dieser sog. **Unterkühlungsgraphit** beeinflusst die mechanischen und dynamischen Eigenschaften des Werkstoffs deutlich negativ. Die Grauerstarrung beginnt nicht direkt bei Erreichen der

Gleichgewichtstemperatur, sondern verzögert (Unterkühlung). Bei schneller Abkühlung oder geringer Anzahl an Kristallisationskeimen kann die Unterkühlung der eutektischen Erstarrung derart hoch werden, dass die Erstarrung nach dem metastabilen System erfolgt (**Abbildung 64**). Bei Vorhandensein einer ausreichend hohen Keimzahl sinken die Unterkühlung und die Korngröße der eutektischen Körner, was sich positiv auf die Festigkeit auswirkt (5) (32).

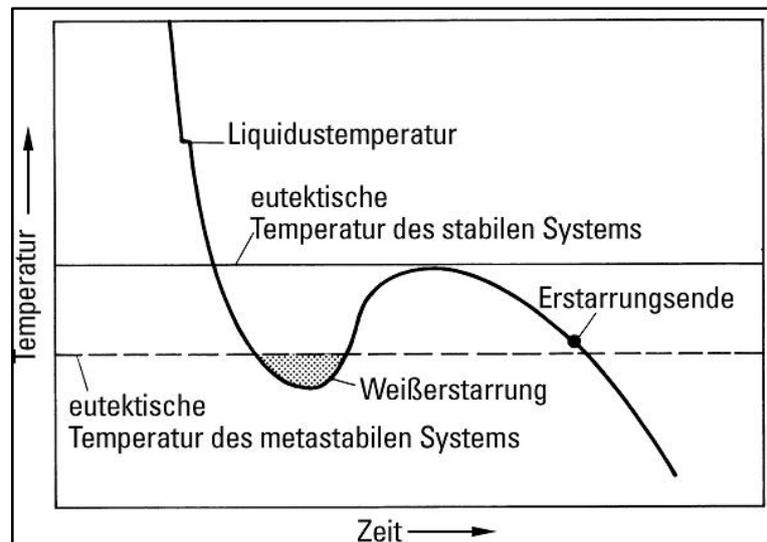


Abbildung 64: Abkühlkurve bei ungenügender Keimzahl und/oder rascher Abkühlung (32).

Folgende Maßnahmen haben sich als wirkungsvoll zur Vermeidung einer übermäßigen Unterkühlung erwiesen (5):

- **Vermeidung einer starken Überhitzung** (Temperatur und Dauer) der Schmelze (bewirkt Keimabscheidung)
- **optimale Impfung** (Bildung der Anordnung A)
- **Anstreben eines feinkörnigen Gefüges** (hoher Reifegrad → große Zellenzahl)
- **Vermeidung zu schneller Erstarrung**

Graphitentartungen in Form von spitzen Enden und Fortsätzen der Graphitlamellen, wie sie bei Vorhandensein von Spurenelementen wie Blei und Bismut, insbesondere in Kombination mit Kupfer, auftreten können (sog. **Widmanstätten-Graphit**), konnten nicht beobachtet werden. An solchen Stellen wäre es zu einer weiteren, erhöhten Spannungskonzentration durch die Störung des Spannungsflusses und die allgemeine Kerbwirkung gekommen.

Es beginnt bereits die **innere Oxidation** bei hoher Temperaturbelastung (K-M-I) bei der sich ein Oxidsaum um die Graphitlamellen zu bilden beginnt. Dieser gewinnt nach weiteren Thermozyklen an Volumen, bis es schließlich zu einem Abbrand des Graphits kommen kann.

Die lokale Festigkeit und Härte vermindert sich somit zunehmend, sodass sich die **Rissfortschrittsgeschwindigkeit** bei jeder thermozyklischen Belastung erhöht.

2.5.5 Analyse der thermozyklischen Belastung

Um den Einfluss verschiedener Faktoren auf das Gefüge und die Eigenspannungsentwicklung zu untersuchen, ist die Kenntnis über den Temperaturverlauf innerhalb der Kokille beim Gießen erforderlich. Mithilfe einer genauen Kenntnis des Zeit- bzw. Temperaturverlaufs an kritischen Punkten (d. h. insbesondere an solchen, an denen häufig Risse auftreten bzw. an denen eine Spannungskonzentration stattfindet) können diese Vorgänge unter Laborbedingungen näher untersucht werden.

Da die Temperaturfelder nicht kontinuierlich an allen Punkten gemessen werden können, wurden in verschiedenen Messreihen für verschiedene Kokillenformate, wie in **Abbildung 65** ersichtlich, markante Messpunkte festgelegt, sodass mit diesen eine sichere Interpolation der übrigen Felder bzw. eine sauber parametrisierte FEM-Simulation möglich war.

Abhängig von der Legierung und der Gießtemperatur des Blocks lassen sich auch Temperaturverlaufskurven für das Gussteil erstellen (**Abbildung 66** und **Abbildung 67**), die nicht auf anderem Wege, durch Sonden o. Ä., aufnehmbar wären. Auf diese Weise lassen sich beim Vorliegen entsprechender ZTU-Diagramme genau Rückschlüsse auf das Erstarrungsverhalten des Blocks ziehen. Bereiche isolierter Erstarrung (Hotspots), die zur Lunkerbildung führen, lassen sich frühzeitig erkennen, ebenso wie Inhomogenitäten und Mikroporositäten beim Verwenden der Fluidanalyse, also den Fließbewegungen der Schmelze während des Erstarrungsvorgangs (89).

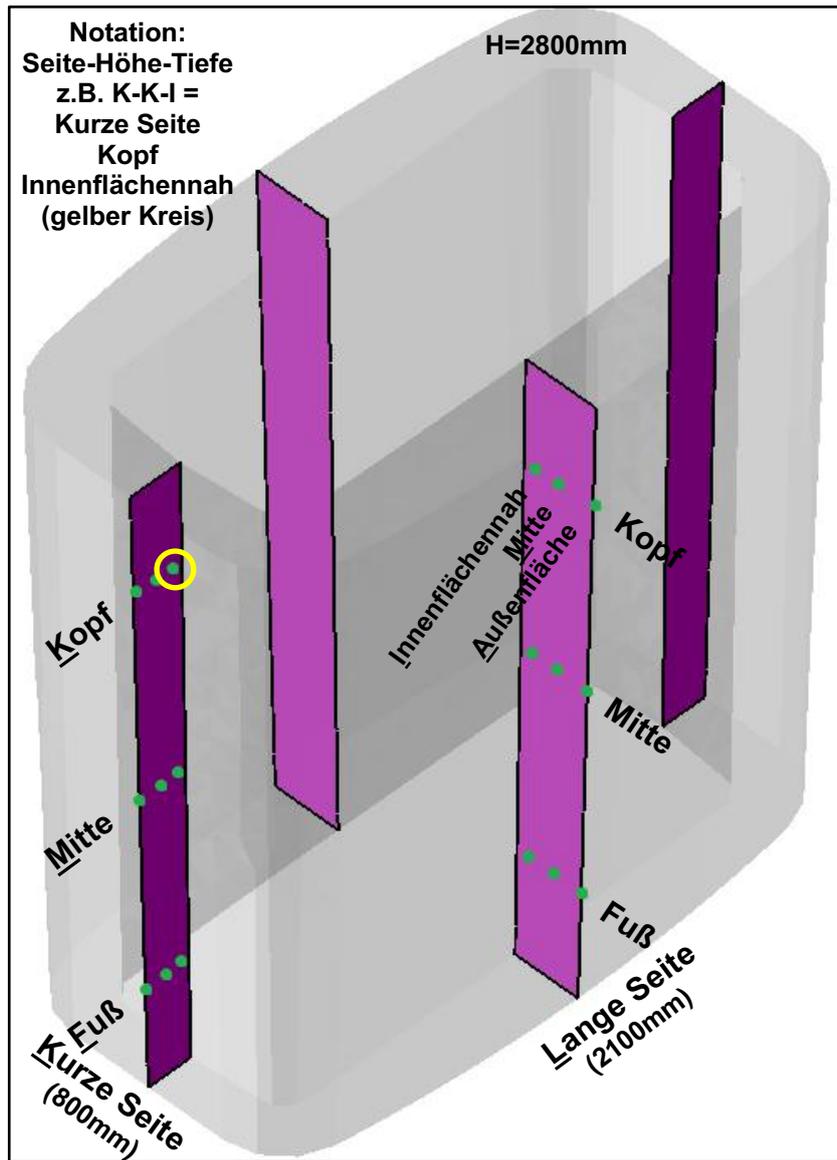


Abbildung 65: Messpunkte zur Bestimmung der thermozyklischen Belastung (Kokille BR21).

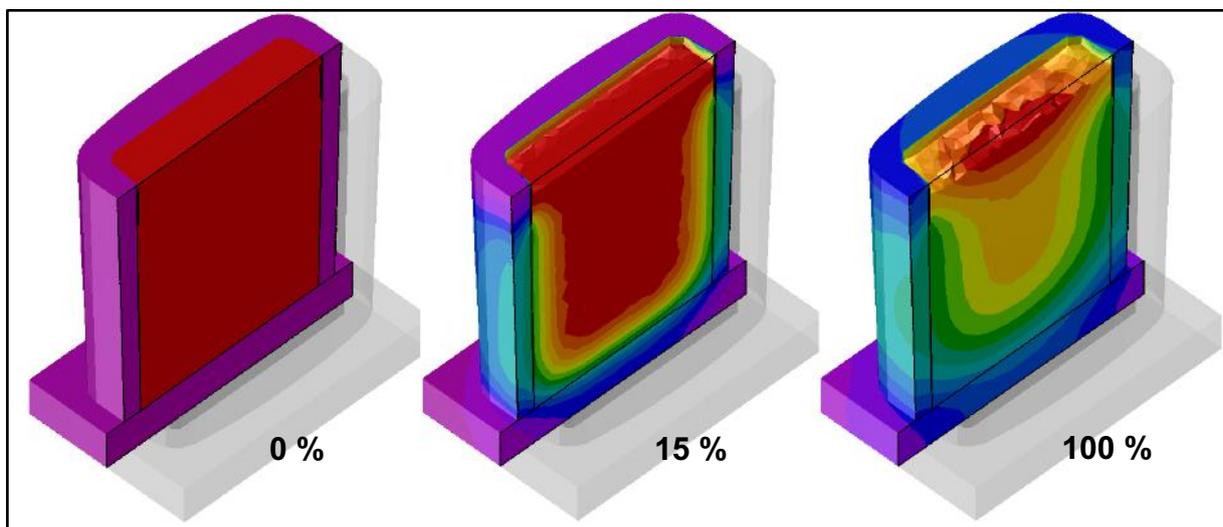


Abbildung 66: Beispielhafter Temperaturverlauf in Kokille und Block während der Erstarrung.

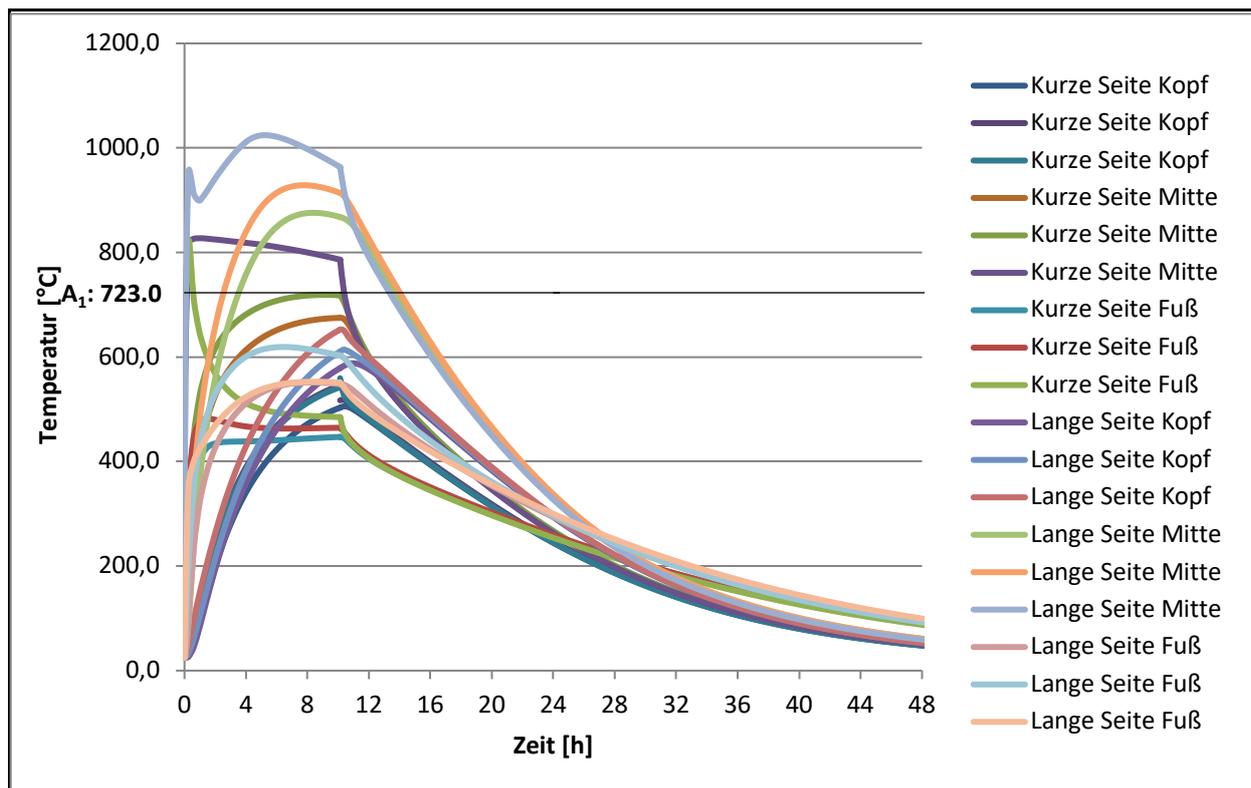


Abbildung 67: Darstellung aller gemittelten Messkurven.

Die vollständigen Messtabellen und Einzelkurven sind in den **Anhängen B und C** zu finden.

2.6 Kalibrierung

2.6.1 Übersicht über Messmethoden

Es gibt verschiedene Arten von konventionellen Messmethoden zur Bestimmung der lokalen Eigenspannungen in einem Werkstück, wie in **Abbildung 68** illustriert. Grob wird zwischen zerstörenden, teilzerstörenden und zerstörungsfreien Messmethoden unterschieden. **Zerstörungsfreie** Methoden haben den Nachteil, dass sie nur in einer sehr geringen Oberflächentiefe (wenige Mikrometer) Ergebnisse erzielen. Hierzu werden beispielsweise mittels Röntgenstrahlung oder Ultraschallmessung die Verspannungen der Gitterstruktur ermittelt. Generell kann nur die Gesamtheit aller Eigenspannungsarten, das heißt inklusive ihrer Überlagerungen, erfasst werden (92).

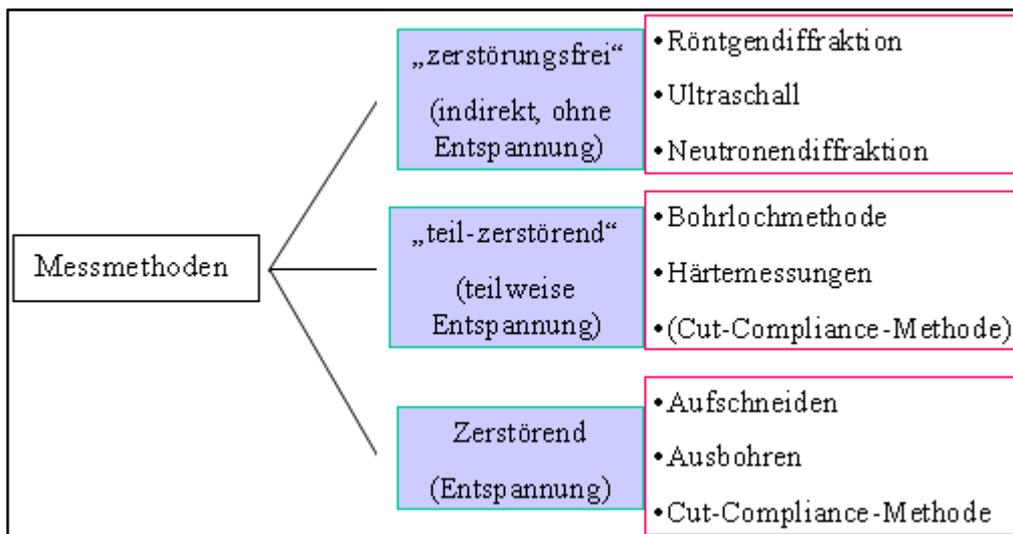


Abbildung 68: Messmethoden zur Bestimmung der Eigenspannungen (51).

2.6.2 Kalibrierung durch Wärmebildmessung

Durch Wärmebildmessungen mittels einer Infrarotkamera wurden in verschiedenen Gusszyklen in kurzen Abständen die Außenflächen der Kokillen aufgenommen (**Abbildung 69**). Dazu wurden Orientierungs- und Messpunkte aufgebracht, sodass die Messstellen wieder auffindbar sind. Die Messung erfolgte jeweils an der kurzen und langen Seite der Kokille.

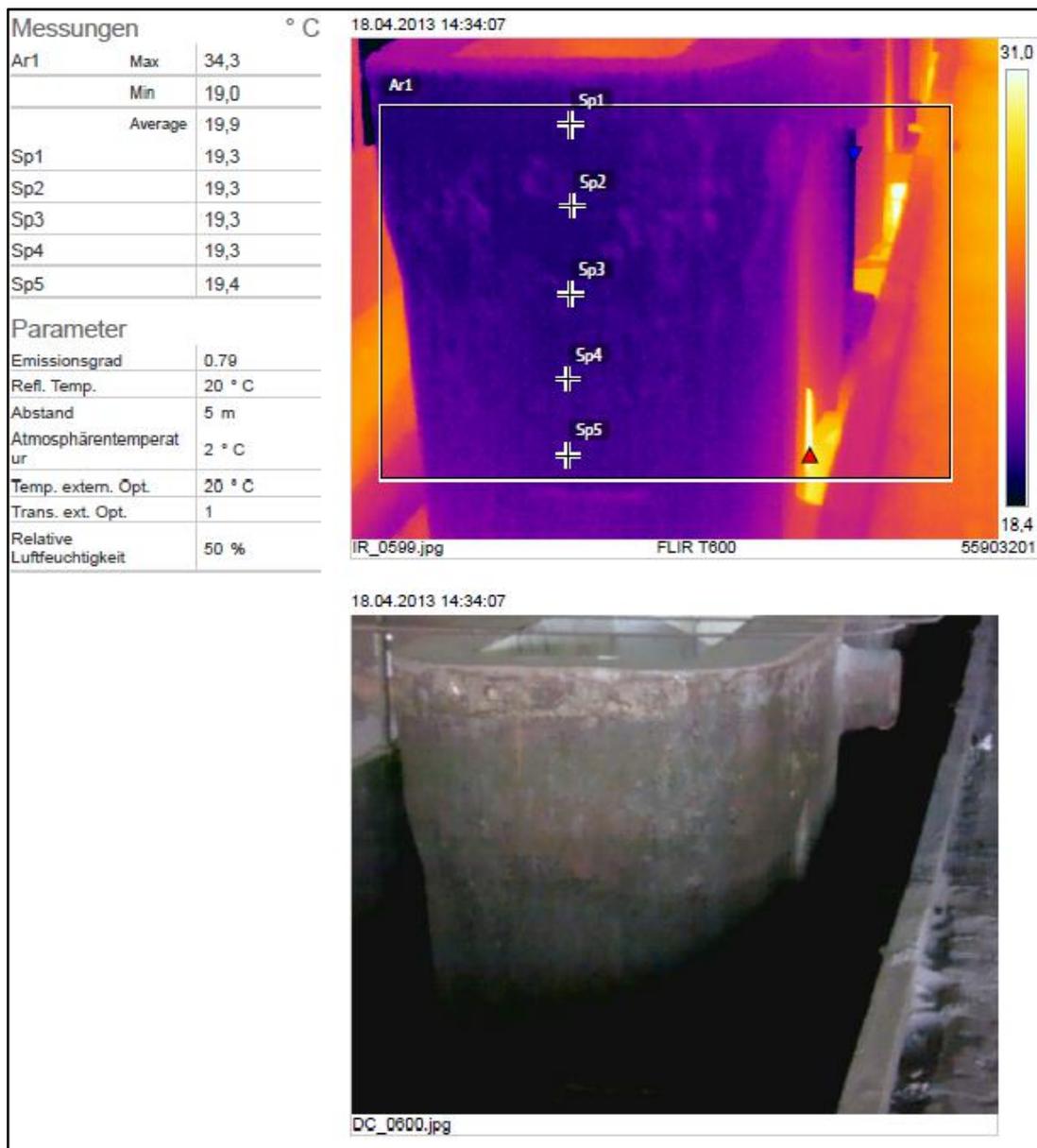


Abbildung 69: Exemplarisches Messprotokoll Wärmebildmessung (kurze Seite).

Die Messung musste zum Strippen des Blocks unterbrochen werden, da die Kokille dabei von einem Kran angehoben wird; es wurden jedoch nach dem Absetzen weitere Daten bis zum Herunterkühlen der Kokille auf Raumtemperatur aufgenommen.

2.6.3 Kalibrierung durch Sondenmessung

Zusätzlich wurde an den gezeigten Messpunkten (**Abbildung 70**) als Messfühler jeweils eine Thermoleitung Typ K mit 2 x 1 mm Querschnitt verwendet. Der gängigere Querschnitt von 2 x 0,5 mm hat sich als nicht praxistauglich erwiesen, da es bei diesem leicht zum Abknicken kommen kann.

Zum Einbringen der Messfühler wurden an den angegebenen Messpunkten in geringem Abstand, versetzt an jeder Seite (kurz, lang), in drei Höhen (Kopf, Mitte, Fuß) und in jeweils drei Tiefen (innenflächennah, Mitte, außenflächennah), 8 mm Bohrungen gesetzt. Nach Einsetzen der Fühler und einem Funktionstest wurden diese mit Thermovergussmasse gefüllt.



Abbildung 70: Anbringung von Thermosonden in der Kokillenwand.

Als Auswertegerät wurden ein ABB-SM2000-Bildschirmschreiber und ein Yokogawa-DX1000-Datenlogger verwendet.

Auch hier musste die Messung zum Strippen des Blocks unterbrochen werden.

3 Ergebnisse der Messungen

3.1 Erläuterung zur Auswertung der Datenreihen

Zur statistischen Auswertung wurden die Datensätze der „Kokillendaten_2“-Datenbank herangezogen (siehe Kapitel 2.5.1). Zunächst wurden **Datenklassen**, bestehend aus den verschiedenen Kokillenformaten, gebildet, da diese jeweils für sich typische mittlere Kokillenstandzeiten mit geringer Varianz aufweisen. Im Folgenden wird das Format **BR21** betrachtet, da hier die meisten Datensätze vorliegen und es die gebräuchlichste Geometrie darstellt.

Grundsätzlich sind die thermischen und mechanischen Belastungen der erfassten Kokillen in einem sehr engen Rahmen gleich. Ausreißer mit sehr geringen Standzeiten konnten ausnahmslos auf besondere Effekte, etwa auf Gießfehler bei der Kokillenerzeugung (Lunkereinschlüsse), grobe mechanische Beschädigung beim Strippen oder Kranbewegungen, zurückgeführt werden.

3.2 Zusammenhang von Legierungszusammensetzung und n

Durch bewusste Zulegierung von Elementen lassen sich die Eigenschaften von Gusseisenwerkstoffen, wie etwa Umwandlungsverhalten, Gleichgewichtstemperaturen oder mechanische Eigenschaften (Streckgrenze, Härte, Festigkeit, Zähigkeit) beeinflussen.

Aufgrund der relativ engen Norm für die Bereitstellung der Gusseisenschmelze für die Kokillenerzeugung (siehe Kapitel 1.1.2) gestaltet sich eine aussagekräftige Regressionsanalyse schwierig. Tendenzen anhand einiger Faktoren sind jedoch absehbar (**Tabelle 14**).

Legierungselement	Faktoren	Auswirkungen
C	Der C-Gehalt wurde aufgrund des für die Blockqualität benötigten Wärmedurchgangs nicht unter 4 % eingestellt. Niedrigere C-Gehalte wirken sich tendenziell positiv auf n aus.	Neigung zur Bildung runder Lamellenenden
Si	C/Si-Verhältnis für leicht übereutektische Erstarrung ($1.090 < Sc < 1.130$) ist positiv.	Gleichmäßige Graphitverteilung durch

		Anlagerung an Primärgraphit
P	Niedrige P-Gehalte sind vorteilhaft.	Erhöhte Zähigkeit
S	Niedrige S-Gehalte sind vorteilhaft.	Erhöhte Zähigkeit/Härte
Cu	Leicht erhöhte Cu-Gehalte sind vorteilhaft. Im Zusammenhang mit erhöhten Sn-Gehalten ggf. problematisch.	Perlitbildung
Cr	Leicht erhöhte Cr-Gehalte sind vorteilhaft.	Perlitbildung
Mn	Leicht erhöhte Mn-Werte sind vorteilhaft.	

Tabelle 14: Auswirkung verschiedener Legierungselemente auf die Kokillenstandzeit (n).

Da keine eindeutigen Korrelationen beobachtbar waren, wird auf eine grafische Darstellung eines Zusammenhangs zwischen Kokillenstandzeit und einzelnen Legierungselementen an dieser Stelle verzichtet.

Bei Betrachtung des Zusammenhangs zwischen Standzeit und C/Si-Verhältnis in Form des **Sättigungsgrades Sc** zeigt sich ein positiver Effekt bei leicht übereutektischer Erstarrung im Bereich von $1.090 < Sc < 1.130$ (**Abbildung 71**, die unterschiedlichen Farben der Punkte kennzeichnen jeweils separate Hersteller).

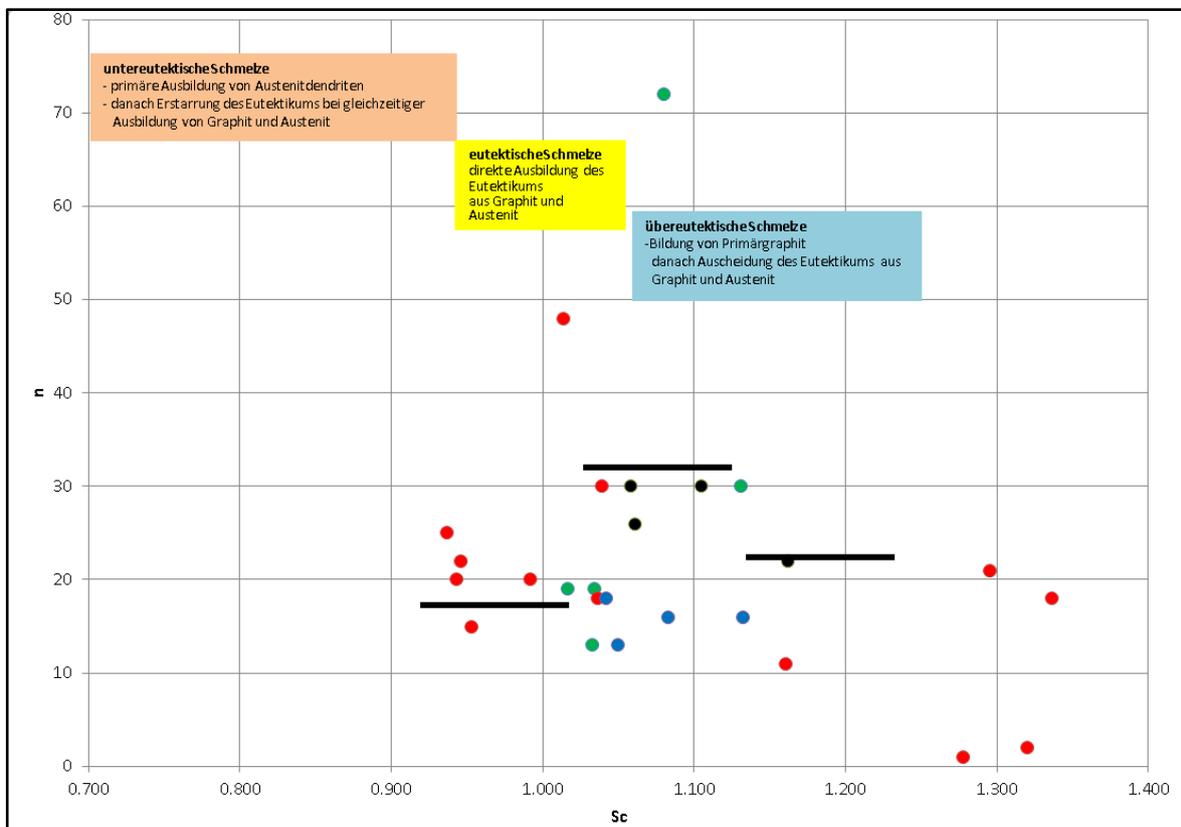


Abbildung 71: Abhängigkeit der Kokillenstandzeit (n) von dem Sättigungsgrad Sc .

Zusammenfassend lassen sich folgende Trends erkennen:

- **Perlitbildende bzw. -stabilisierende Elemente** sind vorteilhaft
→ Reduktion von Eigenspannungen 2. Art
- **GJV/GJS- begünstigende Zustände** sind vorteilhaft

3.3 Initiales Gefüge

Die visuelle Auswertung (**Abbildung 72** bis **Abbildung 74**) des initialen Gefüges zeigt außen und innen ein Gusseisen mit Lamellengraphit mit auffallend geraden Lamellen und eine gleichmäßige, perlitische Struktur der metallischen Matrix; zur Mitte hin sind deutlich mehr kleinere Lamellen zu erkennen. Dies bestätigt die ursprüngliche Vermutung aufgrund von Zeit-Temperatur-Messprotokollen.

Es handelt sich demnach um ein **perlitisches Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL)** der **Form I (Tabelle 15)**, **Anordnung C** (vgl. **Abbildung 74** und **Tabelle 16**). Im Mittel fallen die Lamellen in die **Normgrößenklasse 2 (91)**. Die Lamellenenden sind spitz ausgeformt. Einzelne breitere Graphitlamellen deuten auf geringere Mengen an Primärgraphit hin.

Graphitentartungen, welche bei GJL vor allem als **Unterkühlungsgraphit** (ungünstige Verteilung) oder sog. „**Widmanstätten-Graphit**“ (bedingt durch Pb-Verunreinigung; spitze Enden und Fortsätze an den Graphitlamellen) auftreten, sind nicht in beachtenswertem Maße zu erkennen (6) (30).



Abbildung 72: Initiales Gefüge Außenwand (Probenlage 6).

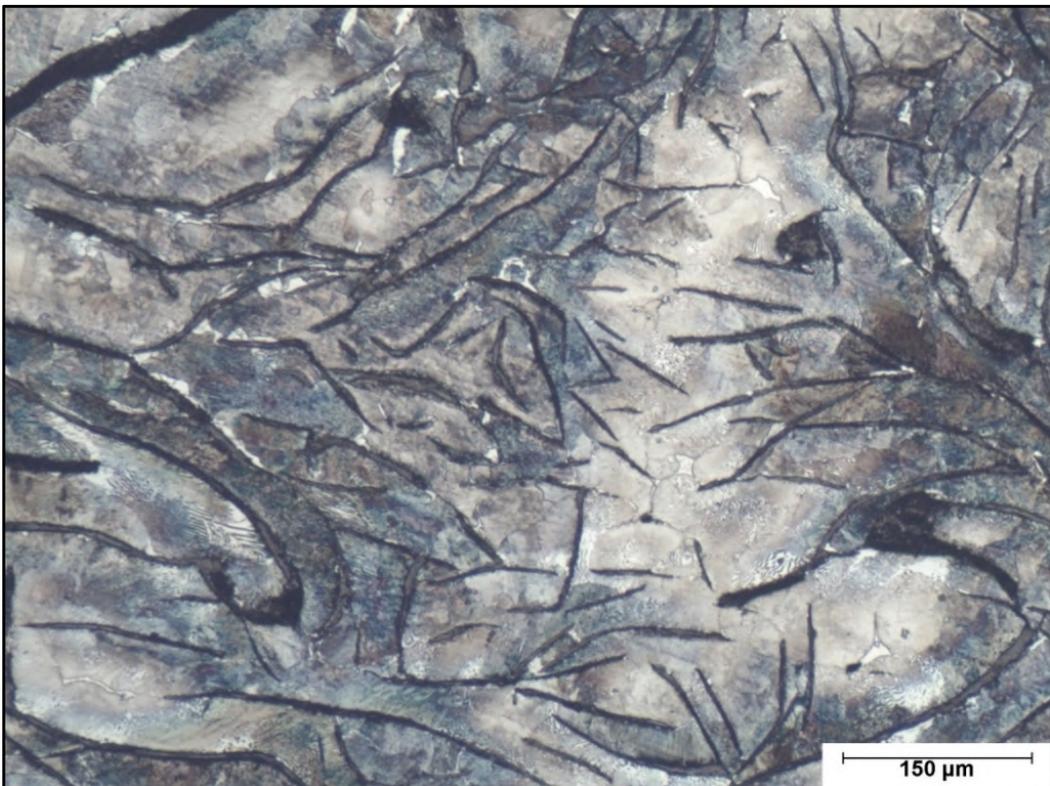


Abbildung 73: Initiales Gefüge Wandmitte (Probenlage 3).

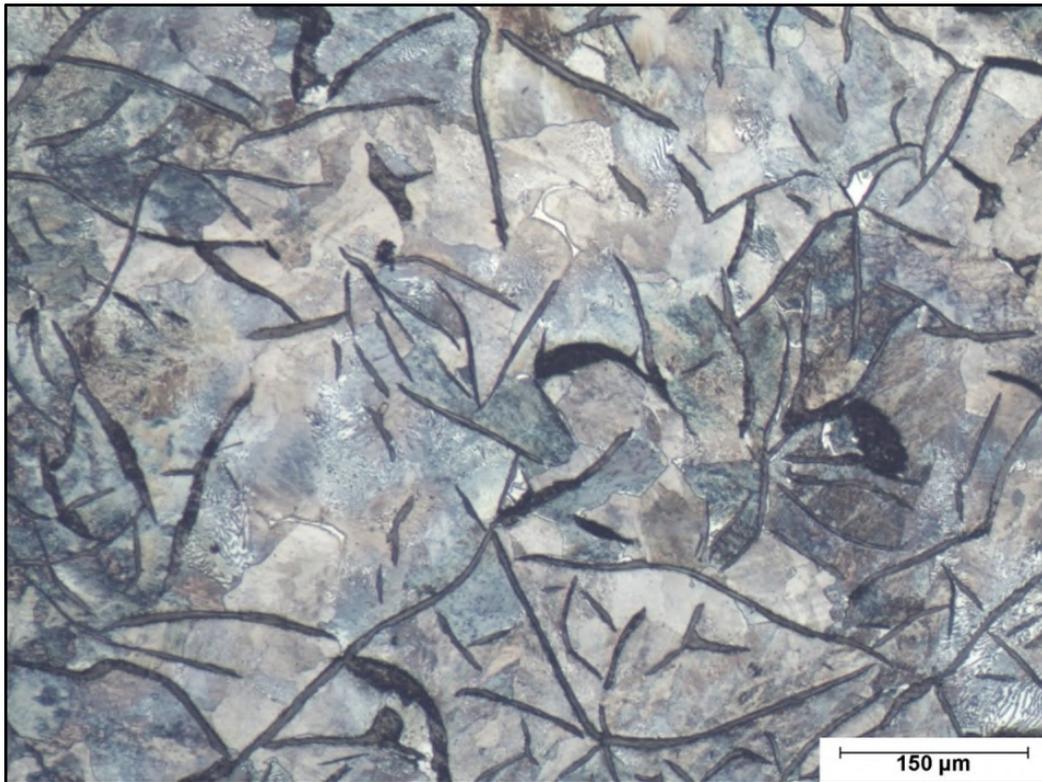


Abbildung 74: Initiales Gefüge Innenwand (Probenlage 11).

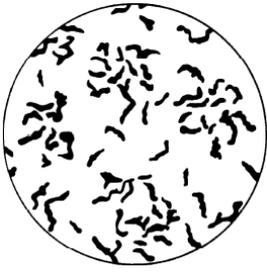
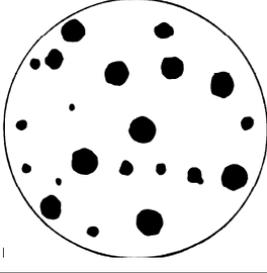
Form	Typ	Reihenrichtbild	Charakteristika	Normen
I	Lamellengraphit		In eutektischen Zellen verbundene Partikel; Lamellengraphit mit scharfen Enden	(93) (94)
III	Vermiculargraphit		Normalerweise in eutektischen Zellen verbundene Partikel; wurmformiges Aussehen mit abgerundeten Enden	(95)
VI	Kugelgraphit		Isoliert gewachsene Partikel; kugelförmig	(94) (96) (97)

Tabelle 15: Terminologie von Graphit in Gusseisen (Auszug) (91).

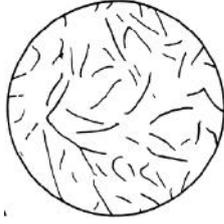
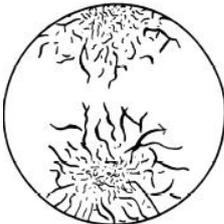
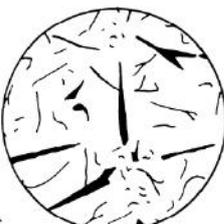
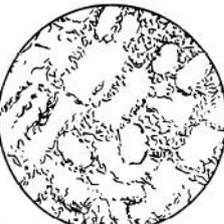
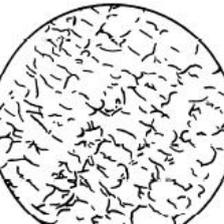
Anordnung	Reihenrichtbild	2-dimensionale Haupterscheinungsform	Vorkommen
A		Offensichtliche, gleichmäßige Anordnung	Mit niedrigem bis mittlerem Unterkühlungsgrad erstarrtes Gusseisen
B		-	Mit mittlerem Unterkühlungsgrad erstarrtes Gusseisen
C		Anhäufung größerer Graphitflocken umgeben von kleineren, zufällig ausgerichteten Graphitflocken (eutektischer Graphit)	Übereutektisches Gusseisen
D		Fein verästelter Graphit; feine, zufällig ausgerichtete Graphitflocken in der interdendritischen Position	Mit hohen Unterkühlungsraten erstarrtes Gusseisen, Mischung mit A, B und/oder E möglich
E		Vorzugsweise Ausrichtung der Graphitflocken in der interdendritischen Position	Gusseisen mit niedrigem Kohlenstoffäquivalent, eutektische Mikrostruktur, erstarrt mit niedriger oder moderater Unterkühlung

Tabelle 16: Anordnung von Lamellengraphit (Auszug) (91).

3.4 Korrelation von chemischer Analyse und n

Die aus **Abbildung 75** ersichtlichen Daten lassen eine Tendenz höheren Standzeiten bei C-Gehalten $> 4\%$ erkennen. Die unterschiedlichen Farben der Punkte kennzeichnen jeweils separate Hersteller.

Der für die Kokillengeometrie typische Mittelwert der Kokillenstandzeit wird tendenziell bei einem vermiculargraphitbildenden C/Si-Verhältnis überschritten (94) (98); hierbei sind jedoch weitere Faktoren wie eine entsprechende Impfbehandlung ausschlaggebend.

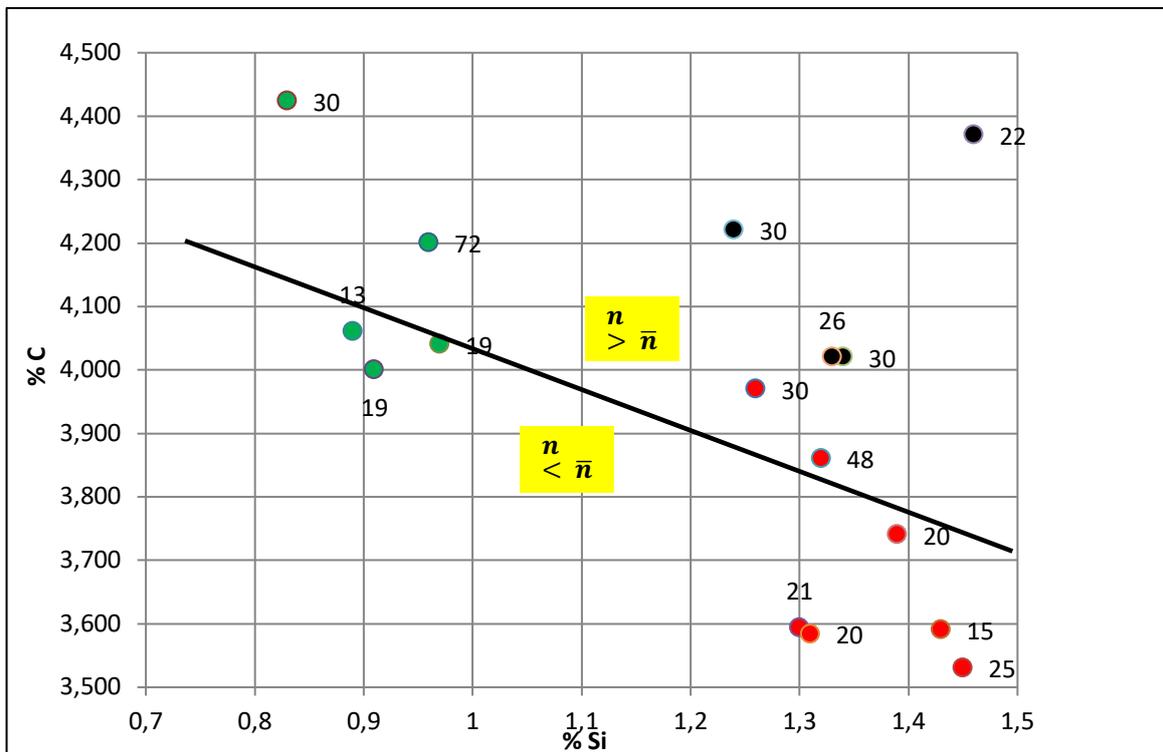


Abbildung 75: Abhängigkeit der Kokillenstandzeit (n) vom den C- und Si-Gehalten (Geometrie BR21).

Wobei:

Zahlen: Standzeit n bis Ausfall (-)

Rote Datenpunkte: Hohe Werte für Si, niedrige Werte für C (%)

Grüne Datenpunkte: Niedrige Werte für C, mittlere bis hohe Werte für Si (%)

Schwarze Datenpunkte: Hohe Werte für Si, mittlere bis hohe Werte für C (%)

Schwarze Gerade trennt Werte für Kokillen mit $n > \bar{n}$ von jenen mit $n < \bar{n}$

Die Beprobung von besonders lang haltenden Kokillen nach dem Ausfall hat gezeigt, dass diese keine spitz auslaufenden Lamellen (Form I, „echtes“ GJL), sondern GJV-ähnliche (Form III) Graphitstrukturen aufweisen. Es lässt sich ein Zusammenhang aufgrund der erheblich höheren Streckgrenzen und verringerten Kerbwirkungen vermuten. Kokillen, die zum Zeitpunkt des

Ausfalls einen hohen Perlitanteil besitzen, weisen durchweg eine erhöhte Haltbarkeit und Härte auf.

3.5 Einfluss der Kokillengeometrie

3.5.1 Einfluss des Seitenverhältnisses

Die beobachteten Abhängigkeiten lassen sich für jede Kokillengeometrie (Kokillentyp) zeigen. Jedoch variieren Ort, Betrag und Verlauf der Eigenspannungen zwischen den verschiedenen Geometrien teils erheblich. Es zeigt sich: Je kleiner das Seitenverhältnis (a/b , **Abbildung 76**) der Wände ist, desto geringer sind die Eigenspannung und deren Zunahme und somit umso länger die Kokillenstandzeit. Die Seitenverhältnisse der Standfläche und der oberen Öffnung entsprechen einander hierbei genau, da die Konizität der Kokille (bei gleicher Wandstärke) über ein Winkelmaß definiert wird (vgl. Kapitel 2.4.2).

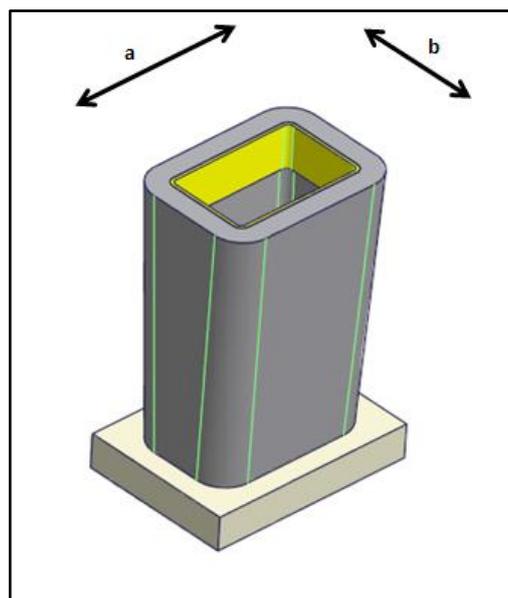


Abbildung 76: Seitenverhältnis (a/b) der Kokillenwände.

Jede Kokillengeometrie hat eine typische mittlere Standzeit, deren lokale Streuung sich unter den Typen ungefähr entspricht. Am Beispiel der Geometrieklasse BR21 ist dies in **Abbildung 77** dargestellt.

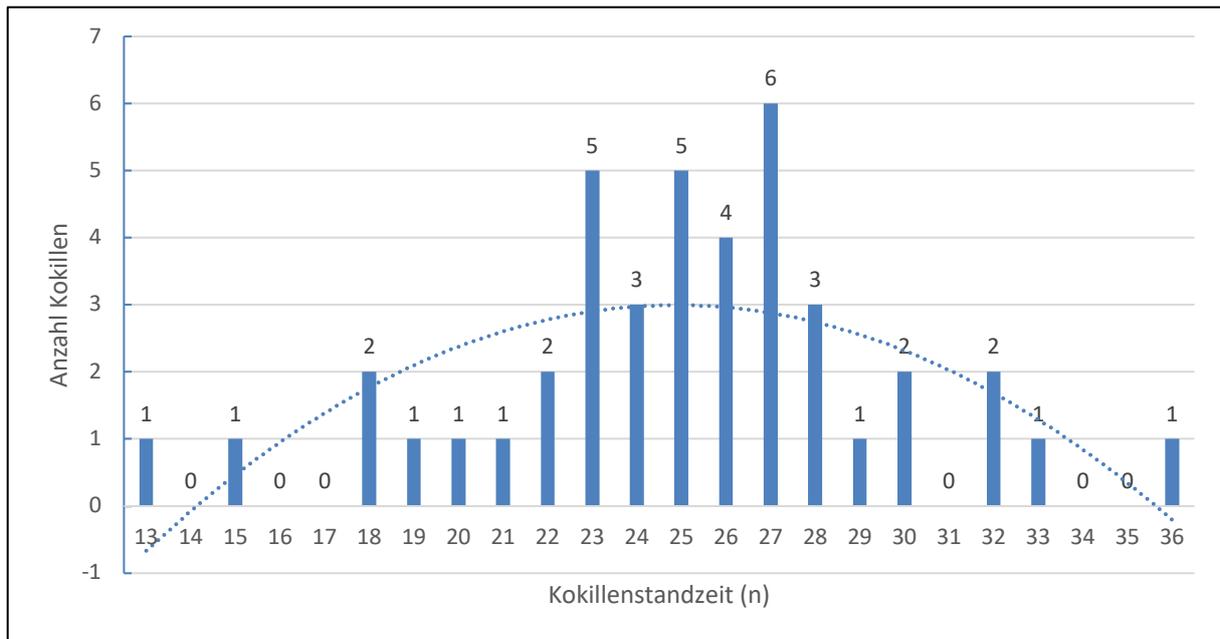


Abbildung 77: Verteilung der realen Standzeiten für Kokillen der Geometrie BR21.

Wobei:

Mittelwert für n: 24.48, Standardabweichung: 4.68

Auch hier finden sich – jeweils innerhalb der Geometrieklassen – die gleichen Abhängigkeiten von Legierungselementen und Gefügeausbildung.

In **Abbildung 78** werden die mittleren Standzeiten im Verhältnis zu den jeweiligen Seitenverhältnissen a/b aller Kokillengeometrien (Geometrieklassen) dargestellt. Es lässt sich ein eindeutiger Zusammenhang zwischen höheren Standzeiten bei geringeren Seitenverhältnissen feststellen.

Grund für diese Unterschiede ist eine sehr viel homogenere Temperaturbelastung der kleineren Kokillen. Daher kommt es aufgrund des kleineren Temperaturgradienten ΔT durch die Wand (die Wandstärken sind bei kleinen Kokillen erheblich geringer) wie auch innerhalb der Wandfläche zu deutlich geringeren Eigenspannungen 1. Art.

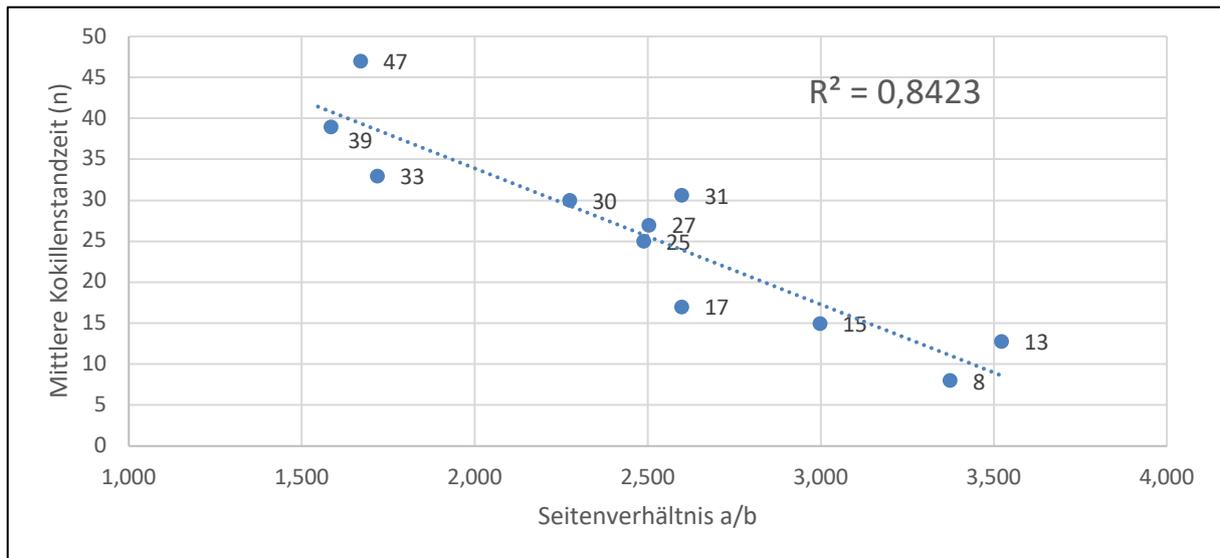


Abbildung 78: Abhängigkeit der mittleren Kokillenstandzeit vom Seitenverhältnis.

Da das Innenmaß der Kokillengeometrie aufgrund der nachfolgenden Umformprozesse des Blocks festgelegt ist, ergibt sich an dieser Stelle wenig Optimierungspotenzial bei Kokillen mit großen Seitenverhältnissen.

3.5.2 Hinweise auf Einfluss anderer Parameter

Zusätzliche Beobachtungen im Herstellungsprozess weisen darauf hin, dass nicht nur das Seitenverhältnis, sondern auch andere Geometrieparameter komplexe Einflüsse auf die Standzeit haben. So wurde beobachtet, dass eine Aufdickung des oberen Drittels der Kokille zwecks zusätzlicher Wärmedämmung zu ungleichmäßiger Wärmeverteilung und daraus resultierenden zusätzlichen Spannungen führt. Daher wurden angegossene Kranaufnahmebolzen bereits auf das notwendige Mindestmaß reduziert, da es zu erheblichen Beeinträchtigungen und Rissen in diesen Bereichen gekommen war.

Für die hier dargestellten Zusammenhänge wurden jedoch im Rahmen der vorgelegten Arbeit keine systematischen Messreihen angelegt. Hier bietet sich ein Arbeitsfeld für zukünftige Forschungsaktivitäten, worauf im Ausblick noch einmal verwiesen werden wird.

3.6 Schlussfolgerungen aus den Ergebnissen der Messreihen

Aus den in den Kapiteln 3.2 bis 3.5 präsentierten Ergebnissen werden die folgenden Faktoren mit hohen Standzeiten in **Tabelle 14** in Zusammenhang gebracht:

Faktor	Kommentar
C/Si-Verhältnis für Sättigungsgrad von $1.090 < Sc < 1.130$ für leicht übereutektische Erstarrung	Gleichmäßige Graphitverteilung durch Anlagerung an Primärgraphit (siehe Abbildung 71)
Höhere C-Werte ($> 4 \%$), geringere Si-Werte ($< 1.4 \%$)	
Perlitbildungsfördernde Legierungszusammensetzung (höhere Gehalt an Cu, Cr, Mn)	Als Trend beobachtet, keine signifikante Korrelation
Standzeit ist umgekehrt proportional zu Größe der Kokille	Gleichmäßigere Abkühlung der kleineren Dimensionen führt zu geringeren Eigenspannungen (siehe Abbildung 78)
Bei gleicher Größe ist die Standzeit umgekehrt proportional zum Wert von a/b	Gleichmäßigere Abkühlung bei geringerer Differenz der Seitenlängen a-b (siehe Abbildung 78)

Tabelle 17: Zusammenstellung der hohe Standzeiten begünstigenden Faktoren als Ergebnis der Auswertung der Messreihen.

Der Produktionsprozess soll insofern optimiert werden, als zum einen die **Standzeit der Kokillen** erhöht und zum anderen die **Qualität der Stahlblöcke** verbessert wird oder zumindest gleichbleibend ist. Für qualitativ hochwertige Blöcke ist eine definierte globale und lokale Wärmeableitung an der Blockoberfläche (Kontaktfläche zu den Kokilleninnenflächen) notwendig. Diese ist ein wesentlicher Know-how-Faktor beim Blockguss und in gesonderten Optimierungsprojekten durch Simulation und Laborversuche zu bestimmen. Da der Temperaturverlauf an der Blockoberfläche als qualitätsbestimmende Größe in Bezug auf Verzug, Oberflächen- und Volumenfehler des Blocks gesehen werden kann, wird eine gleichbleibende Wärmeverteilungs- und -durchgangsgeschwindigkeit angestrebt. Der Zunahme der Eigenspannungen während der thermozyklischen Belastung innerhalb des Blockgussprozesses kommt besondere Beachtung zu. Zusätzlich kann es auch sinnvoll sein, den Betrag der initialen Eigenspannungen, welche aus der Produktion der Kokille im Sandgussverfahren herrühren, durch geeignete Anpassungen zu vermindern.

4 Umsetzung der Maßnahmen zur Erhöhung der Kokillenstandzeit

4.1 Zielsetzungen

Um die in Kapitel 3 ermittelten Ergebnisse sowie insbesondere die in Kapitel 3.6 dargelegten Schlussfolgerungen im Produktionsprozess umzusetzen, wurden folgende Maßnahmen vorgesehen, welche anschließend durch eine Versuchsreihe verifiziert worden sind.

1. Reduktion der Kerbwirkung

Durch den Einsatz von GJS statt GJL sollen die Spannungskonzentrationen an den spitzen Lamellenenden vermieden und somit eine homogenere Spannungsverteilung erreicht werden.

2. Reduktion des Temperaturgradienten

Die verringerte Wärmeleitfähigkeit von GJS erlaubt eine deutliche Reduzierung der Wandstärke bei gleichzeitig ähnlicher Wärmetübertragung bezogen auf die Blockoberfläche. Der resultierende Temperaturgradient ist deutlich geringer.

3. Stabilisierung und Begünstigung von perlitischem Gefüge

Um ein perlitisches Gefüge mit hoher Festigkeit, Härte und Dehnbarkeit zu erhalten, wird die Legierung entsprechend legierungstechnisch eingestellt.

4. Glühbehandlungen

Zur zwischenzeitlichen Reduktion der Eigenspannungen und erneuten Stabilisierung des Perlits werden verschiedene Glühbehandlungen vorgeschlagen.

5. Entwicklung eines Software-Tools für die Optimierung der Kokillengeometrie

Basierend auf den Erkenntnissen der theoretischen und praktischen Arbeit wurde ein Software-Tool für die Erstellung einer optimierten Kokillengeometrie entwickelt.

4.2 Kerbwirkungsreduktion durch angepasste Graphitausbildung

Wie gezeigt, führen Spannungskonzentrationen an den Lamellenenden (bei Verwendung von GJL) zu Rissansätzen im Material. Ausgehend davon soll eine Homogenisierung der Spannungsverteilung durch eine gezielte Ausbildung alternativer Graphitstrukturen bewirkt werden. GJV-ähnliche Graphitlamellen mit abgerundeten Spitzen haben sich bereits als

vorteilhaft erwiesen. Eine weitere Reduzierung ist durch den Einsatz von GJS (kugelförmiger Graphit) möglich **Abbildung 79**.

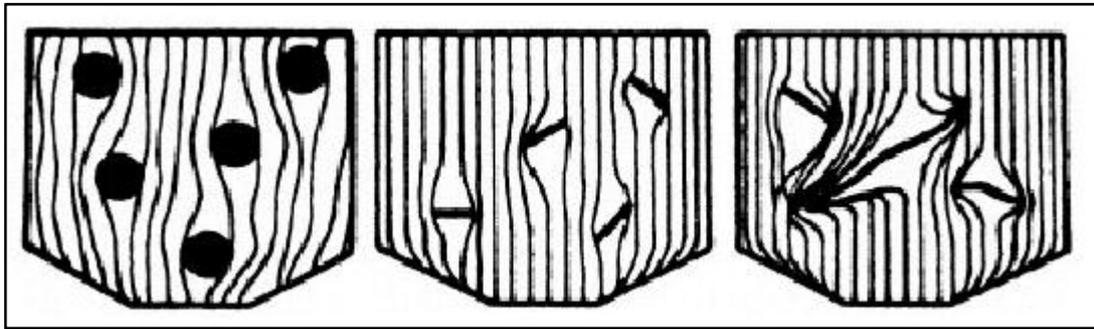


Abbildung 79: Kraftlinienverläufe GJS (a), GJV (b), GJL (c) (99).

Im Folgenden soll das Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) anhand des Herstellungsverfahrens (auch in Bezug auf den Gefügebau) unter Berücksichtigung von Normen (8) und dem Stand der Technik (27) (30) charakterisiert werden.

Zur Erzeugung einer geeigneten GJS-Basisschmelze ist die Auswahl der Einsatzstoffe ein wichtiges Kriterium. Die bisher verwendeten GJL-Schmelzen wurden direkt aus frischem Hochofen-Roheisen, das zur Einstellung des C-Gehalts mit einer Lanze gefrischt und mit Argon in der Pfanne homogenisiert worden war, hergestellt.

Es ist auch eine Erzeugung durch andere Schmelzaggregate angedacht. So kann beispielsweise die Kokillenproduktion zu einer externen Gießerei verlagert werden. Daher muss beim Einsetzen von (Stahl-)Schrott darauf geachtet werden, keine unerwünschte Kombination sogenannter Störelemente zu erhalten, da sich diese negativ auf die Kugelbildung (As, Pb, Sn, Sb, Bi, ...) oder Carbidbildung (Cr, Mo, V, Mn, ...) auswirken könnte. Phosphor und Schwefel sind generell niedrig anzustreben. Je nach gewünschtem Gefüge (perlitisch, ferritisch) sind die Legierungen abhängig von der Wanddicke entsprechend einzustellen.

Um einerseits das angestrebte Gefüge und andererseits die kugelförmige Ausbildung des Graphits zu erhalten, sind drei Verfahrensschritte notwendig:

1. Entschwefeln

Bei der Verwendung von Stahlschrott und dem Überschreiten eines Schwefelgehalts von 0,02 % in der Basisschmelze muss eine Entschwefelung durchgeführt werden, da der Schwefelgehalt großen Einfluss auf die erfolgreiche Magnesiumbehandlung hat. Es wird vorwiegend Calciumcarbid verwendet, das auf unterschiedliche Weisen

eingebraucht werden kann, etwa durch Einblasen oder Einstreuen beim Abstich der Pfanne. Entschwefelt wird außerhalb des Schmelzaggregates (100).

2. Magnesiumbehandlung

Aufgrund der geringen Dichte und des niedrigen Siedepunktes reinen Magnesiums (1110 °C) muss dieses in Form von Vorlegierungen in die Schmelze eingebracht werden (98) (101).

3. Impfen

Zur Einstellung günstiger Keimbedingungen für die Graphitkugelbildung sowie des Grundgefüges und der damit einhergehenden Eigenschaften wird die Schmelze nach der Magnesiumbehandlung geimpft. Hierzu gibt es eine Reihe kommerzieller Impfmittel, die Fremdkeime für die eutektische Erstarrung einbringen. Diese enthalten neben Si (gebunden als Fe-Si) meist Elemente mit hoher Affinität zu Sauerstoff und Stickstoff (Ca, Al, Ba, Sr, Zr, Bi, Ce...) und bilden Ausscheidungen in der Schmelze. Die beste Wirkung wird bei Zugabe kurz vor dem Gießen oder während des Gießens in den Strahl erzielt. Die Wirksamkeit ist jedoch aufgrund der langsamen Homogenisierung zeitlich begrenzt und temperaturabhängig. Aus diesem Grund sind in großen Gussteilen geringere Kugelzahlen und größere eutektische Körner anzutreffen als in kleineren (schneller erstarrenden) Gussteilen. Bedingt durch den Mg-Gehalt neigt GJS zu einer stärkeren Unterkühlung und damit zu einer melierten Erstarrung. Die Impfung bewirkt die Grauerstarrung, erhöht die Kugelzahl und verbessert die Nodularität (Rundheit der Kugeln) (39) (40) (41) (42).

Die durch die kugelförmige Ausprägung der Graphitkristalle geglätteten Kraftlinienverläufe führen zu einem deutlichen Anstieg der Zugfestigkeit. Daher werden die mechanischen Eigenschaften von GJS wesentlich von der Graphitausbildung und der Gefügestruktur bestimmt.

GJS besitzt aufgrund seiner hohen Zugfestigkeit, Dauerwechselfestigkeit und Dehnung eine relativ geringe Rissneigung. Da es einen recht hohen E-Modul besitzt, können die Spannungen jedoch einen höheren Betrag aufweisen. Je nach Art der Temperaturwechselbeanspruchung bietet der Einsatz von GJS gegenüber GJL Vorteile. Zu betrachten sind zwei prinzipielle Fälle (5):

1. Bei **schnellen Temperaturwechseln** und hohen Abkühlraten (z. B. durch Wasserabschreckung) kommt es durch die im Vergleich zu GJL niedrigere Wärmeleitfähigkeit und den Wert des E-Moduls zu kritischen Zugspannungen an den Oberflächen. In diesem Fall ist GJS rissanfälliger als GJL.
2. Bei **kontinuierlichen (geringeren) Abkühlgeschwindigkeiten** (wie im vorliegenden Anwendungsfall) und der dadurch bedingten teilweisen Homogenisierung des Temperaturgradienten durch die Wanddicke bewirken die erhöhte Duktilität und Festigkeit des GJS (gegenüber GJL) eine höhere Temperaturwechselbeständigkeit. Hierbei ist die Warmfestigkeit eine wichtige Größe: Je höher der perlitische Anteil des Gefüges ist, desto höher ist die Temperaturwechselbeständigkeit, sofern ein Perlitzerfall vermieden werden kann.

4.3 Reduktion der Eigenspannungen 1. Art

4.3.1 Verringerung der Wandstärke bei Verwendung von GJS

Wie bereits erwähnt ist es von außerordentlicher Wichtigkeit für den Erhalt der Qualität des Blocks das Wärmeübertragungsverhalten der Kokille genau einzustellen. Dieses hat weitreichende Auswirkungen auf das Kühlverhalten und damit die Mikrostruktur des Blocks. Unüberlegte Änderungen eines Parameters, wie etwa der Form und Anordnung des Graphits, können hohen wirtschaftlichen Schaden hervorrufen. Jede Änderung des Kokillenwerkstoffs oder Produktionsprozesses sollte daher im Vorlauf genau untersucht und beprobt werden.

Beim Einsatz von GJS als Kokillenwerkstoff (statt GJL) ist das Oberflächenfeld der Wärmeleitfähigkeit auf der Blockoberfläche gestört. Dieses kann bei der aktuellen Konfiguration bereits als optimiert angesehen werden, daher sollen folgende Maßnahmen kombiniert werden:

1. Einsatz von GJS statt GJL

→ Reduzierung der Kerbwirkung, Homogenisierung der Eigenspannungsverteilung

2. Anpassung der Wandstärke

- a. Bereitstellung vergleichbarer Wärmeübertragungsbedingungen (zeit- und temperaturabhängig auf der Blockoberfläche bei der Erstarrung)

→ Qualität des Blocks

- b. Reduzierung des Temperaturgradienten durch die Wandstärke
→ Reduzierung von Eigenspannungen 1. Art

Die **Wärmeleitfähigkeit** von Gusseisen wird im Wesentlichen von den Faktoren Menge und Form des ausgeschiedenen Graphits sowie der Legierungszusammensetzung bestimmt.

In Hinblick auf Menge und Form des ausgeschiedenen Graphits reduzieren komplexere Formen (kugelförmig/GJS, wurmförmig/GJV) die Wärmeleitfähigkeit, während lamellare Graphitstrukturen die höchste Wärmeleitfähigkeit besitzen ($GJL > GJV > GJS$). Dieser Effekt tritt auf, da kohlenstoffhaltige Bereiche erheblich bessere Wärmebrücken sind als die metallische Grundmasse; je näher und länglicher die Ausscheidungen sind, desto besser ist die Gesamtwärmeleitfähigkeit des Materials, wie aus **Abbildung 80** ersichtlich ist (28).

Die Legierungszusammensetzung, insbesondere der Siliziumanteil, hat wiederum einen Einfluss auf die Wärmeleitfähigkeit der metallischen Grundmasse.

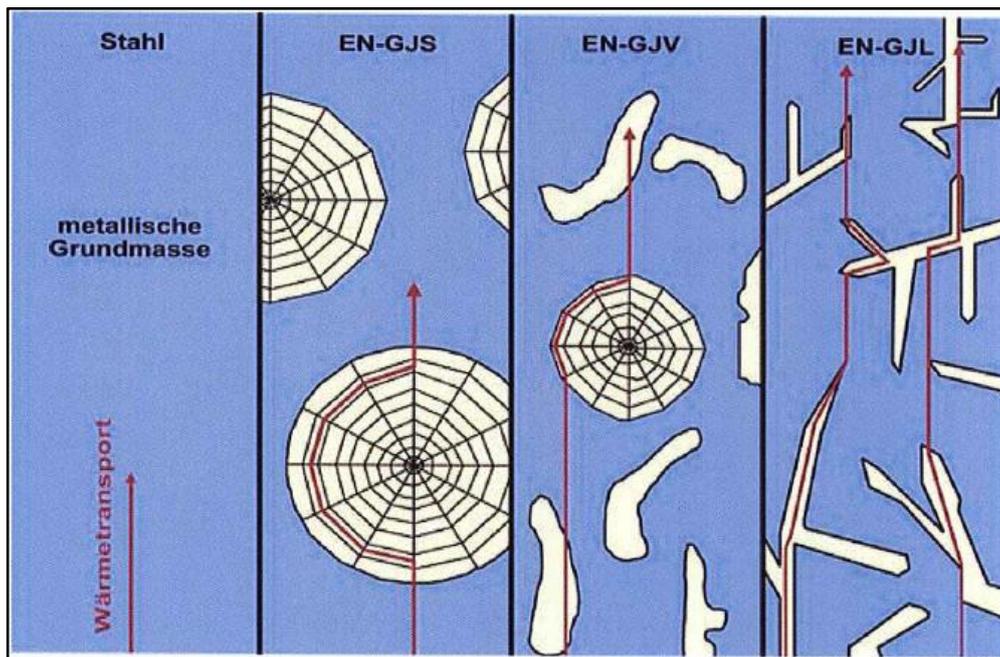


Abbildung 80: Wärmetransport in Gusseisenwerkstoffen (28).

Unter Berücksichtigung der mittleren sowie auch der zeitabhängigen Wärmeleitfähigkeit muss die Wandstärke angepasst werden. Im ersten Ansatz sollen ggf. vorhandene Aufdickungen, die beispielsweise zur Isolation des Kopfbereiches in der Kokillengeometrie vorhanden sind, proportional fortgeführt werden. Im vorliegenden Optimierungsfall liegt die Kernwandstärke des GJL-300-Materials mit perlitischem Grundgefüge durchgängig bei 300 mm. Um gleichbleibende Abkühlungsbedingungen für den Stahlblock zu gewährleisten, wird die

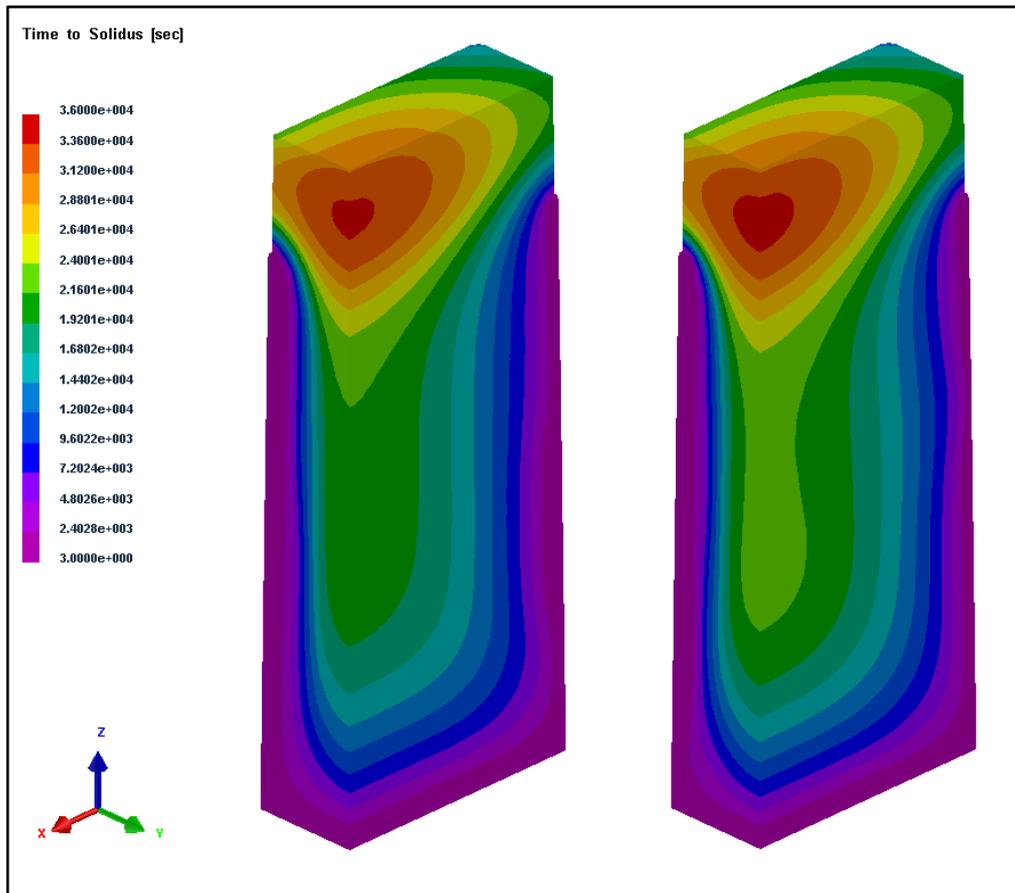
Wandstärke, wie in **Tabelle 15** gezeigt, angepasst. Positiver Nebeneffekt ist die Material- und damit auch Kostenersparnis bei der Erzeugung der Kokille.

Material ISO	Graphit- ausbildung	Mikro- struktur	Wärmeleitung bei 300 °C	Wanddicken- anpassung	
GJL-300	Lamellar	perlitisch	$45 \frac{W}{m \cdot K}$	300 mm	aktuell
GJV-500	Vermicular (Wurmförmig)	Haupts. Perlitisch	$35 \frac{W}{m \cdot K}$	233 mm	-22 %
GJS-700-2	Sphärisch (Kugelförmig)	Haupts. Perlitisch	$31 \frac{W}{m \cdot K}$	207 mm	-31 %

Tabelle 18: Wanddickenanpassung (102) (7).

Durch sorgsame Parametrierung der Ausgangskokille mit Literaturdaten zum Verhalten von GJS-Materialien konnten die thermozyklischen Belastungen der Ausgangskokille (GJL, 300 mm Wand), sowie der neuen Kokille (GJS, 200 mm Wand) simuliert werden. Erstes Augenmerk für die Eignung ist die Blockqualität.

Dies stellt ein überaus komplexes Thema dar. Es bedarf hierzu der Beachtung vieler Faktoren, wie etwa Mikro- und Makroporositäten, des Vorhandenseins von Bereichen isolierter Erstarrung („Hot Spots“) sowie des lokalen Abkühl- und damit Gefügebildungsverhaltens. Dennoch kann eine relativ einfache Visualisierung zur Abschätzung der Blockqualität herangezogen werden. Eine solche ist nachstehend in **Abbildung 81** für die Ausgangs- sowie die optimierte neue Kokille dargestellt. Visualisiert wird dabei das Time-to-Solidus-Kriterium.



(a)

(b)

Abbildung 81: Time-to-Solidus eines Stahlblocks bei einer (a) GJL/300 mm- und (b) GJS/200 mm-Kokille.

Das Time-to-Solidus-Kriterium beschreibt die Dauer zwischen Abguss des Stahlblocks und Erreichen der Solidustemperatur und impliziert damit die Ähnlichkeit der aus gleicher Gießtemperatur vorgegebenen Abkühlkurve. Die Analyse der weiteren Qualitätskriterien bestätigt die Eignung in Bezug auf die Blockqualität.

Im Folgenden wurden die zeitabhängigen Temperaturgradienten an einer als risskritisch bekannten Stelle aufgenommen und gegenübergestellt. Die Ergebnisse sind in **Abbildung 82** abgebildet.

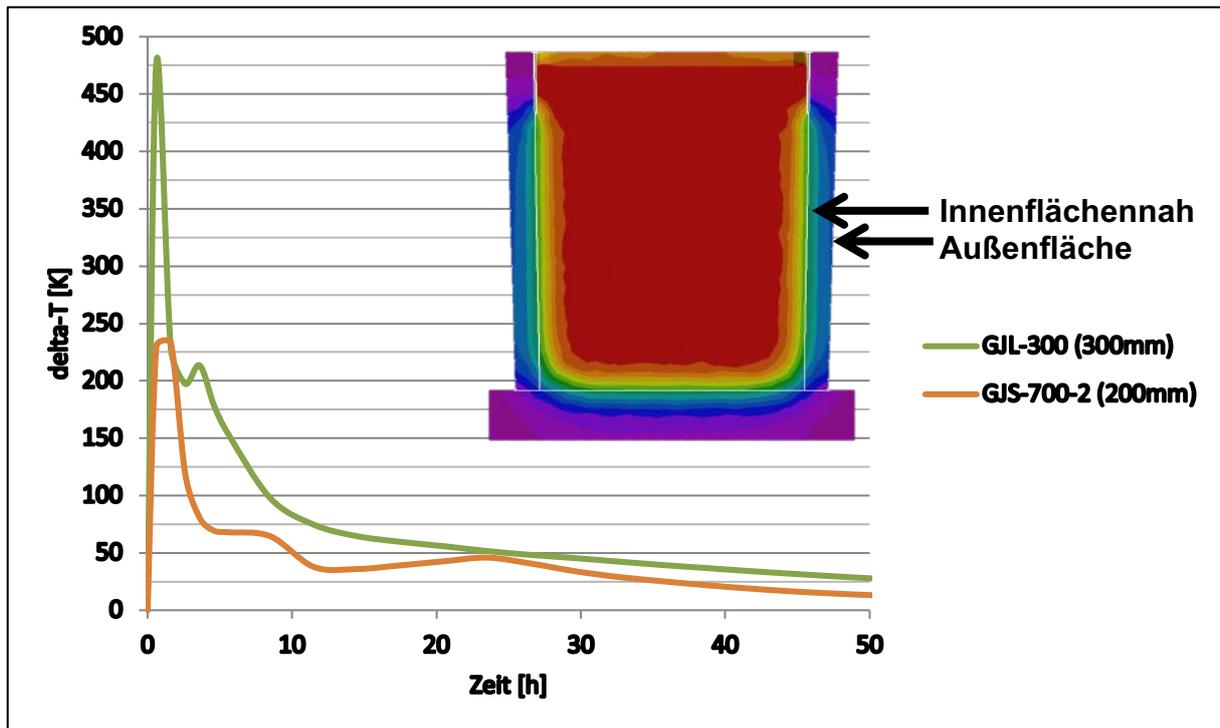


Abbildung 82: Temperaturgradient zwischen Innen- und Außenfläche K-M.

Abbildung 82 zeigt, dass wie erwartet die deutlich verringerte Wandstärke der Kokille GJS-700-2 (200 mm) eine erheblich schnellere Homogenisierung und generell einen betragsmäßig verminderten Temperaturgradienten bewirkt.

Nach Simulation der thermisch-induzierten Eigenspannungsentwicklung bei thermozyklischer Belastung der Kokille und der damit einhergehenden plastischen Verformung kann festgestellt werden, dass sich die Maßnahmen zur Reduzierung der Eigenspannungen sehr gut eignen. **Abbildung 83** zeigt die Eigenspannungen und **Abbildung 84** plastische Verformungen nach 10 Thermozyklen: für die Ursprungkokille (GJL, 300 mm), eine Kokille mit GJS, aber gleicher Wandstärke (GJS, 300 mm, aufgrund der Blockqualität aber ungeeignet) und eine Kokille mit angepasster Wandstärke (GJS, 200 mm).

Die roten Kreise bei der Ausgangskokille GJL-300 (300 mm) in **Abbildung 83** und **Abbildung 84** zeigen jene Bereiche, in denen vorwiegend Risse beobachtet werden. Somit ist erwiesen, dass durch die genau parametrisierte Simulation eine sehr genaue Abbildung möglich ist.

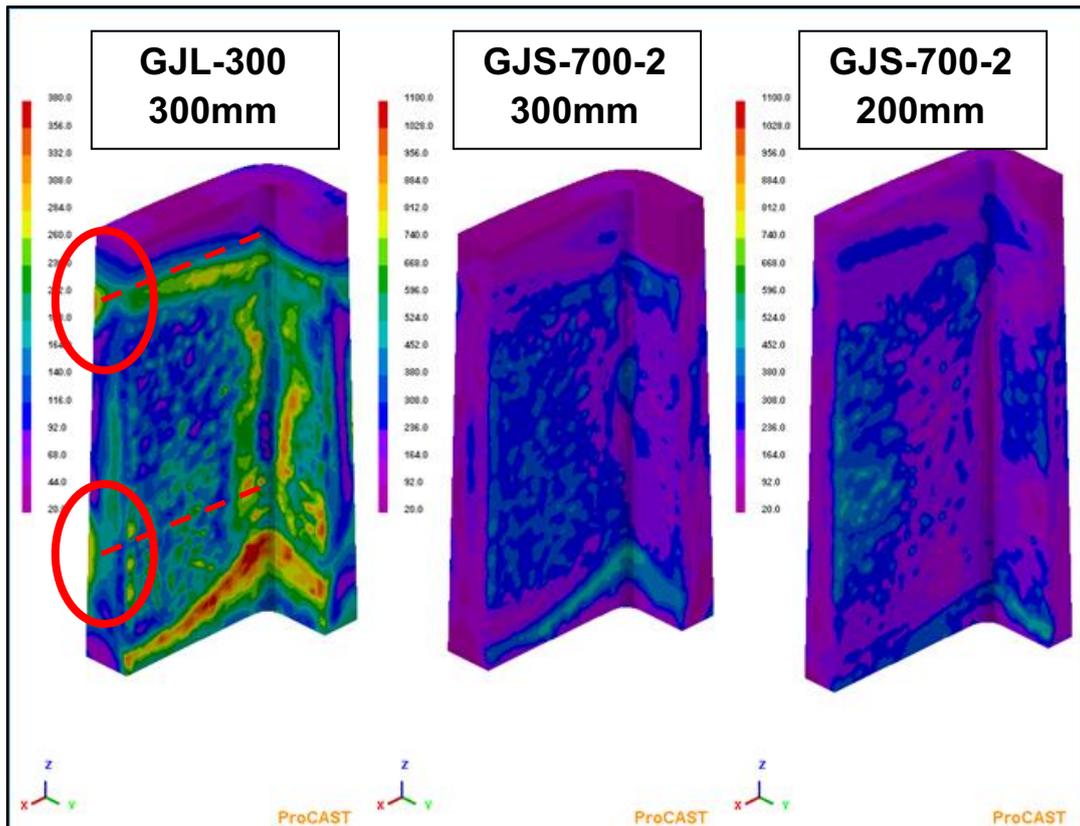


Abbildung 83: Effektive Eigenspannungen nach 10 Zyklen (skaliert auf $2 \cdot R_m$ bei Raumtemperatur).

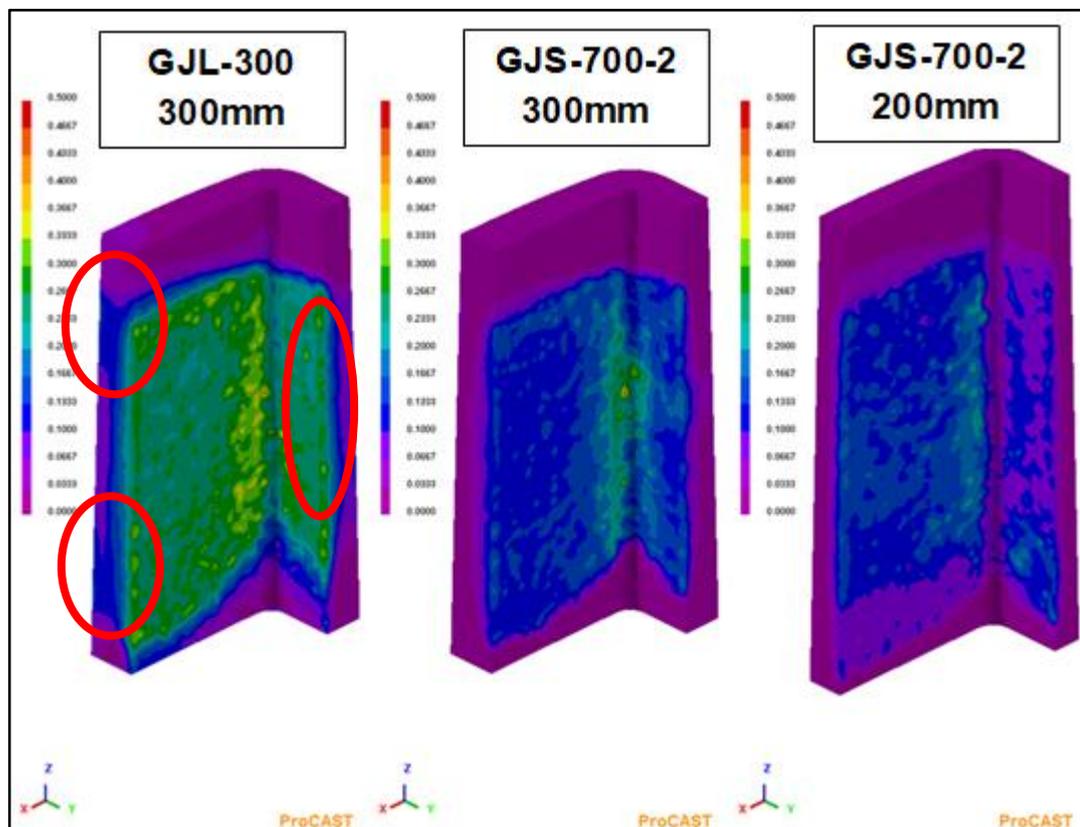


Abbildung 84: Plastische Verformung nach 10 Zyklen.

Insbesondere die Spannungsverteilung entlang der Wandtiefe muss beachtet werden. Die beiden GJS-Kokillen zeigen erheblich weniger tiefgehende Eigenspannungen. Oberflächliche Verspannungen sind aufgrund des direkten Schmelzkontaktes und damit stets nicht abfangbaren Thermoschocks unvermeidbar. Es kommt daher immer zu einer oberflächlichen Brandrissigkeit. Die Veranlagung für ein Risswachstum in die Wand hinein kann jedoch wirkungsvoll gesenkt werden. Auch die letztendlich zum Versagen der Kokille führenden plastischen Verformungen sind bei der Verwendung von GJS deutlich geringer.

Ein automatisch bei der Spannungssimulation generierter Ermüdungsindikator („Fatigue Indicator“) gibt einen qualitativen Ausblick auf die zu erwartenden relativen Standzeitverbesserungen. Während andere Werte wie Eigenspannungen, plastische Verformung, Temperaturverlauf, Porositäten, Mikrostruktur etc. durch komplexe Parametrierung der Simulation sehr nah an den realen Ergebnissen liegen und direkt für weitere Untersuchungen herangezogen werden können, gibt dieser Indikator Hinweise darauf, welche Verbesserungen durch die beschriebenen Maßnahmen (mindestens) erreicht werden können: Eine Standzeiterhöhung um den Faktor 1,5 scheint einfach realisierbar zu sein.

Der Einsatz von GJV statt GJS wäre ebenfalls denkbar, ist jedoch insbesondere bei großen Gussteilen wie Kokillen in Bezug auf eine saubere Graphitbildung schwieriger technisch zu kontrollieren (99). Generell stellt GJV jedoch einen günstigen Kompromiss zwischen eigentlich widerstrebenden Eigenschaften dar. Dauerbeständigkeit und Duktilität des Werkstoffs GJV führen fast zur gleichen Rissbeständigkeit wie GJS, jedoch ist die Verzugsneigung durch den geringeren E-Modul und die höhere Wärmeleitfähigkeit herabgesetzt. Da die Wärmespannung bei gleichbleibender Geometrie und thermischer Belastung direkt vom E-Modul des verwendeten Werkstoffs abhängig ist, bietet sich GJV, auch wegen seines deutlich geringeren Hochtemperaturkriechverhaltens, an (29). Aufgrund der komplexen Erzeugung im vorliegenden Maßstab und der genutzten Geometrie soll zunächst jedoch der Einsatz von GJS untersucht werden (99).

4.3.2 Spannungsarmglühen

Beim Spannungsarmglühen werden die Eigenspannungen aufgrund der niedrigen Elastizitätsgrenze bei höheren Temperaturen verringert. Die auftretenden (zumeist mikroskopischen) plastischen Verformungen (Kriechen, Gleiten) führen zu einer Entspannung. Das Material wird dadurch spannungs**arm**, aber nicht spannungs**frei**, da die Elastizitätsgrenze bei den technisch möglichen Glühtemperaturen für Gusseisen nicht auf null sinkt. Somit verbleibt stets eine – jedoch erheblich geringere – Restspannung im Material. Durch diese Behandlung werden die Risiken von Eigenspannungsrissen und Bauteilverzug gesenkt (103).

Die Glühtemperatur wird unterhalb der Austenitumwandlung angesetzt und nachher langsam abgekühlt. Der Erfolg der Entspannung hängt hauptsächlich von der richtigen Wahl der Temperatur und der Haltedauer ab. Mit steigender Temperatur nimmt die Wirkung des Spannungsarmglühens zu, jedoch darf die Temperatur nicht so hoch gewählt werden, dass eine Gefügeveränderung (d. h. Umwandlung von Perlit in Ferrit/Graphit) einsetzt, da dies zu einer Verringerung der Festigkeit und Härte führt (104).

Unlegierte Gusseisenwerkstoffe neigen bereits bei Temperaturen von über 600 °C und entsprechender Haltedauer zu dieser Gefügeveränderung, weshalb dieser Wert als die Obergrenze der Glühtemperatur zu beachten ist. Mittels einer Härteprüfung lässt sich dies einfach nachweisen. Häufig werden Temperaturbereiche von 500 bis 550 °C angestrebt. Ein hoher Sättigungsgrad weist auf geringere Spannungen hin. GJL hat darüber hinaus eine relativ niedrige Elastizitätsgrenze, daher kann hier der untere Teil des Intervalls angenommen werden. Bei niedrigeren Sättigungsgraden hochfester Gusseisensorten muss die Temperatur bis auf 580 °C erhöht werden, um einen ausreichenden Spannungsabbau (>70 %) zu erreichen (105).

Das vorgeschlagene GJS ist schon aufgrund der Impfmittel sowie der später eingeführten Perlitstabilisatoren als **niedriglegiertes** Gusseisen anzusehen. Hier werden höhere Temperaturen (550 bis 600 °C) vorgeschlagen, da die Warmfestigkeit durch Legierungselemente wie Cr, Mo, Ni, Va ... erhöht wird, d. h., dass bei gleicher Temperatur die Neigung der plastischen Vorformung, und damit der Entspannung, erschwert wird (104) (106).

Hochlegiertes Gusseisen muss bei noch höheren Temperaturen spannungsarm gegläht werden (600 bis 650 °C) (105). Sind vorwiegend martensitische oder bainitische Gefügestufen vorhanden, können diese Gussteile nicht ohne die Auflösung des Gefüges spannungsarm gegläht werden (107).

Das **Aufheizen** sollte je nach Geometrie des Gussteils mit 30-50 K/h bei einfachen Geometrien mit gleichmäßigen Wandstärken bzw. 10-25 K/h bei komplizierten Gussteilen mit vielen Wanddickenunterschieden durchgeführt werden, um das Entstehen von Eigenspannungen 1. Art während des Aufheizens zu vermeiden. Die **Haltedauer** von einer Stunde nach homogener Durchhitzung des Gussteils ist in den meisten Fällen ausreichend. Um das erneute Auftreten von Eigenspannungen im Laufe der Abkühlung zu vermeiden, muss die **Abkühlung** ebenso gesteuert werden. Um den kritischen Bereich sicher zu unterschreiten, wird oft der Betrag der Aufheizgeschwindigkeit angesetzt. Ab einer Temperatur von ca. 300 °C kann die Abkühlung an stehender Luft erfolgen (106).

Für die untersuchten Blockgusskokillen wäre ein Spannungsarmglühen zur Reduktion der initialen Spannungen und der gebrauchtsinduzierten Eigenspannungen theoretisch möglich. Dazu wäre ein Aufheizen und Abkühlen von jeweils ca. 24 Stunden nötig. Aufgrund der Dimensionen könnte dies in einem großen Herdwagenofen oder Tiefofen durchgeführt werden. Die zusätzlichen Kosten wären allerdings kritisch dem Nutzen gegenüberzustellen.

Im Produktionsbetrieb wäre es auch möglich, die gerade gestrippte Kokille unter einer Isolierung (etwa einer Thermohaube) langsam abkühlen zu lassen. Wechselwirkungen zu gefügebeeinflussenden Effekten müssen jedoch berücksichtigt werden. Um schnellere Aufheizzeiten zu erreichen und gleichzeitig den positiven Effekt eines „frischen“ Perlitgefüges zu erhalten, kann ein Spannungsarmglühen in Kombination mit dem Perlitglühen eingesetzt werden (vgl. Kapitel 4.4.2).

In **Tabelle 16** wird eine Zusammenfassung des Verfahrens zum Spannungsarmglühen dargestellt.

Aufheizen	Halten	Abkühlen
Allgemein 10-50 K/h	Gusseisen unlegiert 500-550 °C	25-35 K/h bis 300 °C, danach an ruhender Luft
Komplexe Geometrie 10-25 K/h	Gusseisen niedriglegiert 550-600 °C	
Einfache Geometrie 30-50 K/h	Gusseisen hochlegiert 600-650 °C	

Tabelle 19: Zusammenfassung Spannungsarmglühen (104).

4.3.3 Reduktion der initialen Eigenspannungen

Die initial beim Erzeugen der Kokille zurückbleibenden Eigenspannungen, die aus dem Sandgussverfahren resultieren, sind schwierig zu beeinflussen.

Messungen an den Stellen kritischer initialer Eigenspannungen haben gezeigt, dass diese im Verlauf der thermozyklischen Belastung sogar zurückgehen. Es handelt sich an dieser Stelle um eine Art **Eigenglühen**, wie aus den in **Abbildung 85** dargestellten Temperaturkurven ersichtlich ist; der Pfeil zeigt den Ort der Temperaturkurve (lange Seite, Schnittdarstellung). In der Abbildung ist der lokal unterschiedliche Temperaturverlauf zu erkennen. Aus dem Erreichen der Haltetemperatur des Spannungsarmglühens resultiert eine direkte Entspannung. Durch etwas geringere Temperaturen aber erheblich längere Haltezeiten kommt es zu einem vergleichbaren Effekt infolge des **Kriechens**. Dieses Eigenglühen geschieht bei jedem Thermozyklus, daher sind die so belasteten Bereiche mit einem geringen Eigenspannungsprofil versehen. Dies unterstreicht die Wirksamkeit einer allgemeinen Glühbehandlung zur Reduktion der Spannungen.

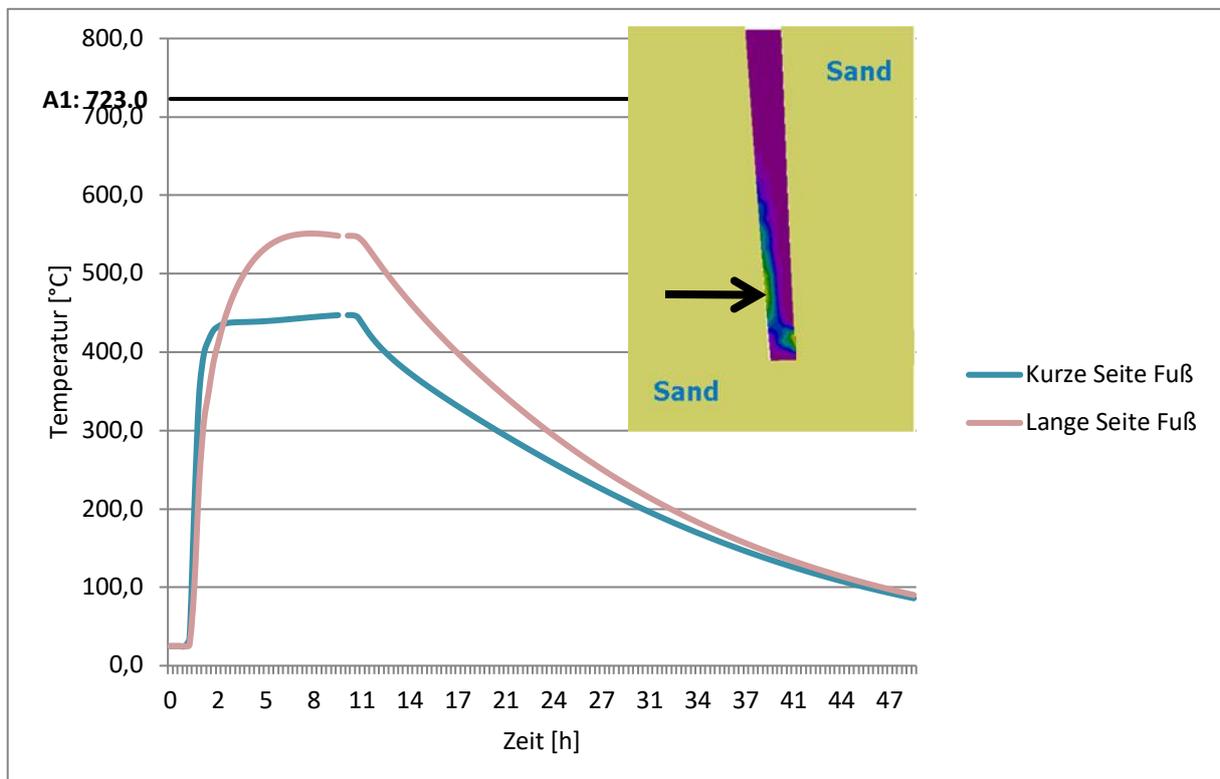


Abbildung 85: Temperaturkurven „Eigenglühen der initialen Eigenspannungen“.

Um die Bildung von initialen Eigenspannungen durch Aufschrumpfen auf den Sandkern zu vermindern, sind verschiedene Maßnahmen denkbar:

- Verbesserung der **Entlüftung des Kerns** durch Einbringen zusätzlicher Entlüftungsrohre. Auf diese Weise werden die im Epoxidharz gelösten Gase gleichmäßiger abgeleitet. Da die Spannungen im unteren Bereich des äußeren Sandkerns umlaufend auftreten, könnten auch Entlüftungsbohrungen in diesem Bereich – und nicht nur im inneren Kern – sinnvoll sein.
- **Verkürzen der Zeit bis zum Entsandten.** Als frühester Zeitpunkt kann das durchgängige Erreichen des Soliduspunktes zuzüglich eines geringen Sicherheitsaufschlages angesetzt werden. So werden zusätzliche Verspannungen durch Abkühlverzug vermieden.
- **Glühbehandlung** vor dem ersten Einsatz. Die Kokille kann in einer großen Ofenkammer (Wärmebehandlungsofen, Haubenofen...) spannungsarm geglüht werden. Die Wirtschaftlichkeit steht allerdings in Frage.

Generell scheint es sinnvoll, den Prozess zu verbessern, jedoch sollte das Hauptaugenmerk auf die Verminderung der thermozyklisch entstehenden Eigenspannungen gelegt werden, da die initialen Eigenspannungen zum einen vom Betrag her relativ gering sind und zum anderen durch Eigenglühvorgänge im normalen Gebrauch ohnehin rückläufig sind. Es ist jedoch unbedingt darauf zu achten, dass keine kritischen initialen Eigenspannungen, etwa durch zu lange Standzeiten, entstehen. Diesbezüglich bietet sich die Präzisierung der Arbeitsanweisung an.

4.4 Reduktion der Eigenspannungen 2. Art

4.4.1 Perlitstabilisierung

Die mechanischen Eigenschaften von GJS werden aufgrund der Reduzierung der Kerbwirkung, im Gegensatz zu GJL, hauptsächlich von der metallischen Matrix bestimmt. Hier bietet sich ein weiterer Optimierungsansatz durch die Manipulation der Gefügestruktur. Die Geschwindigkeit der Ferritbildung bestimmt sich aus der Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs zum Graphit. Je geringer die Anzahl der Graphitkugeln und je höher die Abkühlgeschwindigkeit, desto vorteilhafter sind die Bedingungen für die Perlitbildung (5) (29).

Um eine lokale Volumenveränderung durch partielle Ferritisierung der Kokille und damit einhergehende Bereiche erhöhter Eigenspannungen zu verhindern, soll die perlitische Struktur stabilisiert werden. Bereits bei der Erzeugung der Kokille im Sandgussverfahren kann durch

ein sorgfältiges Einstellen der Legierung eine solche Wirkung erzielt werden. Im vorliegenden Fall gestaltet sich dies jedoch aufgrund der massiven Wandstärke als problematisch. Hier liegen keine weitläufig anerkannten Literaturwerte vor.

Im ersten Schritt soll eine rein perlitische Gefügestruktur erzeugt werden. Hierzu eignen sich GJS-Werkstoffe mit einer nominellen Mindestzugfestigkeit von über 700 Mpa (8). Durch gezieltes Abkühlen (im Sandgussprozess) kann eine feinperlitisches Struktur (alte Bezeichnungen: Sorbit, Troostit) erreicht werden (5).

Der vorhandene Perlit soll dann, im Laufe der thermozyklischen Belastung der Kokille, stabilisiert werden. Die Entstehung von Ferrit setzt die Diffusion von Kohlenstoff voraus, welche mit fallender Temperatur abnimmt. Legierungselemente wie Kupfer, Zinn, Nickel, Mangan oder Chrom behindern dies und fördern folglich die Umwandlung von Perlit bzw. verzögern die Bildung von Ferrit. Bei niedriger Temperatur gebildeter Perlit ist feiner und besitzt eine erhöhte Festigkeit, Härte und Verschleißbeständigkeit (5).

Bei der Auswahl der Legierungselemente sollte darauf geachtet werden, dass diese der angestrebten Anwendung, insbesondere in Bezug auf die Graphitbildung und die Wandstärke des Gussteils, zuträglich sind. Bei Verwendung von GJS ist auf die Gefahr der Kugelentartung oder Störung der Impfwirkung anderer Elemente zu achten.

In **Tabelle 17** werden die Auswirkungen verschiedener Legierungselemente dargestellt.

Legierungselement	Auswirkungen auf			Bemerkungen
	Mechanische & Werkstoff-Eigenschaften	Graphit	Gefüge	
Kupfer (Cu)	Positive Effekte auf Zugfestigkeit, Streckgrenze und Härte Verminderte Bruchdehnung möglich Kann Wärmeleitfähigkeit erhöhen	Kann in Kombination mit Ti oder Sn zu Graphitentartung führen, hemmt u. U. die Oberflächenbildung der Kugeln	Senkt die Umwandlungstemperatur → Austenitisierung Sehr stark perlitisierend Ferritbildung wird zurückgedrängt	Keine Gefahr von Carbiddbildung
Zinn (Sn)	Beeinflusst Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung negativ Erhöhung der Härte möglich	Fördert Graphitentartung, insbesondere in Kombination mit Cu, bildet Diffusionsbarriere um die Graphitkugeln	Sehr stark perlitisierend (ca. 13-fache Wirkung von Cu bei gleicher Konzentration)	Nur für perlitischen Guss geeignet Zulegierung direkt in Gießstrahl oder kurz vor

			Bei Wärmebehandlung sehr stabiler Perlit, hemmt Zementitauflösung	Abstich aufgrund hoher endothermer Temperaturverluste beim Lösen (ca. 20K/1 %)
Antimon (Sb)	Wenig Daten vorhanden; im Rahmen von Mikrolegierungen jedoch weitgehend neutral	Fördert Graphitentartung, bildet Diffusionsbarriere um die Graphitkugeln	Zementit- und damit perlitstabilisierend	
Nickel (Ni)	Positiver Effekt auf Bruchdehnung, senkt Gefahr der Versprödung bei hohen Cu-Gehalten	Graphitentartung bei sehr hohen Ni-Gehalten möglich	Senkt die Umwandlungstemperatur (ca. 15K/1 %) → Austenitisierung Mäßig perlitisierend, hemmt Ferritbildung, vollständig perlitisches Gefüge nur bei sehr hohen Ni-Gehalten, wenn nicht wärmebehandelt wird	Senkt die Geschwindigkeit der Impfwirkung von Mg, wirkt nicht carbitisierend
Mangan (Mn)	Positive Effekte auf Zugfestigkeit, Streckgrenze und Härte, erhöht Verzugsneigung, vermindert Wärmeleitfähigkeit		Zementit- und damit perlitstabilisierend (Substitution Fe ₃ C zu Mn ₃ C)	Bindet S als Mn-Sulfid
Chrom (Cr)	Positive Effekte auf Zugfestigkeit, Streckgrenze und Härte, verminderte Bruchdehnung möglich	Erhöht deutlich die Gefahr von Seigerungen (mit zunehmender Wandstärke)	Begünstigt Perlitbildung Unterdrückt Ferritbildung, auch bei langsamer Abkühlung, senkt Zerfallsneigung von Perlit (bei Erstarrung und Wärmebelastung), stark carbitisierend (über 0,05 %)	Mögliche Bildung unlöslicher Carbidnetzwerke bei Cr-Gehalten unter 0,05 %. Aufgrund hoher Abbrandverluste kurz vor Abstich zulegieren.

Tabelle 20: Einfluss von Legierungselementen (5) (11) (32) (108).

Die Verwendung von austenitischem Gusseisen mit Kugelgraphit (109), das zwar ein sehr viel stabileres Gefüge aufweist, ist aufgrund der hohen Verzugsneigung dieses Materials nicht ratsam. Es kann hier bei vorgegebener Konizität des Blocks zu einem „Festklemmen“ und somit zu mechanischen Beschädigungen an Kokille und Block kommen. Ähnlich verhält es sich mit rein ferritischen Gefügen, die zusätzlich über eine deutlich verringerte Härte verfügen.

4.4.2 Perlitglühen

Ein vollständiges oder teilweises perlitisches Gefüge wirkt sich positiv auf die Festigkeit und Härte des Gussteils aus. Die Einstellung eines solchen Gefüges wird – analog zum Stahlguss – auch als **Normalisieren** oder **Perlitisieren** bezeichnet. Das Ausgangsgefüge ist hierbei nicht entscheidend: Bei einem ferritischen Ausgangsgefüge wird ein Teil des im Graphit vorhandenen Kohlenstoffs beim Glühen oberhalb der Temperatur A_{c1} im Austenit gelöst; bei einem perlitischen Ausgangsgefüge liegen freier Zementit und andere Carbide vor, die gelöst werden. Je höher der Ferritgehalt, desto länger muss die Haltedauer im Austenitbereich eingestellt werden, damit ausreichend Kohlenstoff gelöst werden kann; möglich ist auch eine Glühbehandlung in mehreren Zyklen mit geringerer Haltezeit (106). Dies eignet sich, um dem Aufbau von Eigenspannungen 1. Art entgegenzuwirken. Das Perlitglühen erfordert zunächst eine Austenitisierung; die folgende Abkühlung muss fein gesteuert werden. Wechselwirkungen bzgl. des Entstehens von Eigenspannungen bei inhomogener Abkühlung sind zu beachten (104).

Die **Austenitisierungstemperatur** sollte so gering wie möglich gewählt werden, da bei Temperaturen von mehr als 900 bis 920 °C bei der Abkühlung der entstehende Perlit vergrößert wird, was sich negativ auf die Festigkeit und Zähigkeit auswirkt. Die **Abkühlgeschwindigkeit** bestimmt sich im Wesentlichen nach der Geometrie des Gussteils. Bei sehr großen, dickwandigen Kokillen muss eine gleichmäßige, beschleunigte Abkühlung mittels bewegter Luft oder Wasserbenedelung durchgeführt werden. Bei dünnwandigen Gussteilen genügt zumeist die Abkühlung an ruhender Luft (106). Die Geschwindigkeit darf jedoch nicht zu hoch gewählt werden, da es ansonsten zur Martensitbildung kommen kann.

Verschiedene sog. **Perlitbildner** oder **Perlitstabilisatoren**, also Mikrolegierungselemente wie Cu, Cr, Ni etc., schaffen verbesserte Bedingungen der technischen Realisierbarkeit durch Verschiebung der Perlitphase zu längeren Zeiten innerhalb des ZTU-Diagramms (5) (32). Bei der Verwendung von GJS ist ein rein perlitisches Gefüge oft unerwünscht, da geringe Ferritanteile (5 bis 20 %) in Form von Ferrithöfen um die Graphitkugeln die Zähigkeits- und Festigkeitseigenschaften sehr positiv beeinflussen. Die Wahl von Glüh Temperatur, Haltedauer und Abkühlgeschwindigkeit muss entsprechend angepasst werden.

Um der Entstehung von Eigenspannungen vorzubeugen, sollte eine Glühkurve verwendet werden, wie sie **Abbildung 86** dargestellt ist. Bei einer Temperatur von ca. 900°C erfolgt die Austenitisierung, d.h. die Einstellung eines möglichst gleichmäßigen austenitischen Gefüges. In

der Phase der relativ schnellen Abkühlung erfolgt die Perlitbildung und im Verlauf der Haltezeit bei 550°C findet das Perlit- und Spannungsarmglühen in einem Vorgang statt (106). Anders als beim reinen Spannungsarmglühen kann hier eine höhere Aufheizgeschwindigkeit gewählt werden, da es ohnehin zu einer (gewollten) Austenitisierung und Gefügebildung kommt.

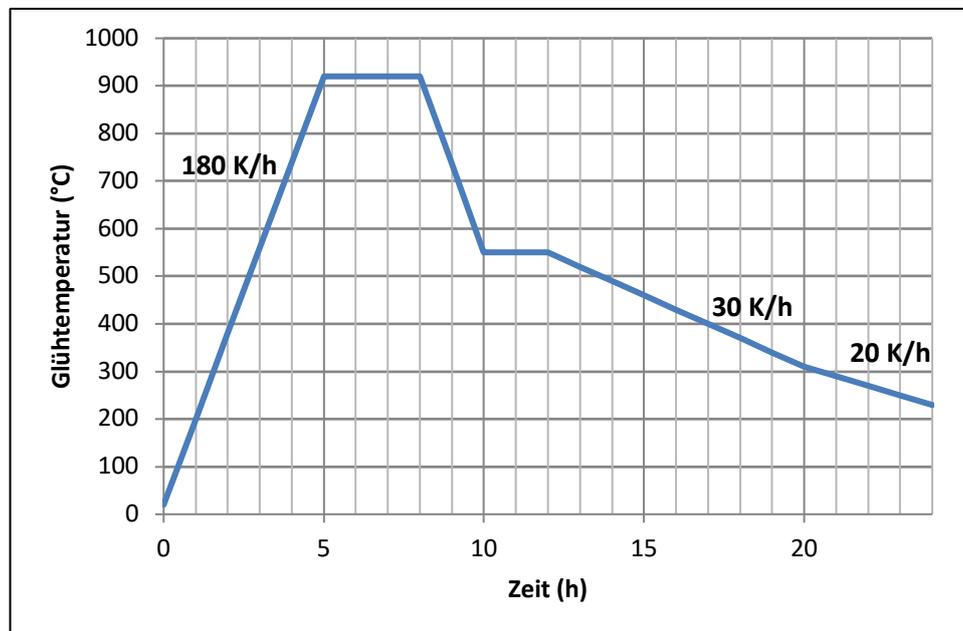


Abbildung 86: Kombinierte Glühbehandlung (Perlitisieren und Spannungsarmglühen).

Wie beim Spannungsarmglühen kann ab ca. 300 °C die Abkühlung an stehender Luft erfolgen. Die gemessene Abkühlgeschwindigkeit am Punkt K-K-I (vgl. **Abbildung 65**) liegt bei etwa 20 K/h. Aufgrund des geringen Unterschiedes der empfohlenen und natürlichen Abkühlraten und bzgl. der technischen Realisierbarkeit außerhalb von Laborbedingungen kann nach der zweiten Haltetemperatur auch direkt an ruhender Luft mit ca. 20 K/h abgekühlt werden.

4.5 Ingot-Tool

4.5.1 Verifizierung der Berechnungen zum Entwurf der Geometrien

Für die automatisierte Berechnung optimierter Block- und Kokillengeometrien wurde ein Software-Tool entwickelt. Hierzu wurden zunächst mittels FEM, in Kapitel 2.3 dargestellt, umfangreiche Optimierungen für verschiedene Blockgeometrien durchgeführt. Die folgenden Abbildungen zeigen eine Ausgangsgeometrie (**Abbildung 87**) und eine optimierte Geometrie (**Abbildung 88**).

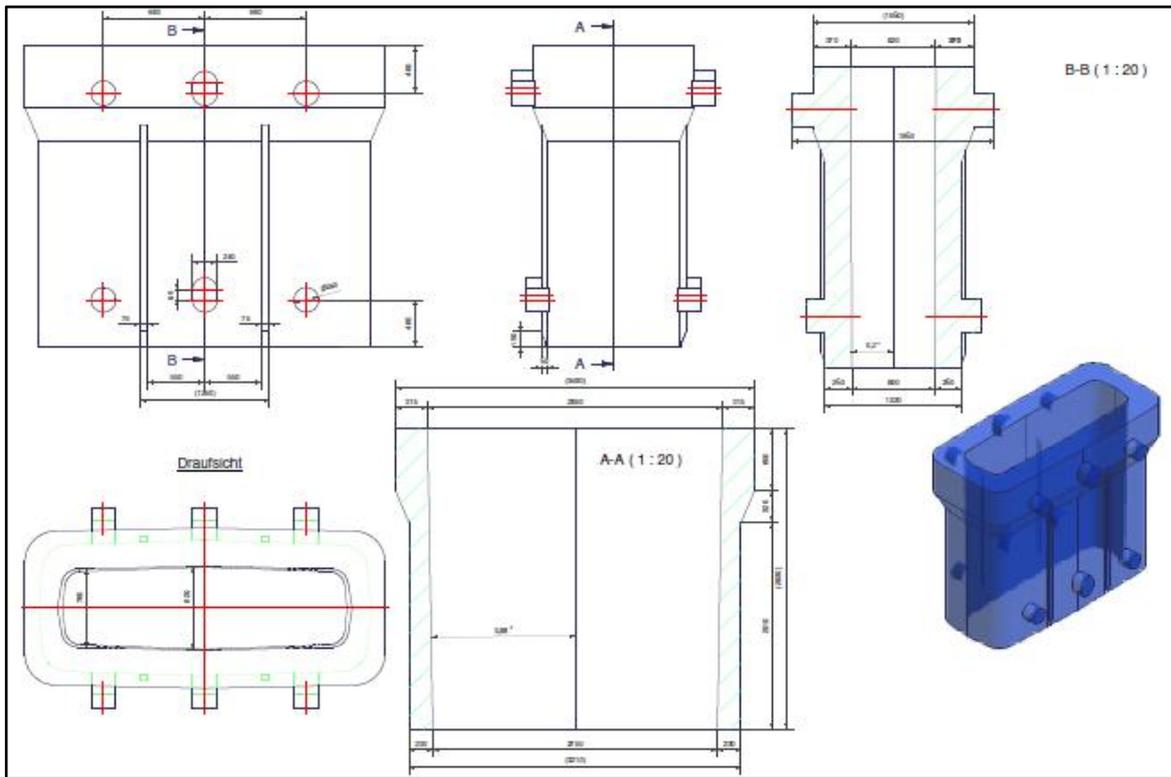


Abbildung 87: Darstellung einer Ausgangsgeometrie.

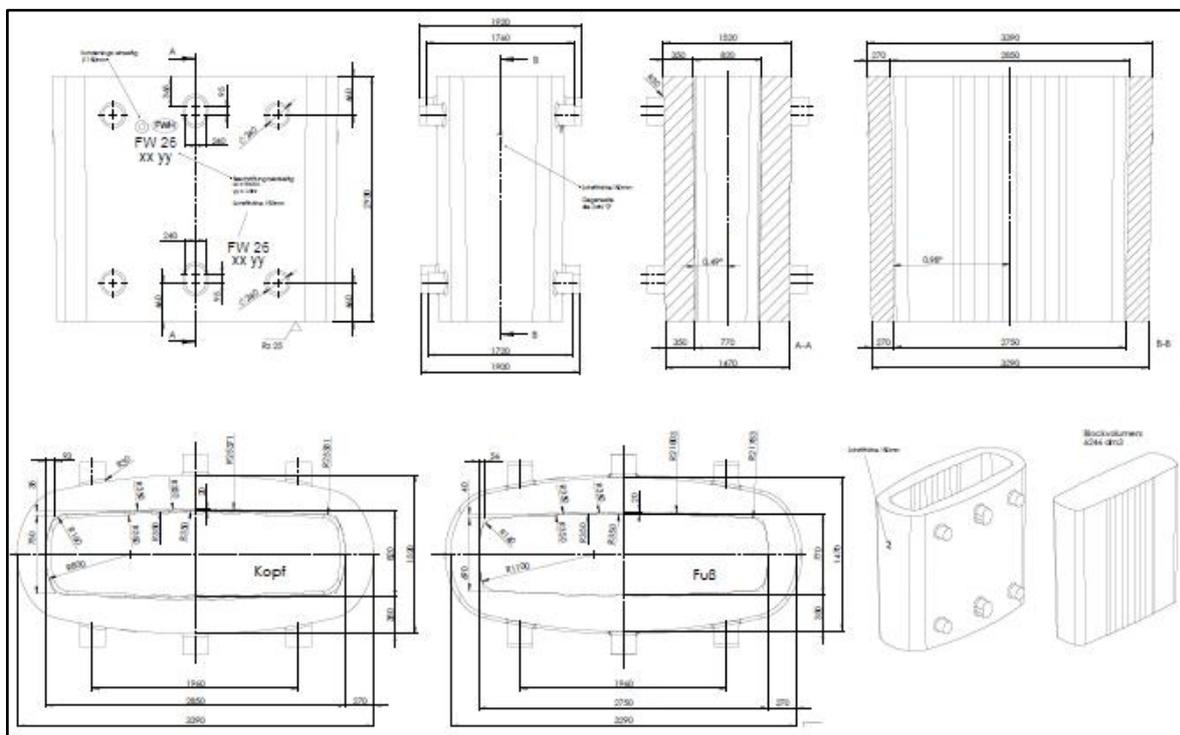


Abbildung 88: Darstellung der optimierten Geometrie.

Durch die Optimierung der Geometrie aus **Abbildung 87** konnte mit der Geometrie in **Abbildung 88** eine Standzeiterhöhung um 150-200 % und eine Verringerung der Kokillenmasse, somit eine Materialeinsparung von 11 % erzielt werden.

Bei den mit der optimierten Kokille gegossenen Blöcken konnte eine Reduktion der Mittellinienporosität um ca. 50 % sowie der Unterseitenrisse um ca. 80 % erzielt werden.

Optimierte Geometrien wurden anschließend im Realversuch verifiziert. Dabei konnte nachgewiesen werden, dass sich die durch die Software berechneten Standzeiten mit den real ermittelten Zeiten decken. In **Abbildung 89** sind berechnete mittlere Eigenspannungen nach 1, 5, 10 und 25 thermischen Belastungszyklen für die Geometrie BR21 dargestellt. Bei Erreichen des Wertes von 300 MPa ist mit dem Ausfall der Kokille zu rechnen. Die aus den Werten errechnete Trendlinie zeigt, dass dies bei einem Wert von $n=22.5$ (in der Grafik mit gestrichelter Linie markiert) der Fall wäre. Für diese Geometrie wurden in Kapitel 3.5.1 Messwerte realer Standzeiten in **Abbildung 89** präsentiert. Der Mittelwert dieser Datenreihe liegt bei $M_n=24.48$ mit einer Standardabweichung von $\sigma_n=2.48$. Somit ist mit der Software eine realitätsnahe Errechnung der Standzeiten möglich.

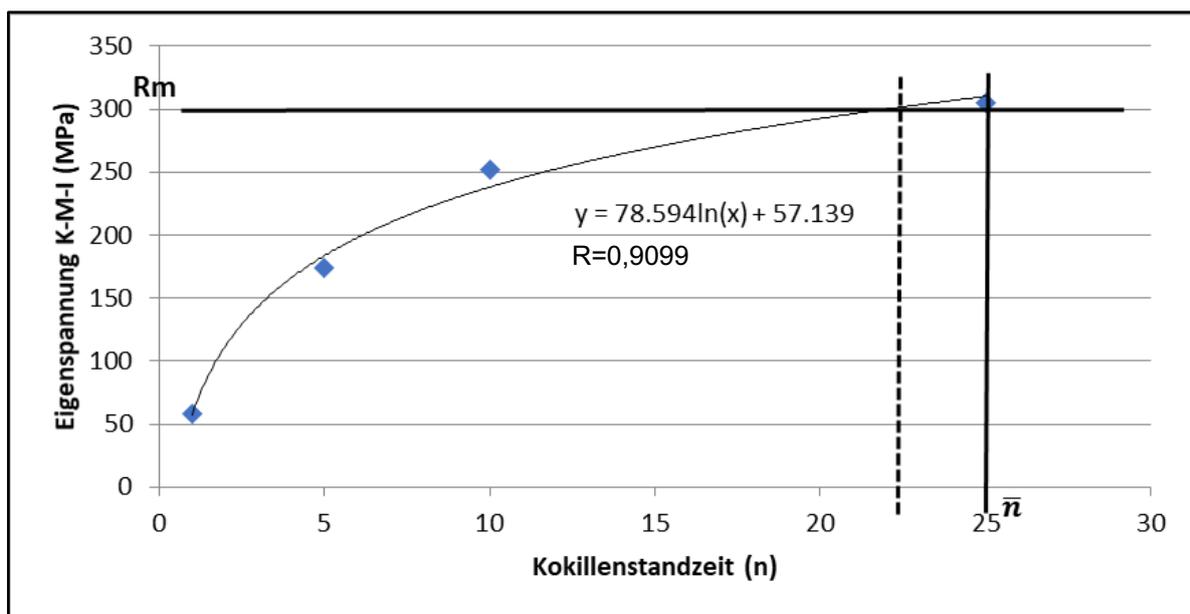


Abbildung 89: Berechnete Eigenspannungen und Standzeiten.

Auf Basis der optimierten Geometrien wurden Gleichungen und Gültigkeitsintervalle statistisch ermittelt. Diese wurden bereits im Detail in Kapitel 2.4 präsentiert.

4.5.2 Funktionsweise der Software

Die Software optimiert sowohl Block- als auch Kokillengeometrie. Die einzelnen Module des Tools sowie der Arbeitsprozess sind in **Abbildung 90** dargestellt.

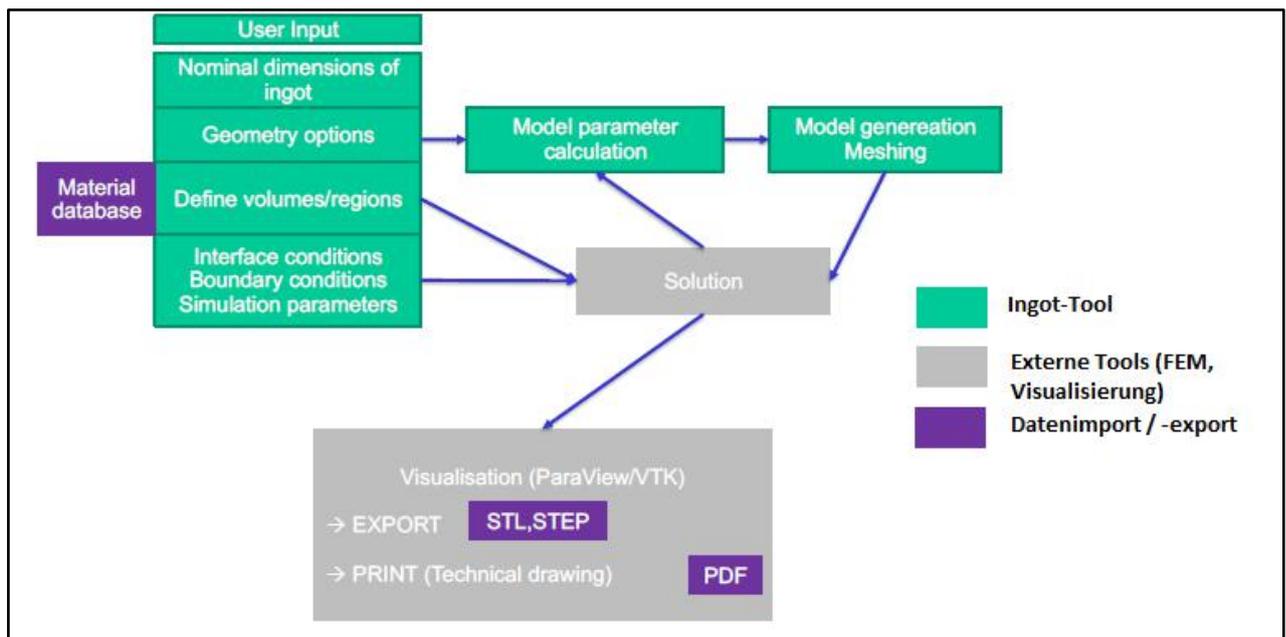


Abbildung 90: Darstellung der Software-Funktionalitäten.

Die Eingabemaske (**User Input**) ist in **Abbildung 91** dargestellt. Ausgangsdaten sind zunächst die einzugebenden gewünschten Nominalmaße des zu gießenden Blocks (**Nominal dimensions of ingot**). Die weiteren Daten werden gemäß der in Kapitel 2.4 vorgestellten Vorgehensweise errechnet. Aus dem Feld „**Ratio Checks**“ ist dabei ein erster Hinweis auf die erwartete Qualität ersichtlich. Bei Resultaten, die außerhalb günstiger Werte liegen, erfolgt hier eine Warnmeldung. Alle Geometrieoptionen (**Geometry Options**) wie Haubenisolation, Radien, Wandverhältnisse etc. können vom Nutzer variiert werden. Sofern der Nutzer Optionen ändert, werden die damit zusammenhängenden Werte neu vorgeschlagen.

Abbildung 91: Eingabemaske – Ingot-Tool.

Sofern vorgeschlagene und eingegebene Werte nicht übereinstimmen, werden diese durch Fettdruck und Unterstreichen hervorgehoben und können ggf. vom Nutzer über die →-Buttons übernommen werden (siehe dazu etwa die Werte für w1_avg unter Wide Side bzw. h_insul unter Insulation in Abbildung 91).

Im Weiteren werden die Funktionsweise und das Zusammenspiel der in **Abbildung 90** dargestellten Module erläutert. Nach Definition der Geometrien werden den Bauteilen Materialien zugewiesen. In der Simulation erfolgt dies über den Schritt „**Define volumes/regions**“. Durch die Software wird eine Gusseisenlegierung und Gießvorschrift für die Herstellung der Kokille (Mold) und Bodenplatte (Base plate) vorgeschlagen. Alternativ kann aus der Materialdatenbank ein Standard-Gusseisenwerkstoff gewählt werden. Bei kleinem Seitenverhältnis (**Sidelength Ratio**) empfiehlt die Software GJS, bei großem Seitenverhältnis ist sie so eingestellt, dass GJL mit abgerundeten Lamellen vorgeschlagen wird. Dies ist eine Anwendung der aus den in Kapitel 3.4 präsentierten Messungen gewonnenen Erkenntnissen. Für Standardwerkstoffe wird auf die Computherm-Datenbank (110) zurückgegriffen.

Für Haube (**Top Insulation**) und Abdeckpulver (**Cover powder**) können aus der Materialdatenbank ebenfalls die gewünschten Materialien gewählt werden. Hier stehen alle Standard-Materialien und Pulver, inklusive exothermer Varianten, zur Verfügung. Dies ist eine proprietäre Datenbank.

Für den Block (Ingot) kann der gewünschte Werkstoff wiederum über die Computherm-Datenbank gewählt werden. Übergangsbedingungen (**Interface cond.**) sowie Grenzbedingungen (**Boundary cond.**) und die weiteren Simulationsparameter werden durch die Software entsprechend den gewählten Materialien generiert.

Anhand der eingegebenen Daten berechnet die Software durch Interpolation den Ausgangspunkt (First Guess) für die Optimierung. Im einfachsten Fall sind dazu wie schon erwähnt lediglich die Nominalmaße des Blocks einzugeben. Der ermittelte Ausgangspunkt liegt im Rahmen der genannten Gültigkeitsintervalle meist bereits sehr nahe am Endergebnis der Simulation (**Model parameter calculation**). Die Parameter werden an das CAD-System übergeben und es erfolgt das automatische Optimieren und Generieren des Flächen- und Volumennetzes für die FEM-Simulation (**Model generation/Meshing**). Anschließend erfolgt die zyklische, automatische Optimierung im Modul ProCAST. Wenn in diesem zyklischen Prozess keine nennenswerten Ergebnisse mehr erzielt werden, wird der Zyklus beendet. Das derart optimierte Ergebnis wird für die einzelnen Bauteile ausgegeben. Die Ausgabe erfolgt als Stückliste für die Baugruppe (Kokille, Block, Haubenisolation, Bodenplatte, Abdeckpulver) und kann als technische Zeichnung bzw. als CAD-Daten-Export visualisiert und exportiert werden (**Visualisation/Export/Print**).

5 Versuchsreihe zur Verifikation der Maßnahmen

5.1 Zielstellung und Ansatz

Wie in den vorhergehenden Abschnitten erläutert, soll der Kokillenwerkstoff wie folgt modifiziert werden:

- Kugelgraphit (GJS) statt Lamellengraphit (GJL)
→ Kerbwirkung (siehe Kapitel 4.2)
- Verringerte Wandstärke zur Reduktion des Temperaturgradienten
→ Eigenspannungen 1. Art (siehe Kapitel 4.3)
- Perlitstabilisierung zur Vermeidung lokaler Volumenveränderungen
→ Eigenspannungen 2. Art (siehe Kapitel 4.4)

Die Versuchslegierungen sollen an kritischen Stellen, d. h. solchen, an denen häufig Risse auftreten, getestet werden (vgl. Kapitel 1.5, **Abbildung 83**). Für eine Abbildung dieser Verhältnisse im Labor werden zwei der, wie in Kapitel 2.5.5 beschrieben ermittelten Temperaturkurven (K-K-I und K-M-I, vgl. **Abbildung 65**), dargestellt in **Abbildung 92**, verwendet. Durch die Fertigung von Probestücken können diese im Laborofen entsprechend wärmebehandelt und danach analysiert werden. So lässt sich die Belastung an jeder beliebigen Stelle innerhalb der Kokille über eine beliebige Anzahl von Thermozyklen beobachten.

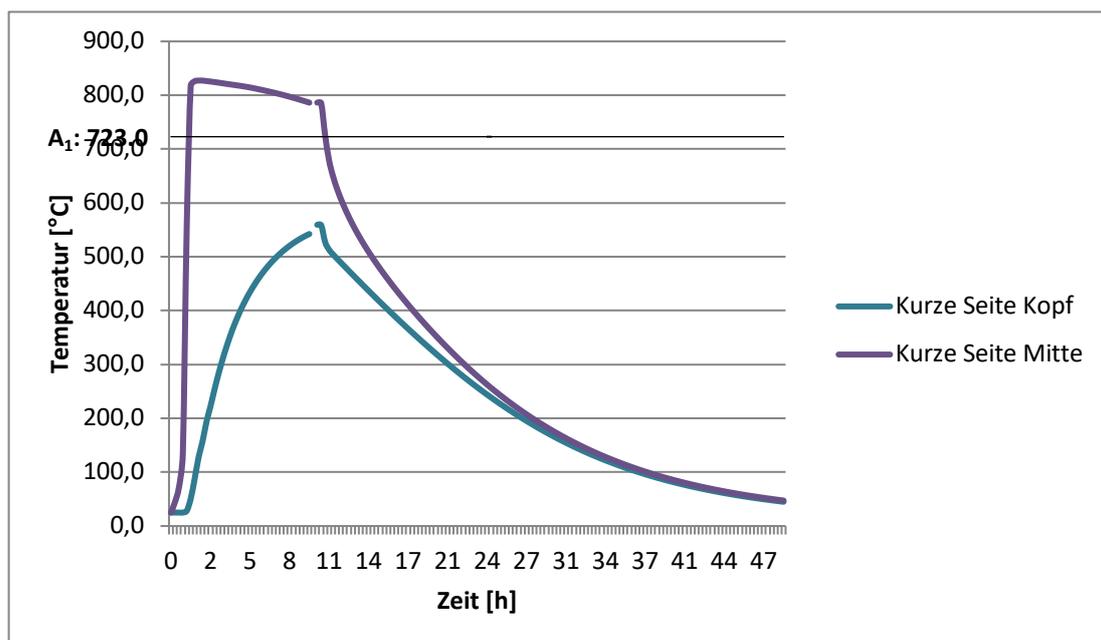


Abbildung 92: Temperaturverläufe Innenflächennah.

Aufgrund der Problematik der sehr hohen Wandstärken (teilweise >300mm) wurden die Mikrolegierungselemente **Kupfer**, **Antimon** und **Zinn**, wie in **Tabelle 21** dargestellt, für die Perlitstabilisierung ausgewählt. Diese werden u. a. bei sehr dickwandigen Motorblöcken verwendet. **Cu** ist ein bekannter und technisch kontrollierbarer Perlitbildner und -stabilisator.

Untersuchungen haben gezeigt, dass **Sn** und **Sb** an der Grenzfläche Graphit/metallische Matrix Schichten bilden, die so dünn sind, dass sie nur mit Hilfe der Augerspektroskopie nachgewiesen werden können und dass diese Schichten eine Art Barriere bilden, durch die der Kohlenstoff nicht diffundieren kann, was für die o. g. Reaktionen notwendig ist (108). Somit wirken diese Elemente perlitstabilisierend, da die Kohlenstoffdiffusion die wesentliche Voraussetzung für die Ferritbildung darstellt. Der Einfluss weiterer Spurenelemente und deren Kombinationen folgen zuweilen komplexen Reaktionen und bedürfen besonderer Beachtung (111).

Die Zusammensetzungen der Versuchsschmelzen sind aus **Tabelle 21** ersichtlich.

(%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Sn	Sb	Sc
GJL	4,18	1,30	1,031	0,0896	0,0123	0,0208	0,001	0,011	0,0029	0,001	n/a	n/a	1,1008
GJS „Cu“	3,39	2,58	0,306	0,0248	0,0159	0,0489	0,0047	0,0224	0,0082	0,877	0,0021	0,0102	0,9994
GJS „Sb“	3,36	2,54	0,307	0,0227	0,0166	0,0489	0,0044	0,0214	0,0075	0,890	0,0020	0,0139	0,9865
GJS „Sn“	3,30	2,76	0,308	0,0211	0,0149	0,050	0,0045	0,0211	0,0083	0,901	0,103	0,0102	0,9901

Tabelle 21: Chemische Analysen der Versuchsschmelzen (Auszug).

Zur Durchführung wurde eine magnesiumbehandelte und geimpfte GJS-Basissschmelze im Induktionsofen erstellt. Diese wurde komplett mit Cu legiert (**Versuch 1**), die verbleibende Schmelze geteilt und jeweils mit Sb (**Versuch 2**) und Sn (**Versuch 3**) zulegiert. Der Guss erfolgte in Masselformen. Nach ausreichender verzögerter Abkühlung konnten die Proben ohne erhöhte thermische Belastung gesägt werden.

Im Folgenden wurde die Wärmebehandlung anhand der in **Abbildung 92** dargestellten Kurven (kurze Seite Kopf bzw. kurze Seite Mitte) durchgeführt. Der sich daraus ergebende Probenplan ist in **Tabelle 22** zusammengefasst.

Mikrolegierung zur Perlitstabilisierung	Probenbezeichnung	Beschriftung	Temperaturkurve
Cu	V1-In-1	1-1	Initiales Gefüge (unbehandelt)
Cu	V1-K-M-I-1	1-2	Kurze Seite Mitte Innenflächennah (d=20 %)
Cu	V1-K-K-I-1	1-3	Kurze Seite Kopf (oberes Drittel) Innenflächennah (d=20 %)
Sb	V2-In-1	2-1	Initiales Gefüge (unbehandelt)
Sb	V2-K-M-I-1	2-2	Kurze Seite Mitte Innenflächennah (d=20 %)
Sb	V2-K-K-I-1	2-3	Kurze Seite Kopf (oberes Drittel) Innenflächennah (d=20 %)
Sn	V3-In-1	3-1	Initiales Gefüge (unbehandelt)
Sn	V3-K-M-I-1	3-2	Kurze Seite Mitte Innenflächennah (d=20 %)
Sn	V3-K-K-I-1	3-3	Kurze Seite Kopf (oberes Drittel) Innenflächennah (d=20 %)

Tabelle 22: Probenplan Versuchslegierungen.

5.2 Ergebnisse

5.2.1 Initiales Gefüge

Wie aus **Abbildung 93**, **Abbildung 94** und **Abbildung 95** zu erkennen ist, weisen alle drei Versuchslegierungen eine intendierte kugelförmige Graphitusbildung auf.

Im Wesentlichen sind die Gefüge als **Form VI** in der **Normgrößenklasse 6** einzuordnen (91).

Die zu beobachtenden **ferritischen Umhüllungen** der Graphitkugeln (sog. „Ochsenaugen“) entstehen dadurch, dass bei der Bildung von Ferrit + Graphit einerseits und Perlit andererseits, der Ferrit in einem etwas höheren Temperaturbereich und unter langsamerer Abkühlung gebildet wird; dies kann jedoch durch Legierungselemente stark beeinflusst werden. Die Ferritschale bildet sich um die vorhandenen Graphitkugeln, da der bei der stabilen eutektoiden Umwandlung ausgeschiedener Kohlenstoff an die Graphitkugeln diffundieren und sich dort an den Oberflächen anlagern kann (5).

In Bezug auf die Qualität der Kugelausformung kommt es insbesondere bei der Zulegierung von Sb (**Abbildung 94**) und Sn (**Abbildung 95**) zu **Graphitentartungen**, also anormalen Kristallisationserscheinungen, die eine erhebliche Verschlechterung der mechanischen und dynamischen Eigenschaften zur Folge haben.

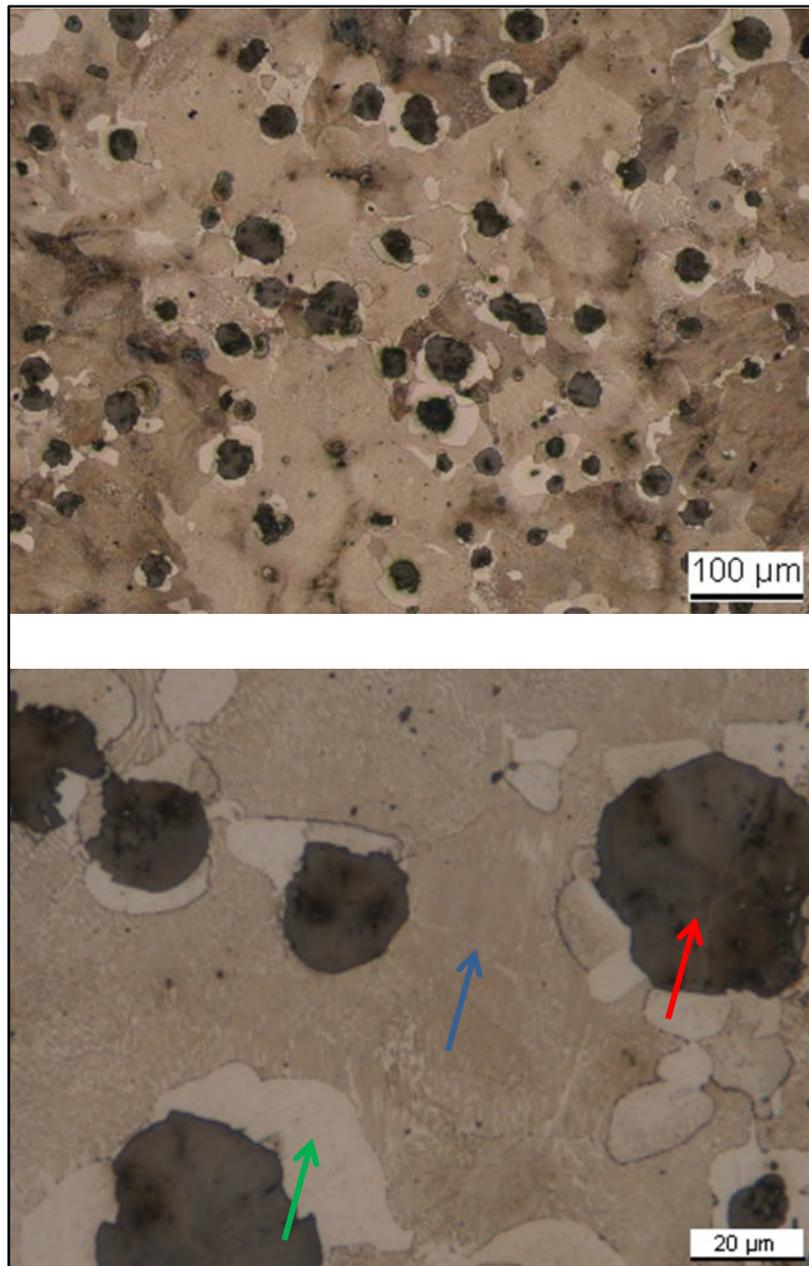


Abbildung 93: Initiales Gefüge GJS „Cu“ (Probe V1-In-1).

Die typischen auftretenden Ferrithöfe (sog. Ochsenaugen) sind durchaus erwünscht, da sie die Rissausbreitung ausgehend vom Graphit eindämmen können (32). Das Gefüge ist ansonsten durchgängig perlitisch ausgeprägt. Die Graphitkugeln sind gleichmäßig verteilt und bezogen auf die Kugeligkeit (Nodularität) von guter Qualität. In **Abbildung 93** sind Graphit (roter Pfeil), Perlit (blauer Pfeil) und Ferrit (grüner Pfeil) gekennzeichnet.

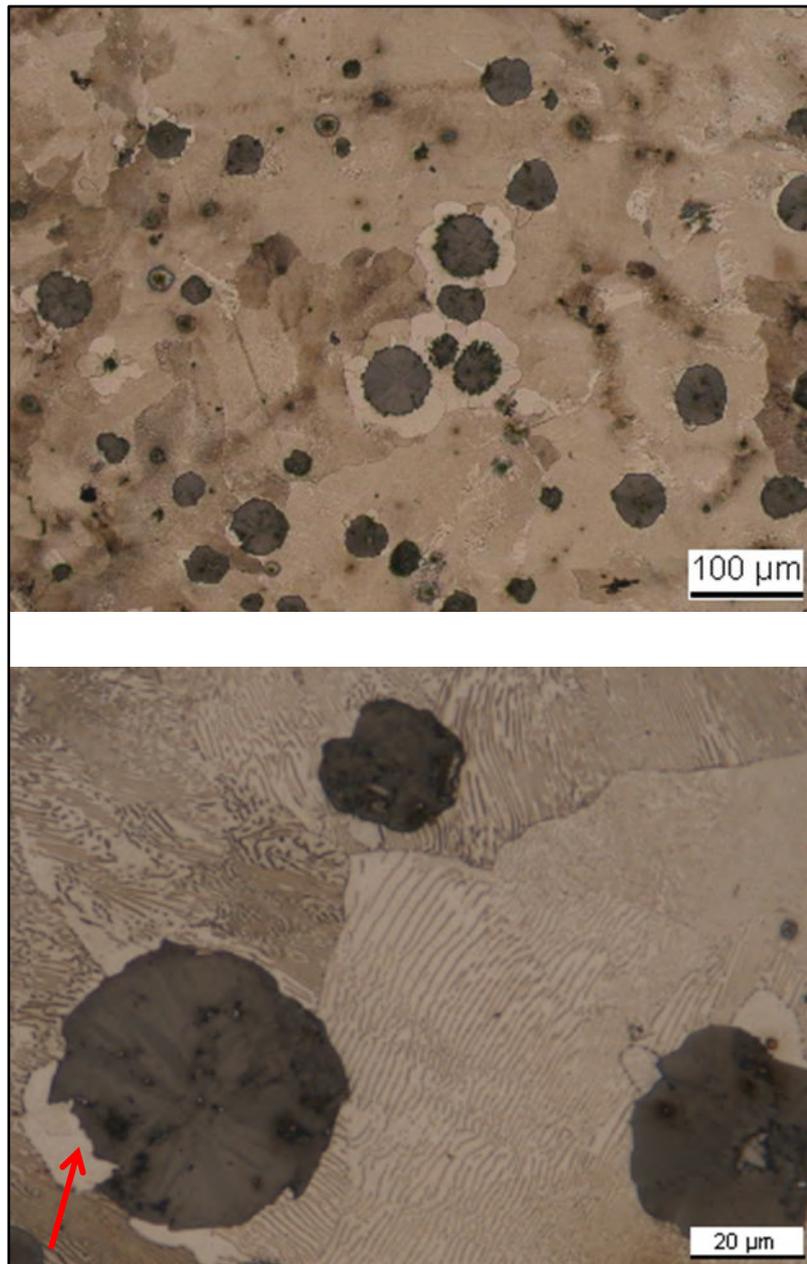


Abbildung 94: Initiales Gefüge GJS „Sb“ (Probe V2-In-1).

Anders als bei der rein Cu-legierten Schmelze (**Abbildung 93**) kommt es bei der Sb-legierten Schmelze kaum zur Ausbildung von Ferrithöfen um die Graphitkugeln (**Abbildung 94**, roter Pfeil). Dies deutet darauf hin, dass die Gleichgewichtsreaktion „Gamma-Eisen \rightarrow Alpha-Eisen + Graphit“ behindert wurde. Lediglich an Stellen mit ungleichmäßiger oder schroffer Kugeloberfläche (Graphitentartungen) kommt es zur Anlagerung von freiem Ferrit (108). Ansonsten zeigt sich ein gleichmäßig feinperlitisches Gefüge mit guter Kugelausbildung und nur vereinzelt Graphitentartungen.

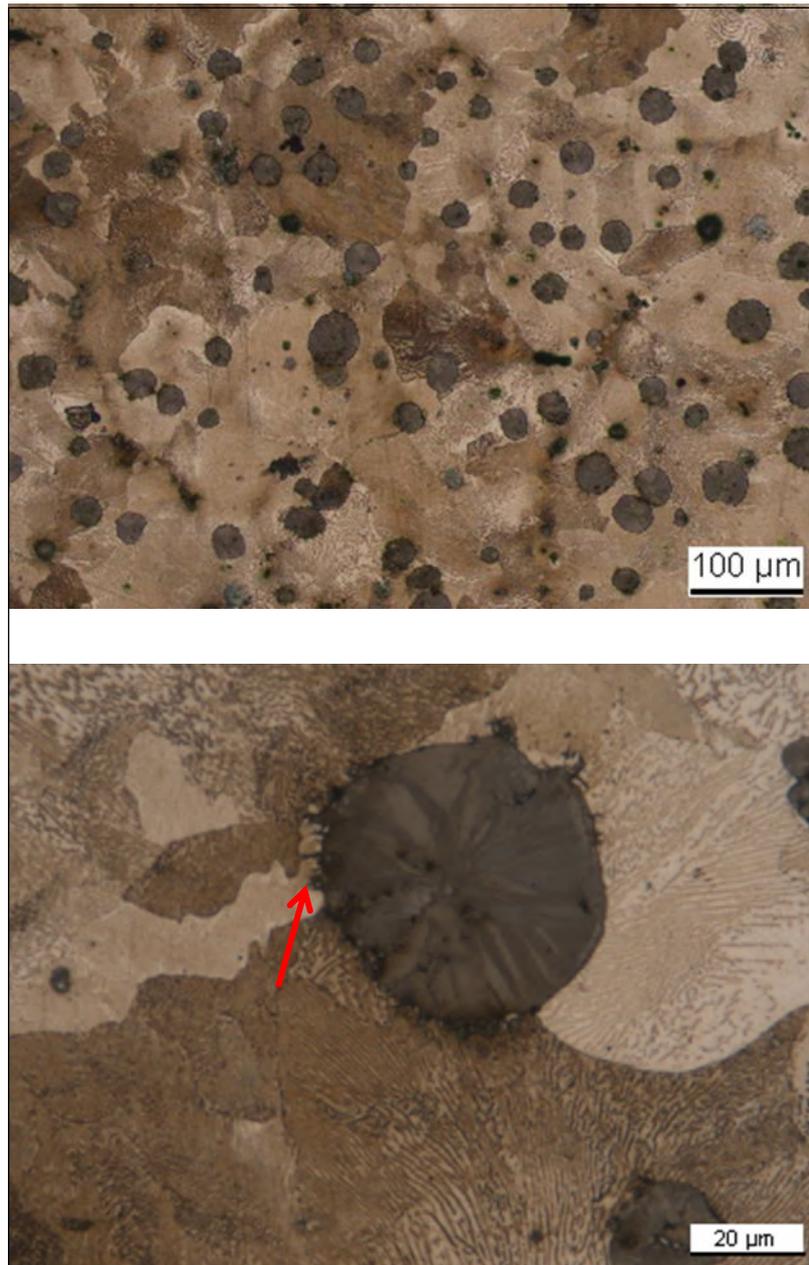


Abbildung 95: Initiales Gefüge GJS „Sn“ (Probe V3-In-1)

Das Sn-legierte Gefüge zeigt ebenfalls ein durchgängig perlitisches Gefüge. Deutlich erkennbar sind bereits im Ausgangsgefüge massive Graphitentartungen in Form von sehr feinen Verästelungen an der Kugeloberfläche (**Abbildung 95**, roter Pfeil), während hingegen die allgemeine Form der Kugeln eine gute Qualität aufweist. Die Verteilung des freien Ferrits zeigt sich gleichmäßiger.

5.2.2 Gefügeveränderungen durch thermozyklische Belastung

Zunächst sollen die Auswirkungen verschiedener thermischer Belastungsprofile auf die Qualität der Graphitkugeln verdeutlicht werden. Die Ergebnisse sind in **Abbildung 96** dargestellt.

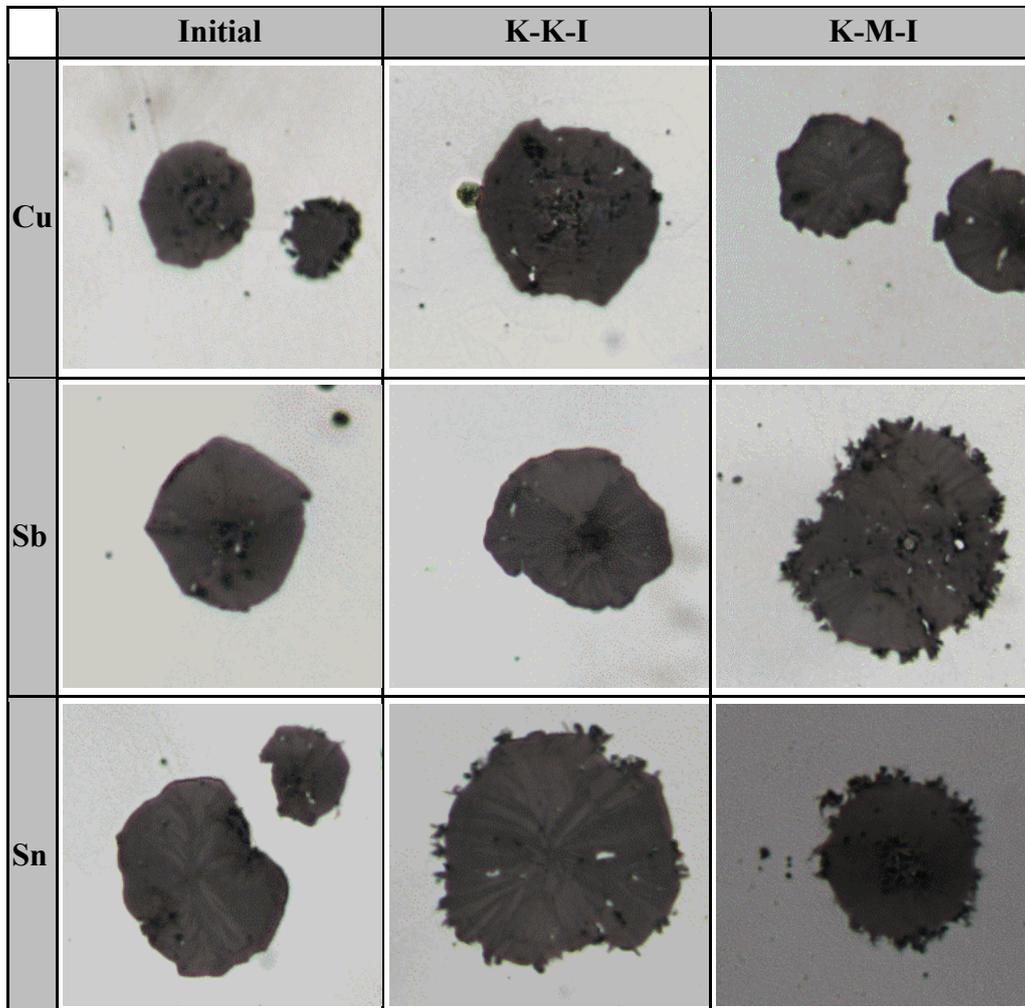


Abbildung 96: Beeinflussung der Kugelqualität (Schliffe ungeätzt, 1:200).

Bei Betrachtung der Kugelqualität in Bezug auf die thermische Beständigkeit zeigt sich, dass die rein **Cu**-legierte Schmelze auch bei einem hohen Temperaturbelastungsprofil (K-M-I, vgl. **Abbildung 92**) zu keiner Graphitentartung neigt. Durch Zulegierung von **Sb** kommt es bei hoher Temperaturbelastung stellenweise zu Entartungen. Bei Einsatz von **Sn** schließlich wird der initial vorhandene Effekt deutlich verstärkt. Es kommt auch bei geringer Temperaturbelastung (K-K-I, vgl. **Abbildung 92**) bereits zu einer Entartung initial noch glatter Kugeln. Der Effekt kann ggf. der Wechselwirkung mit dem relativ hohen Cu-Gehalt zugeschrieben werden. Dieser besteht aufgrund der produktionstechnisch notwendigen Teilung der Basisschmelze und Auflegierung mit Sb bzw. Sn.

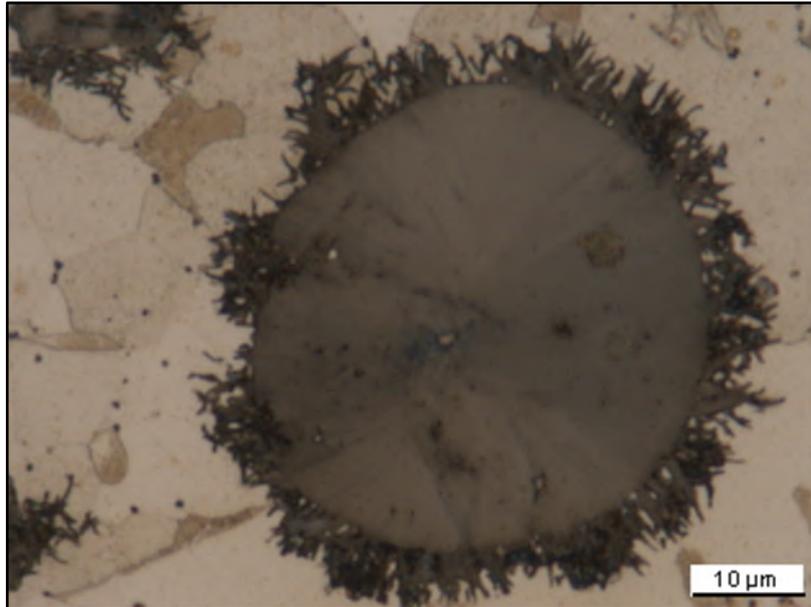


Abbildung 97: Graphitentartung bei Zulegierung von Sn.

Sb und Sn beeinträchtigen die Graphitbildung mit zunehmendem Gehalt. Vergrößert ist dies in **Abbildung 97** am Beispiel von Sn dargestellt, beginnend bei Einschnürungen an der Oberfläche über oberflächliche Verästelungen bis hin zur Transformation in Ausbildungsformen anderer Richtreihenbilder. Der Umfang der Störung ist hierbei mehr vom Gehalt der Störelemente als von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Mit zunehmendem Anteil des entarteten Graphits sinken Zähigkeit, Dehnung und Zugfestigkeit; die Streckgrenze ist jedoch nur gering betroffen. Als geeignete Gegenmaßnahmen sind neben geringerem Cu-Gehalt (Wechselwirkungen) folgende Maßnahmen zu nennen (5) (32):

- Verwendung von **spurenelementarmem Einsatzmaterial**
- **Störelementneutralisation** durch Cer oder andere Seltene Erden
- Einstellung des **Restmagnesiumgehalts** auf den notwendigen Mindestgehalt von 0,05 %
- Optimale **Spätimpfung** (Maximale Kugelzahlen mit verringertem Durchmesser, gute Nodularität, gute Unterkühlungsbedingungen)
- Für dickwandige Gussteile wie Kokillen: **Kohlenstoffäquivalent** von 4,2-4,3 %
- **Härteranteil** in Kunstharzformen gering halten, Schwefelanteil gering halten (<0,15 %)
- **Schlichte** verwenden
- **Gießen mit niedriger Temperatur**

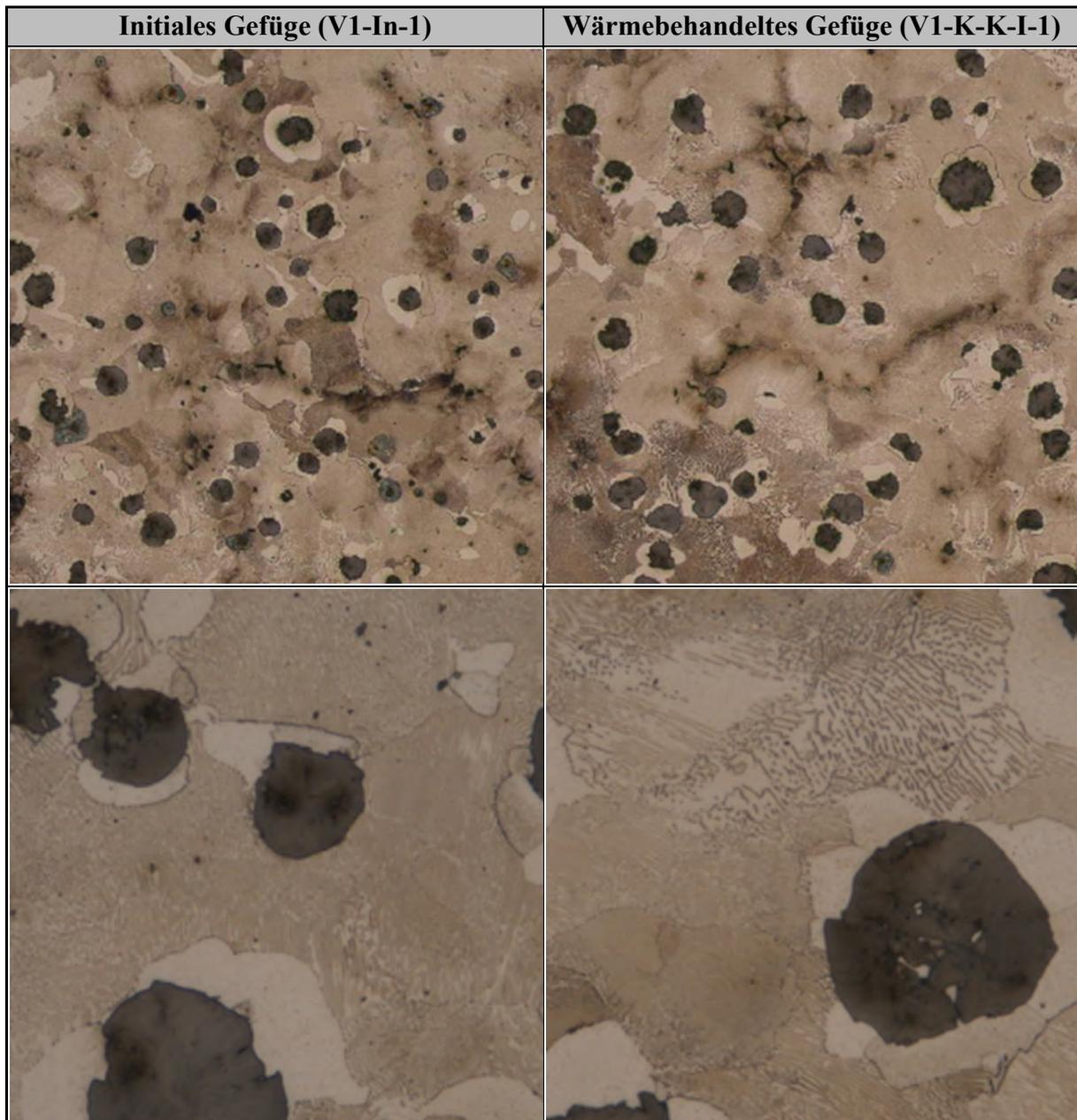


Abbildung 98: Gefügeveränderung GJS „Cu“ bei geringer thermischer Belastung K-K-I.

Wie zu erwarten, zeigen die Kontrollbeprobungen keine nennenswerten Gefügetransformationen (im Gegensatz zur Entartung des Graphits) bei einer geringen thermischen Belastung (Temperaturprofil K-K-I, vgl. **Abbildung 92**), wie aus **Abbildung 98** ersichtlich ist. Hier wird eine Temperatur von ca. 550 °C nur kurz erreicht; es kommt nicht zu einer Austenitisierung und Gefügebildung.

Aus diesem Grund werden im Weiteren die einem kritischen Temperaturprofil mit mehrstündiger Haltetemperatur bei ca. 820 °C (K-M-I, vgl. **Abbildung 92**) ausgesetzten Proben beschrieben.

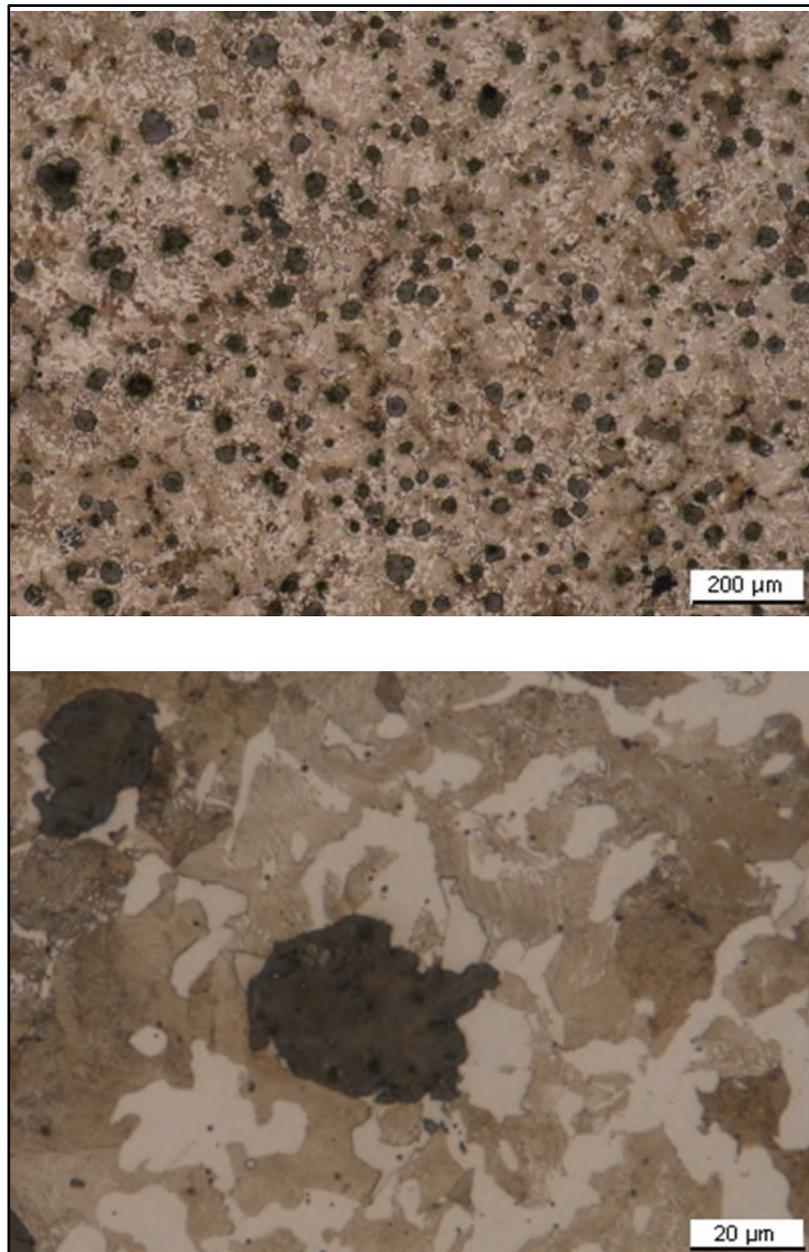


Abbildung 99: Wärmebehandeltes Gefüge GJS „Cu“ K-M-I (Probe V1-K-M-I-1).

Bei der Cu-Legierung (**Abbildung 99**) kommt es zu einer gleichmäßigen, insgesamt mäßigen Ferritisierung des Materials, jedoch nicht nur im Bereich der Graphitkugeln („Ochsenaugen“), sondern durch Zerfall des Perlits (Zementitauflösung) zu Ferrit und Graphit. Das perlitische Gefüge zeigt sich – insbesondere anteilmäßig – recht stabil. Cu erweist sich als wirksames Mikrolegierungselement zur Perlitstabilisierung.

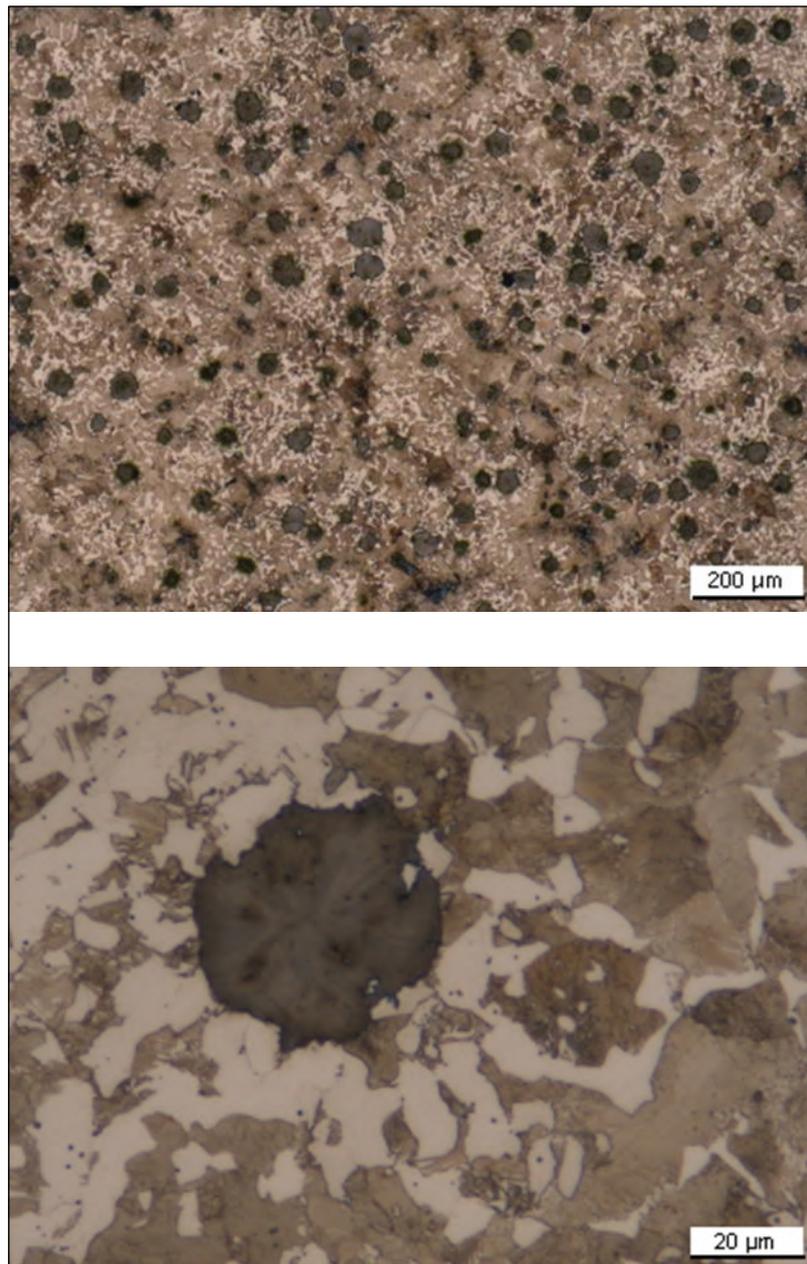


Abbildung 100: Wärmebehandeltes Gefüge GJS „Sb“ K-M-I (Probe V2-K-M-I-1).

Das Resultat für die Sb-Legierung ist in **Abbildung 100** dargestellt. Die Verteilung und der Anteil des vorhandenen Ferrits haben sich verändert: Statt der „Ochsenaugen“-Struktur der Ferritanlagerung um die Graphitkugeln kommt es zu einer homogenen Verteilung der ferritischen Bereiche. Die Wechselwirkungen mit dem vorhandenen Cu erweisen sich wie erwartet als negativ. Dennoch kommt es beim Einsatz von Sb nur zu moderaten Graphitentartungen, sodass eine massive flächendeckende Ferritisierung durch die Behinderung der Kohlenstoffdiffusion verhindert wird.

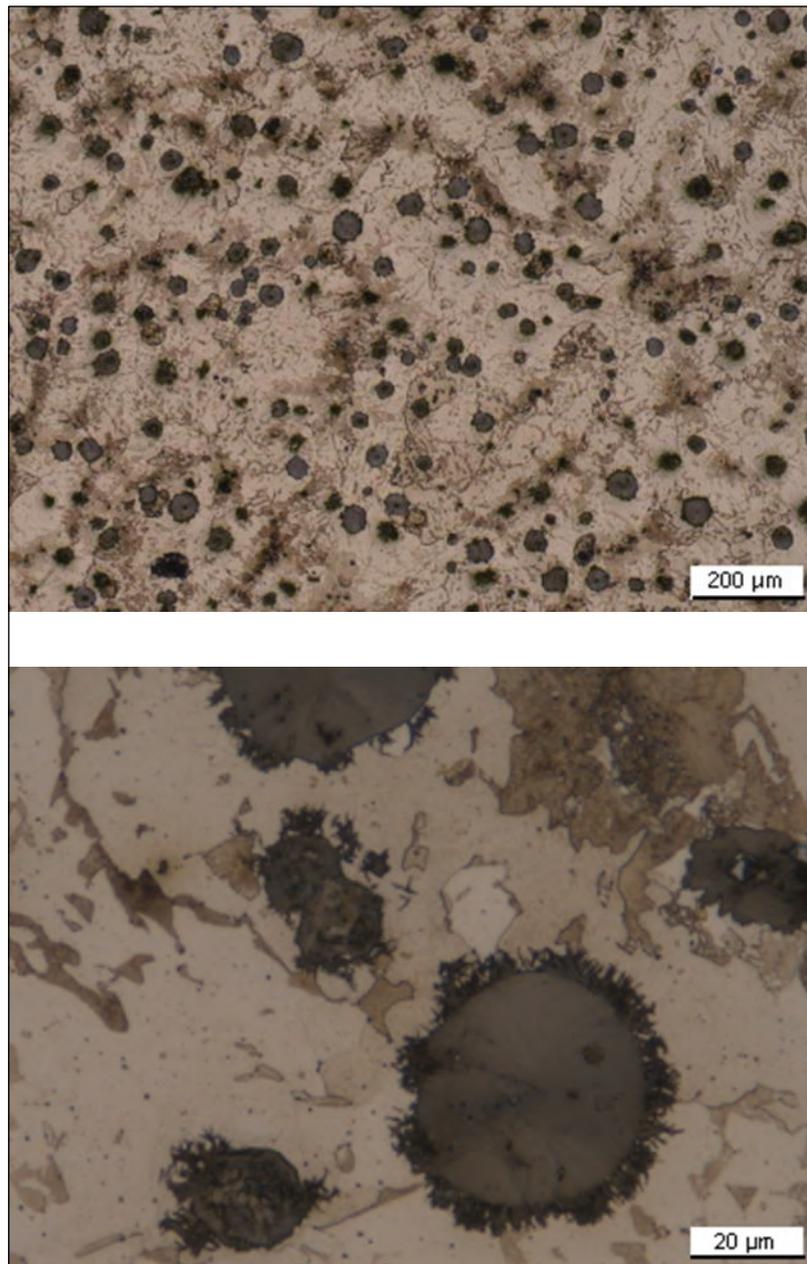


Abbildung 101: Wärmebehandeltes Gefüge GJS „Sn“ K-M-I (Probe V3-K-M-I-1).

Stärkere Entartungen entstehen bei kritischer thermischer Belastung der Sn-Legierung (**Abbildung 101**). Die bereits bei geringer thermischer Belastung weit fortgeschrittene Graphitentartung verstärkt sich noch einmal deutlich bei einem höheren Temperaturbelastungsprofil (K-M-I, vgl. **Abbildung 92**). Die Sn-Barriere kann somit in keiner Weise mehr wirksam sein, sodass es zu einer großflächigen Kohlenstoffdiffusion und Ferritisierung kommt. Das perlitische Gefüge wird hierbei fast vollständig aufgelöst. Der Grad der Entartungen und die Unwirksamkeit der Barriere können den teils beträchtlichen Wechselwirkungen mit dem vorhandenen Cu zugeschrieben werden. Zumindest in dieser Kombination ist erweist sich Sn als gänzlich ungeeignet.

5.3 Schlussfolgerungen aus den Ergebnissen

Grundsätzlich ist die Verwendung eines GJS-Werkstoffs für dickwandige Kokillen möglich. Durch eine entsprechende Magnesium-/Impfbehandlung kann ein homogenes Gefüge mit guter Kugelausbildung erzeugt werden. Die Erstarrungsbedingungen beim Eisenguss (Erzeugen der Kokille) sind entsprechend einzustellen, sodass eine gleichmäßige Wärmeableitung mit definiertem Maß stattfinden kann, um die Perlitbildung zu begünstigen.

Thermische Belastungen, die die A_{c1} -Temperatur nicht überschreiten, führen lediglich zu einer leichten Diffusion, aber nicht zur Austenitisierung und vollständigen Gefügeneubildung. Da andere Stellen höheren thermozyklischen Belastungen ausgesetzt sind, die deutlichere Effekte auf das Gefüge und damit auch die mechanischen Kennwerte haben, wurden diese betrachtet. An solchen Stellen, bei denen die Temperatur A_{c1} in der Tiefe der Wand zeitlich am längsten und betragsmäßig am höchsten überschritten wird, werden zumeist tiefe An- und Durchrisse der Kokille festgestellt.

Kupfer, als klassischer Perlitbildner, hat seine Wirksamkeit unter Beibehaltung einer hohen Kugelqualität erwiesen. Initial wie auch nach der thermischen Belastung zeigt sich ein homogenes perlitisches Gefüge. Ferritische Bereiche zeigen sich in Form von Höfen um die Graphitkugeln.

Antimon und **Zinn** bilden eine Barriere um intakte (glatte) Kugeln und verhindern somit die für die Ferritisierung erforderliche Diffusion des Kohlenstoffs. Beide Legierungselemente generieren initial ein vollperlitisches Gefüge. Lediglich an einigen entarteten Kugeln (mit aufgebrochener Oberfläche) kommt es zur Anlagerung von freiem Ferrit. Während Sb auch unter hoher thermischer Belastung nur zu moderater weiterer Graphitentartung führt, sind bei Einsatz von Sn fast alle Kugeln massiv betroffen. Das Legieren mit Sb führt zu einer weiteren Stabilisierung des Perlits und scheint auch in Kombination mit Cu nutzbar zu sein. Die bekannte Wechselwirkung von bereits geringen Cu- und Sn-Konzentrationen hin zu starken Graphitentartungen hat sich bestätigt.

Technisch gut nutzbar bei schweren Gussteilen sind einfach zu homogenisierende Legierungselemente. In diesem Fall scheint die Perlitstabilisierung mittels Cu ein sinnvoller und gangbarer Weg zu sein.

6 Fazit und Ausblick

6.1 Fazit aus den Ergebnissen

In vorliegender Arbeit wurden metallurgische Phänomene untersucht, die der variablen Kokillenhaltbarkeit zugrunde liegen. Zusätzlich zur Erhöhung der Kokillenstandzeit sollte auch eine Steigerung der Blockqualität angestrebt werden. Im Zentrum der Betrachtungen standen Bestrebungen zur Reduzierung der Eigenspannungen sowohl bei der Kokillenfertigung als auch beim Blockguss.

Basierend auf einer umfangreichen Dokumentation von Fehlerbildungen unter realen Produktionsbedingungen, wurde der Einfluss von Geometrie, Legierung und Gießparametern auf die Kokillenstandzeit untersucht. Proben zu initialem Gefüge und Gefügeveränderungen wurden realen Werkstücken entnommen.

Aufgrund der engen Normen für die Bereitstellung von Gusseisenschmelze konnten Einflüsse der Legierungszusammensetzung auf die Kokillenstandzeit primär als Hinweis auf Trends, nicht jedoch statistisch abgesichert nachgewiesen werden. Niedrige Gehalte von C in der Legierung, niedrige Gehalte von P und S sowie leicht erhöhte Gehalte von Cu, Cr und Mn wurden dabei als positiv in Hinblick auf die Kokillenstandzeit identifiziert, ebenso wie ein C/Si-Verhältnis, das durch einen Sättigungsgrad S_c im Bereich von 1.090 bis 1.130 für eine leicht übereutektische Erstarrung gewährleistet wird. In Hinblick auf die Legierung können somit Faktoren als positiv genannt werden, die eine gleichmäßige Graphitverteilung und GJV/GJS-Bildung fördern.

In Hinblick auf die Kokillengeometrie haben sich Faktoren als positiv erwiesen, die eine gleichmäßigere Abkühlung des Werkstücks und damit geringere Eigenspannungen erzielen. Dies sind einerseits insgesamt kleinere Dimensionen, andererseits geringere Differenzen der Seitenlängen. Positiv wirkt sich insbesondere auch eine Reduktion der Wandstärke aus. Basierend auf den Ergebnissen der Arbeit wurde ein Softwarepaket entwickelt, das ausgehend von den Spezifikationen der benötigten Blockdimensionen den Entwurf optimierter Block- und Kokillengeometrien sowie Legierungszusammensetzungen unterstützt. Die Optimierung erfolgt dabei auf Basis des FEM-Verfahrens.

6.2 Ausblick

Perlitisch erstarrendes Gusseisen mit Lamellengraphit hat sich seit langer Zeit in der Gießereitechnik und vor allem im Rahmen des Blockgussverfahrens als verlässlicher Werkstoff gezeigt. Andere Gusseisensorten wurden bisher industriell bei wesentlich kleineren oder thermozyklisch deutlich geringer belasteten Gussteilen verwendet.

Auf Basis der vorliegenden Arbeit können weitere Forschungen zur Optimierung der Prozesse durchgeführt werden:

- Adaption der Ergebnisse für die Anwendung von GJV als Kokillenwerkstoff
GJS ist, auch im gegebenen Maßstab, ein technisch beherrschbarer Werkstoff. Seine sehr viel schlechteren Wärmeleiteigenschaften könnten sich trotz Anpassung der Wandstärke negativ auf die Blockqualität auswirken oder es könnte die erhöhte Gefahr von Schmelzdurchbrüchen entstehen. Um hier – in Bezug auf die Wärmeleitfähigkeit sowie die nur marginal erhöhte Störung der Spannungslinien – einen Kompromiss zu schaffen, bietet sich der Einsatz von Gusseisen mit Vermiculargraphit an, wie es bereits bei vielen thermisch sehr hoch wechselbelasteten Bauteilen angewendet wird, beispielsweise Bremscheiben. Bei schweren Blockgusskokillen ist aufgrund der Masse und Geometrie ein homogenes vermiculares Gefüge jedoch schwierig zu erreichen.
- Verwendung anderer Werkstoffe (Stähle, GJN, GJMB, GJLA ...)
Der Einsatz anderer Legierungen für schwere Blockgusskokillen hat sich in der Vergangenheit nicht als praktikabel erwiesen. Vor allem die für das Erreichen der nötigen Kühlungsbedingungen für den Block unzureichende Wärmeleitfähigkeit sowie Probleme beim Strippen durch Distorsion (Verzug) der Kokille und somit Festklemmen des Blocks sind der Grund, dass diese Werkstoffe nur bei anderen Verfahren (z. B. Spritzguss) eingesetzt werden. Mit umfangreich angelegten Simulationsserien und Laborversuchen können diese Werkstoffe jedoch erneut geprüft werden. Dabei muss neben der Änderung des Werkstoffs auch eine Optimierung der Geometrien vorgenommen werden.
- Optimierung des Sandgussprozesses (Herstellung der Kokille)
 - Reduktion der initialen Eigenspannungen
Durch genaue Analyse des Sandgussprozesses (Ein- und Überläufe, Entgasung, Sandzusammenstellung, Kühlungsbedingungen, Zeit bis zum Entsandern etc.) können die initialen Eigenspannungen der Kokille weiter reduziert werden. Es ist eine umfangreiche Messdatenaufnahme notwendig.

- Reduktion lokaler Spannungskonzentrationen
 Durch Anstreben eines initial homogenen Gefüges unter Vermeidung der Kerbwirkung und bei gleichzeitiger Optimierung des Sandgussprozesses (Aufschrumpfen auf Sandkern, thermische Eigenspannungen durch schlechte Kühlbedingungen) kann die Eigenspannung gleichmäßig verteilt werden.
- Gleichmäßige, stabile Perlitstruktur
 Durch entsprechende Abkühlbedingungen und Perlitbildner kann eine gleichverteilte Perlitstruktur ausgebildet werden. Hierbei sollten Wechselwirkungen mit der Entstehung von Eigenspannungen und den Geometrien des Gussteils (Kokille) und Gießkastens beachtet werden.
- Kombinierte Simulationstechnik zur Erhöhung der Blockqualität
 Während die vorliegende Untersuchung von einer bereits optimierten Blockqualität ausgegangen ist, können kombinierte Simulationstechniken helfen, die in Zukunft immer wichtiger werdenden sehr hoch legierten Stähle in ihrer Erstarrung erheblich zu verbessern. Zu diesem Zweck können durch kombinierte Simulationen die Wechselwirkungen beim Wärmeübergang untersucht und damit die Auswirkungen auf die Kokillenstandzeit und die Blockqualität (gemessen an isoliert erstarrenden Bereichen, Makro-/Mikroporositäten etc.) untersucht und optimiert werden. Die entkoppelte Optimierung der Blockqualität (ohne Berücksichtigung der Auswirkungen auf die Kokillenstandzeit) wird bereits seit vielen Jahren äußerst erfolgreich durchgeführt und hat seinen festen Platz im Arbeitsablauf vieler Betriebe gefunden.
- Erstellung geometrieabhängiger Glühvorschriften
 Eine deutliche Reduktion von der durch thermozyklische Belastung aufgebauten Eigenspannungen sowie eine perlitisierende Gefügebildung sind, wie gezeigt, durch Glühbehandlungen möglich. Neben der erwähnten Technik müssen geometrieabhängig Untersuchungen über die mittlere Anzahl der Zyklen bis zum Erreichen eines Sicherheitsbereichs, bei dem eine Glühbehandlung standardmäßig durchgeführt werden soll, angestellt werden. Dazu müssen individuelle Wärmebehandlungskurven erstellt werden.

7 Verzeichnisse

7.1 Literaturverzeichnis

7.1.1 Zitierte Literatur

- [1] World Steel Association, "Steel Statistical Yearbook 2018," World Steel Association, Brüssel, 2018.
- [2] D. Brach, *Untersuchungen zum Umschmelzen von Kokillen mittels eines gasbefeuereten Versuchsofens*. Duisburg: Universität Duisburg-Essen, 2010.
- [3] DIN, *DIN 8580. Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung*. 2003.
- [4] V. Schulze, *Einführung Fertigungstechnik*. Karlsruhe: Karlsruher Institut für Technologie, 2013.
- [5] S. Hasse, *Gießerei-Lexikon*. Berlin: Schiele & Schoen, 2007.
- [6] H. Berns and W. Theisen, *Eisenwerkstoffe - Stahl und Eisen*. Berlin: Springer, 2008.
- [7] DIN, *DIN EN 1561. Gießereiwesen - Gusseisen mit Lamellengraphit*. 2010.
- [8] DIN, *DIN EN 1563. Gießereiwesen - Gusseisen mit Kugelgraphit*. 2010.
- [9] R. Brach, "Werksnorm: Eisenlegierung für die Kokillenerzeugung," Reiner Brach Unternehmensgruppe Stahl, Bremen, 1985.
- [10] H. Fritz and G. Schulze, *Fertigungstechnik. 9. neu bearbeitete Auflage*. Berlin: Springer, 2010.
- [11] Daussan. <http://www.daussan.com/de/img/siderurgie/lingot.png>
- [12] VDEh, "Schaubild Wege zum Stahl," Stahlinstitut VDEh und Wirtschaftsvereinigung Stahl, Düsseldorf, 2007.
- [13] W. Stahl, "Stahl in Zahlen," Wirtschaftsvereinigung Stahl, Düsseldorf, 2013.
- [14] F. Hippenstiel, "Blockguss und Schmieden in Deutschland," *Stahl und Technik*, vol. 6, no. 7, pp. 86-90, 2019.
- [15] Wirtschaftsvereinigung Stahl, "Statistisches Jahrbuch der Stahlindustrie," Wirtschaftsvereinigung Stahl, Berlin, 2020. <https://www.stahl-online.de/index.php/medieninformation/rohstahlproduktion-in-deutschland-jahresbilanz-2019/>
- [16] A. Pola, M. Gelfi, and G. M. La Vecchia, "Comprehensive numerical simulation of filling and solidification of steel ingots," *Materials*, vol. 9, no. 9, pp. 769-782, 2016.

- [17] J. Alex, "Perspectives of Ingot Casting and Forging in Europe and Worldwide," presented at the 1st International Conference on Ingot Casting, Rolling and Forging, Aachen, 2012. <https://www.yumpu.com/en/document/read/11998333/folie-1-icrf2012>.
- [18] W. Bleck and E. Moeller, *Handbuch Stahl: Auswahl, Verarbeitung, Anwendung*. München: Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2017.
- [19] *DIN EN ISO 4957:1999 - Werkzeugstähle*, 2001.
- [20] H. J. Bargel and G. Schulze, *Werkstoffkunde*. Berlin Heidelberg: Springer Verlag, 2005.
- [21] H. Rosemann, M. Sprecher, K. Arnold, R.-U. Dietrich, and S. Estelmann, "Flexibilitätspotenziale und -perspektiven des elektrischen Lichtbogenofens," in *Flexibilitätsoptionen in der Grundstoffindustrie*, F. Ausfelder, A. Seitz, and S. von Roon Eds. Frankfurt am Main: DECHEMA Gesellschaft für Chemische Technik und Biotechnologie e. V., 2017, ch. 2, pp. 47-71.
- [22] Venture Capital. "Frühere Thyssen-Tochter VDM-Gruppe wechselt erneut den Besitzer." <https://www.vc-magazin.de/blog/2018/04/11/fruehere-thyssen-tochter-vdm-gruppe-wechselt-erneut-den-besitzer/>.
- [23] DEW. "Lieferprogramm." Deutsche Edelstahlwerke. <https://www.dew-stahl.com/produkte/lieferprogramm/>.
- [24] Dillinger, *Integriertes Managementhandbuch*. Dillingen: Dillinger Hüttenwerke AG, 2019.
- [25] R. Hellermann, F. Hippenstiel, N. Hofmann, W. Schönbrenner, and P. Seitz, "Entwicklung eines gasdichten Schiebersystems zur Reduzierung der Sauerstoffaufnahme beim Gießen von Stahl," *Stahl und Eisen*, vol. 136, no. 5, pp. 63-67, 2016.
- [26] R. Hellermann, F. Hippenstiel, K.-G. Ruwier, and J. Kladt, "Optimization of runner systems to improve quality of ingots,," presented at the 3rd International Conference for Ingot Casting and Forging (ICRF), 16. - 19. October 2018, Stockholm, 2018.
- [27] DIN, *DIN EN 16079. Gießereiwesen - Gusseisen mit Vermiculargraphit*. 2010.
- [28] J. Schonlau, *Gusseisen mit Vermiculargraphit*. Geseke: Josef Schonlau Maschinenfabrik u. Eisengießerei GmbH & Co. KG, 2009.
- [29] K. August. "Gusseisenwerkstoffe für thermisch hoch belastete Bauteile wie Abgaskrümmner und Turbinengehäuse." <http://kuepper.de/alt/werkstoffe/Grundlagen.htm>
- [30] K. Herfurth, *Gusseisen - kleine Werkstoffkunde eines viel genutzten Eisenwerkstoffs*. Düsseldorf: Verein Deutscher Giessereifachleute, 2007.
- [31] K. Herfurth, N. Ketscher, and M. Köhler, *Giessereitechnik kompakt: Werkstoffe, Verfahren, Anwendungen*. Düsseldorf: Verein Deutscher Giessereifachleute, 2003.

- [32] S. Hasse, *Gefüge der Gusseisenlegierungen*. Berlin: Schiele & Schön, 2008.
- [33] C. Wasmund, J. Schuster, and J. Niehuesbernd, *Metallographische Untersuchung des Umwandlungsverhaltens von Stahl*. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 2012.
- [34] Gießereifachleute, "Gussfehler-Atlas," Verein Deutscher Gießereifachleute, Düsseldorf, 1971.
- [35] D. Brach, O. Köser, and B. Kalkunte, "Process Development of Ingot Casting using Simulation Approach," 2012: ICRF.
- [36] A. Smirnov, "Low-frequency vibrational treatment to increase the service life of ingot molds," *Metallurgist SV 41*, no. 4, pp. 134-135, 2007.
- [37] K. Yu, J. Nichols, and M. Robinson, "Finite-element thermal modeling of casting microstructures and defects," *JOM*, vol. 44, no. 6, pp. 21-25, 1992.
- [38] F. Charles and J. Timothy, "Iron Castings Handbook," *Iron Casting Society Inc*, pp. 255-257, 1981.
- [39] T. Kanno, T. Kikuchi, I. Kang, and H. Nakae, "Effect of Alloying Elements on the Eutectic Temperatures in Cast Iron," *Transactions of the American Foundry Society, Vol. 113*, vol. 113, pp. 825-833, 2005.
- [40] VDG. *VDG-Merkblatt S210 Impfen von Gusseisen Schmelzen*. (1989). Düsseldorf.
- [41] SKW. *Datenblätter zu Impfmitteln*. (o.J.).
- [42] FOSECO. *Datenblätter zu Impfmitteln*. (o.J.).
- [43] V. Kolokol'tsev, E. Petrochenko, and O. Mironov, "Influence of the chemical composition on the structure formation and properties of temperature- and wear-resistant cast iron," *Steel in Translation SV 37*, no. 3, pp. 229-233, 2007.
- [44] D. Holmgren, A. Diószegi, and I. L. Svensson, "Effects of inoculation and solidification rate on the thermal conductivity of grey cast iron," *Giessereiforschung*, vol. 58, no. 3, pp. 12-17, 2006.
- [45] M. Macnaughtan, "The inoculation of grey cast iron theoretical consideration and practical applications," *Institute of Indian Foundrymen, Indian Foundry Journal(India)*, vol. 47, no. 8, pp. 37-41, 2001.
- [46] F. Kahn, "Gießen mit Dauerformen," *VDI-Berichte*, vol. 362, pp. 49-50, 1980.
- [47] R. Lange-Robben, "Beeinflussung des Wärmehaushalts metallischer Dauerformen," Doktor-Ingenieur Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, Universität Hannover, Hannover, 2006.
- [48] N. Chvorinov, "Control of the Solidification of Castings by Calculation," *Foundry Trade Journal*, vol. 70, no. 8, pp. 95-98, 1939.

- [49] F. Havlicek and T. Elbel, "Geometrical modulus of a casting and its influence on solidification process," *Archives of Foundry Engineering*, vol. 11, no. 4/2011, pp. 170-176, 2011.
- [50] U. Kurz, H. Hintzen, and H. Laufenberg, *Konstruieren, Gestalten, Entwerfen: Ein Lehr- und Arbeitsbuch für das Studium der Konstruktionstechnik*. Springer, 2009.
- [51] Mat-Tec-Ch, "Eigenspannungen." <http://www.mat-tec.ch/de/services/eigenspannungen.html>
- [52] E. Macherauch, *Praktikum in Werkstoffkunde*. Berlin: Springer Vieweg, 2011.
- [53] F. Mücklich, *Beugungsmethoden in der Materialwissenschaft. Teil 3: Eigenspannungsmessung*. Saarbrücken: Universität Saarland, 2006.
- [54] H. Tietz, "Entstehung und Einteilung von Eigenspannungen in Werkstoffen," *Neue Hütte*, vol. 25, no. 10, 1980.
- [55] H. Strunz and E. Nickel, *Strunz Mineralogical Tables. Chemical-structural Mineral Classification System. 9. Auflage*. Stuttgart: Schweizerbart Verlagsbuchhandlung, 2001.
- [56] B. Eigenmann and E. Macherauch, "Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen. Teil II. Fortsetzung von Materialwissenschaft und Werkstofftechnik Heft 3/1995, S. 148–160," *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol. 26, no. 4, pp. 199-216, 1995.
- [57] W. Patterson, *Beitrag zur Frage von Eigenspannungen im Grauguß*. Springer-Verlag, 2013.
- [58] T. W. Clyne, *An introduction to Metal Matrix Composites*. Cambridge University Press, 1993.
- [59] M. Hiara and Y. Mukiyama. (1992) Behaviour of Thermal Fatigue on Hot Die Steel Samples Treated by Gas-Nitriding. *Int. J. Japan Soc. Prec. Eng.*
- [60] S. Herion, *Guss im Bauwesen*. Karlsruhe: Stahl-Kalender, 2007.
- [61] M. Dahms, *Eisen-Gusswerkstoffe*. Berlin: Vieweg+Teubnet, 2008.
- [62] DIN, *DIN 743-2. Tragfähigkeitsberechnungen von Wellen und Achsen - Teil 2: Formzahlen und Kerbwirkungszahlen*. 2010.
- [63] H. Neuber, *Kerbspannungslehre: Theorie der Spannungskonzentration*. Berlin: Springer, 2000.
- [64] V. Läßle, *Einführung in die Festigkeitslehre*. Wiesbaden: Vieweg+Taubner, 2006.
- [65] H. Mughrabi, "Mikrostrukturelle Ursachen der Ermüdungsrisssbildung," in *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*: DGH Verlag, 1985, pp. 7-38.

- [66] K. Miller, "Metal fatigue - past, current and future," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Mechanical Engineering Science*, vol. 205, no. 5, pp. 291-304, 1991.
- [67] K. J. Miller, "Multiaxial Fatigue," presented at the 25. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Karlsruhe, 1993.
- [68] P. Forsyth, "A two stage process of fatigue crack growth," in *Proceedings of the Crack Propagation Symposium*, 1961, vol. 1, pp. 76-94.
- [69] P. Neumann, "Coarse slip model of fatigue," *Acta metallurgica*, vol. 17, no. 9, pp. 1219-1225, 1969.
- [70] P. Chowdhury and H. Sehitoglu, "Mechanisms of fatigue crack growth—a critical digest of theoretical developments," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 39, no. 6, pp. 652-674, 2016.
- [71] E. Wendler-Kalsch and H. Gräfen, "Grundlagen der Korrosion," in *Korrosionsschadenkunde*: Springer, 1998, pp. 10-46.
- [72] M. F. Bin Azlisham, *The effect of copper and tin on the eutectoid transformation in ductile iron, Bachelor Thesis*. Essen: Universität Duisburg-Essen, 2019.
- [73] N. Birks and G. H. Meier, *Introduction to high temperature oxidation of metals*. London: Edward Arnold Ltd., 1983.
- [74] R. Deike, *Vorlesung Thermodynamik und Kinetik*. Duisburg-Essen: Universität Duisburg-Essen, o.J.
- [75] R. Bürgel, *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und-beschichtungen; mit 70 Tabellen*. Springer-Verlag, 2006.
- [76] P. Paris, M. Gomez, and W. Anderson, "A Rational Analytical Theory of Fatigue The Trend in Engineering," *U. of Washington, Seattle, Wa*, vol. 13, no. 1, 1961.
- [77] P. Paris and F. Erdogan, "A critical analysis of crack propagation laws," *Journal of basic engineering*, vol. 85, no. 4, pp. 528-533, 1963.
- [78] S. Suresh, "Crack deflection: Implications for the growth of long and short fatigue cracks," *Metall. Trans. A.*, vol. 14, pp. 2375-2385, 1983.
- [79] S. Suresh and R. Ritchie, "Near-threshold Fatigue Crack Propagation: A Perspective on the Role of Crack Closure.," Brown University - Div. of Engineering; Lawrence Berkeley Lab, Providence, 1982.
- [80] W. Yu and W. Gerberich, "On the controlling parameters for fatigue crack threshold at low homologous temperatures," *Scr. Mater*, vol. 17, pp. 105-110, 1983.
- [81] J. Weertman, "Theory of fatigue crack growth based on a BCS crack theory with work hardening," *Int. J. Fract.*, vol. 9, pp. 125-131, 1973.

- [82] B. Bilby, A. Cottrell, and S. K., "The spread of plastic yield from a notch," *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, pp. 304-314, 1963.
- [83] A. Tanaka, Y. Akiniwa, Y. Nakai, and R. Wei, "Modelling off small fatigue crack growth interacting with grain boundary," *Eng. Fract. Mech*, vol. 24, pp. 803-819, 1986.
- [84] A. Navarro and E. De Los Rios, "Short and long fatigue crack growth: a unified model," *Philos. Mag. A.*, vol. 57, pp. 15-36, 1988.
- [85] P. B. Chowdhury, H. Sehitoglu, R. G. Rateick, and H. J. Maier, "Modelling fatigue crack growth resistance of nano-crystalline alloys," *Int. J. Fatigue*, vol. 84, pp. 28-39, 2013.
- [86] K. Seetharamu, R. Paragasam, G. A. Quadir, Z. Zainal, B. S. Prasad, and T. Sundararajan, "Finite element modelling of solidification phenomena," *Sadhana*, vol. 26, no. 1-2, pp. 103-120, 2001.
- [87] P. Steinke, *Finite-Elemente-Methode. Rechnergestützte Einführung*. Berlin: Springer, 2012.
- [88] O. C. Zienkewicz, R. L. Taylor, and J. Z. Zhu, *The Finite Element Method: Its Basis and Fundamentals*, 6 ed. Oxford: Elsevier, 2006.
- [89] M. Samonds, "Coupled Thermal-fluids-stress Analysis of Castings," 2003: MCWASP.
- [90] S. Hasse, *Hochfeste Gusseisen mit Kugelgraphit - moderne Werkstoffkonzepte mit maximalen Eigenschaftskombinationen. Giesserei Praxis*, 2005.
- [91] DIN, *DIN EN ISO 945-1. Mikrostruktur von Gusseisen - Teil 1: Graphitklassifizierung durch visuelle Auswertung*. 2010.
- [92] H.-J. Schildner, *Mechanische Werkstoffprüfung - klassische Verfahren und neue Entwicklungen*. Winterthur: Mat-Tec AG, 2002.
- [93] ISO, *ISO 185. Gusseisen mit Lamellengraphit - Klassifikation*. 2005.
- [94] ISO, *ISO 2829. Austenitische Gusseisen - Klassifikation*. 2007.
- [95] ISO, *ISO 16112. Gusseisen mit Vermiculargraphit - Klassifikation*. 2006.
- [96] ISO, *ISO 1083. Gusseisen mit Kugelgraphit - Klassifikation*. 2004.
- [97] ISO, *ISO 17804. Ausferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit - Klassifikation*. 2005.
- [98] K. Theuwissen, J. Lacaze, and L. Laffont, "Structure of graphite precipitates in cast iron," *Carbon*, vol. 96, pp. 1120-1128, 2016.
- [99] L. Melnikova, *Bestimmung der Wirkung von Spurenelementen im Einsatzmaterial der Herstellung von Gusseisen mit Vermiculargraphit*. Freiberg: TU Bergakademie Freiberg, 2004.

- [100] Gießereilexikon. "Kalziumkarbid." <https://www.giessereilexikon.com/giessereilexikon/Encyclopedia/show/innere-oxidation-1063/>
- [101] M. Oechsner, S. Michel, A. Schlz, B. Tonn, and L. Dekker, "Entwicklung eines warmfesten Gusseisenwerkstoffes mit Kugelgraphit für dickwandige Gussstücke bei höchsten Anwendungstemperaturen ≥ 500 °C," presented at the FVW/FVHT Vortragsveranstaltung 30. November 2012, Düsseldorf, 2012.
- [102] o.A., *Tabellenbuch Metall. 44. Auflage.* Haan: Europa Lehrmittel, 2008.
- [103] D. Liedtke, *Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen I. Grundlagen und Anwendungen.* Renningen: expert Verlag, 2010.
- [104] A. Gädke and B. Bolz, *Wärmebehandlung von Gusseisenwerkstoffen.* Siegen: Gontermann-Peipers, 2013.
- [105] VDG, *VDG-Merkblatt N1. Vermeiden und Beseitigung von Eigenspannungen in Gußstücken aus Gusseisen mit Lamellengraphit.* 1981.
- [106] D. Wolters, *Wärmebehandeln von Bauteilen aus Gußeisen mit Lamellen- oder Kugelgraphit. konstruieren + gießen,* 1989.
- [107] H. Bühler and H. G. Pfalzgraf, *Untersuchungen über den Aufbau von Eigenspannungen im Gußeisen und Stahl durch mechanisches Rütteln und Langzeitlagerung im Freien. VDI Forschung,* 1962.
- [108] W. C. Johnson and B. V. Kovacs, *The Effect of Additives on the Eutectoid Transformation of Ductile Iron. Metallurgical Transactions A,* 1978.
- [109] DIN, *DIN EN 13835. Gießereiwesen - Austenitische Gusseisen.* 2012.
- [110] Computherm. www.computherm.com
- [111] R. Deike, *Einfluß von Spurenelementen auf die eutektische Erstarrung und die eutektoide Umwandlung von Gußeisen. Giesserei,* 1999.

7.1.2 Eigene Veröffentlichungen

Brach, D., Köser, O. & Kalkunte B., *Process Development of Ingot Casting using Simulation Approach*. Vortrag auf: 1st International Conference on Ingot Casting, Rolling and Forging (ICRF2012), Aachen, 2012.

Brach, D. & Köser, O.: *Prozessentwicklung für Blockguss-Anwendungen unter Einsatz der numerischen Simulation*. Erschienen in: Giesserei, Ausgabe 5, 2013.

Brach, D. & Köser, O., *FEM-based Crack Analysis of Ingot Molds*. Erschienen in: International Foundry Research, Ausgabe 4, 2013.

Brach, D., *Energieeffiziente Rezyklierung von Blockgusskokillen durch Direktumschmelzung*. Vortrag auf: 3. Symposium Rohstoffeffizienz und Rohstoffinnovationen, TH Nürnberg/Fraunhofer Institut für Chemische Technologie ICT, Nürnberg, 2013.

Brach, D., Köser, O. & Deike, R., *Lifetime-extension of ingot casting molds*. Vortrag auf: 2nd International Conference on Ingot Casting, Rolling and Forging (ICRF2014), Mailand, 2014.

Brach, D., Köser, O. & Deike, R., *Adressing mold failure in ingot casting using simulation approach*. Vortrag auf: 19th International Forgemasters Meeting (IFM2014) Tokyo, 2014.

Brach, D., Deike, R., Köser, O. & Kalkunte, B., *Reduzierung von Eigenspannungen bei schweren Blockgusskokillen*. Erschienen in: Giesserei, Ausgabe 12, 2014.

Brach, D., Deike, R., Köser, O. & Kalkunte, B., *Measures to extend lifetime of ingot casting molds*. Erschienen in: International Foundry Research Ausgabe 1, 2014.

7.1.3 Software

Im Rahmen der vorstehenden Untersuchungen wurden kommerzielle Versionen der folgenden Software auf einer Fujitsu Celsius R670-2 Workstation unter Microsoft Windows 7 64-bit Professional eingesetzt:

Art	Software	Version(en)	Hersteller
Multiple Regressionsanalyse	CSL	3.03UJ	OCC GmbH
FEM-Simulation	ProCAST Suite	2011.0-Rev4.0	ESI AG
FEM-Simulation	Visual-Environment Suite	7.5-r20207 8.6-r35752 9.6-r48660	ESI AG
Materialdatenbank	StahlWissen NaviMat	XL 2013 XXL 2014	Dr. Sommer Werkstofftechnik GmbH
Materialdatenbank	Stahlschlüssel	2007-5.0 2010-6.0 2013-7.0	Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH
Materialregression	PanEngine API	siehe ProCAST/VE	CompuTherm LLC
Materialregression	StahlRegression	2005 2014	Dr. Sommer Werkstofftechnik GmbH
CAD-Konstruktion	Inventor Professional	2011 2013	Autodesk Inc.
Tabellenkalkulation Textverarbeitung	Office	2011 2016 365	Microsoft AG

7.2 Abbildungsverzeichnis

Abbildungen ohne Quellenangabe wurden durch den Autor erstellt.

Abbildung 1: Einteilung der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 (3) (4).....	4
Abbildung 2: Einteilung der Gießverfahren (3) (5).....	5
Abbildung 3: Aufbau des Gießkastens.....	6
Abbildung 4: Gießform einer Blockgusskokille beim Abguss.	7
Abbildung 5: Typisches C/Si-Verhältnis für Blockgusskokillen (9).....	8
Abbildung 6: Vorgänge beim Blockguss (11).....	10
Abbildung 7: Gießgespann Blockguss.....	11
Abbildung 8: Wege zum Stahl (12).....	13
Abbildung 9: Entwicklung der Blockgussproduktion in Deutschland und wesentlichen Regionen der Stahlproduktion 2009 – 2015 (14).....	14
Abbildung 10: Entwicklung der Blockgussproduktion in Deutschland 2001 – 2016 – aufgeschlüsselt nach Walz- und Schmiedeblocken (14).....	14
Abbildung 11: Anteil Blockguss an der deutschen Stahlproduktion – Daten aus (1).....	15
Abbildung 12: Bauteile, die aus Blockgussrohlingen erzeugt wurden (17).....	16
Abbildung 13: Blockguss-Gießereien in Deutschland (17).....	17
Abbildung 14: Elementargitter bei Gusseisenwerkstoffen (31).....	19
Abbildung 15: Stabiles (gestrichelt) und metastabiles (durchgezogen) Fe-C-System (5).....	20
Abbildung 16: Typische Risse.	24
Abbildung 17: Durchriss an der kurzen Kokillenseite, unrepariert (a) und geriegelt (b).....	24
Abbildung 18: Einfluss unterschiedlicher Elemente auf das Intervall stabiler eutektischer Temperatur und metastabiler eutektischer Temperatur (39).....	29
Abbildung 19: Einfluss von S und Mg auf das Graphitwachstum (38).....	30
Abbildung 20: Auswirkung von Impfmittel und Abkühldauer auf die Wärmeleitfähigkeit (44).	33
Abbildung 21: Auswirkung der Abkühldauer auf die Mikrostruktur (400:1) (43).....	34
Abbildung 22: Gießgerechte Gestaltung eines Bauteils (47).....	36
Abbildung 23: Erstarrungsgeschwindigkeit v und Ausbildung der erstarrten Schicht ξ (49)..	37
Abbildung 24: Vergleich der Entwicklung der Erstarrungsschicht bei Platte [1], Zylinder [2] und Kugel [3] (49).....	38
Abbildung 25: Rissbildung an Gusskanten (50).....	39
Abbildung 26: Eigenspannungsarten (51).....	41

Abbildung 27: Entstehung von Zug- und Druckspannungen a) zu Beginn des Abkühlvorgang durch schnelles Abkühlen der Außenseiten, b) gegen Ende des Abkühlvorgangs bei Abkühlen des Kerns (20).	42
Abbildung 28: Überlagerung von Eigenspannungen σ^I , σ^{II} und σ^{III} in	45
Abbildung 29: Spannungs-Dehnungs-Hysterese (20).	46
Abbildung 30: REM-Aufnahmen von GJL (a), GJV (b) und GJS (c) (11).....	50
Abbildung 31: Kraftlinienverläufe von GJL (a) und GJS (b) (30).	51
Abbildung 32: Modell der Gleitbänder nach Neumann (69).	53
Abbildung 33: Zweiphasenmodell von Rissentstehung und Rissfortschritt (70).	54
Abbildung 34: Hochtemperaturoxidation – schematische Darstellung der Vorgänge in der Deckschicht (71).....	56
Abbildung 35: Oxidbildung um eine Graphitlamelle herum infolge eine Inneren Oxidation. 57	
Abbildung 36: REM Aufnahmen einer Graphitkugel im ungeglühten Zustand (linke Seite, a) und im geglühten Zustand (rechte Seite, b) nach eine Glühzeit von 1 h bei 900°C (72).	58
Abbildung 37: Schematische Darstellung der kinetischen Gesetzmäßigkeiten der Hochtemperaturoxidation (75).	62
Abbildung 38: Rissfortschrittsmodelle (70).....	63
Abbildung 39: Entwicklung einer plastischen Zone im „Kielwasser“ des fortschreitenden Risses (70).	65
Abbildung 40: Modell zu da/dN nach Weertman, basierend auf der Versetzungsverteilungsfunktion nach Bilby, Cottrel und Swinden (70).	66
Abbildung 41: Kurzrissfortschrittsmodell nach Tanaka et al. (70).	67
Abbildung 42: Übergang von Kurzriss- zu Langrissverhalten nach Navaro und de los Rios (70).	67
Abbildung 43: Zusammenstellung notwendiger Analysen und deren Merkmale für die Modellierung des Erstarrungsprozesses (86).	71
Abbildung 44: Struktur aus verbundenen Elementen, abgeändert nach (88).	72
Abbildung 45: Illustration der Herleitung einer generellen Darstellung (88).....	76
Abbildung 46: Koeffizienten bzw. Submatrizen des in Abbildung 45 dargestellten Systems (88).	76
Abbildung 47: Ergebnis der Addition der Matrixelemente aus Abbildung 46.	77
Abbildung 48: Dreieckiges finites Element als Element eines Dreiecksnetzes (88).	79
Abbildung 49: Formfunktion für ein Element (88).....	80

Abbildung 50: Spannungsfeldverteilung nach 4 Minuten (86).....	90
Abbildung 51: Spannungsfeldverteilung nach 40 Minuten (86).....	90
Abbildung 52: Visualisierung eines Oberflächen- (a) und Volumennetzes (b).....	93
Abbildung 53: Gesamthöhe (h_{total}) und nutzbare Höhe (h)......	98
Abbildung 54: Verlauf der Verjüngung von oben nach unten.....	99
Abbildung 55: Wölbung und Radius.	102
Abbildung 56: Darstellung von Block- und Kokillengeometrie.....	105
Abbildung 57: Verlauf des Kokillenwandprofils.	105
Abbildung 58: Ermittlung der Kokillengeometrie.....	107
Abbildung 59: Angussprobe Typ 2 (7).....	112
Abbildung 60: Ablauf der Probennahme zur Bestimmung des initialen Gefüges.	113
Abbildung 61: Temperaturverlauf an Stellen mit kritischer Spannung (innenflächennah, ca. 10 cm Abstand).....	114
Abbildung 62: Wärmebehandeltes Gefüge K-K-I.	115
Abbildung 63: wärmebehandeltes Gefüge K-M-I.	116
Abbildung 64: Abkühlkurve bei ungenügender Keimzahl und/oder rascher Abkühlung (32).	117
Abbildung 65: Messpunkte zur Bestimmung der thermozyklischen Belastung (Kokille BR21).	119
Abbildung 66: Beispielhafter Temperaturverlauf in Kokille und Block während der Erstarrung.	119
Abbildung 67: Darstellung aller gemittelten Messkurven.	120
Abbildung 68: Messmethoden zur Bestimmung der Eigenspannungen (51).	121
Abbildung 69: Exemplarisches Messprotokoll Wärmebildmessung (kurze Seite).	122
Abbildung 70: Anbringung von Thermosonden in der Kokillenwand.	123
Abbildung 71: Abhängigkeit der Kokillenstandzeit (n) von dem Sättigungsgrad Sc	125
Abbildung 72: Initiales Gefüge Außenwand (Probenlage 6).	127
Abbildung 73: Initiales Gefüge Wandmitte (Probenlage 3).....	127
Abbildung 74: Initiales Gefüge Innenwand (Probenlage 11).	128
Abbildung 75: Abhängigkeit der Kokillenstandzeit (n) vom den C- und Si-Gehalten (Geometrie BR21).	130
Abbildung 76: Seitenverhältnis (a/b) der Kokillenwände.	131
Abbildung 77: Verteilung der realen Standzeiten für Kokillen der Geometrie BR21.	132
Abbildung 78: Abhängigkeit der mittleren Kokillenstandzeit vom Seitenverhältnis.	133

Abbildung 79: Kraftlinienverläufe GJS (a), GJV (b), GJL (c) (99).....	136
Abbildung 80: Wärmetransport in Gusseisenwerkstoffen (28).	139
Abbildung 81: Time-to-Solidus eines Stahlblocks bei einer (a) GJL/300 mm- und (b) GJS/200 mm-Kokille.....	141
Abbildung 82: Temperaturgradient zwischen Innen- und Außenfläche K-M.....	142
Abbildung 83: Effektive Eigenspannungen nach 10 Zyklen (skaliert auf $2 \cdot R_m$ bei Raumtemperatur).....	143
Abbildung 84: Plastische Verformung nach 10 Zyklen.	143
Abbildung 85: Temperaturkurven „Eigenglühen der initialen Eigenspannungen“.	147
Abbildung 86: Kombinierte Glühbehandlung (Perlitisieren und Spannungsarmglühen).....	152
Abbildung 87: Darstellung einer Ausgangsgeometrie.	153
Abbildung 88: Darstellung der optimierten Geometrie.	153
Abbildung 89: Berechnete Eigenspannungen und Standzeiten.	154
Abbildung 90: Darstellung der Software-Funktionalitäten.....	155
Abbildung 91: Eingabemaske – Ingot-Tool.....	156
Abbildung 92: Temperaturverläufe Innenflächennah.	158
Abbildung 93: Initiales Gefüge GJS „Cu“ (Probe V1-In-1).	162
Abbildung 94: Initiales Gefüge GJS „Sb“ (Probe V2-In-1).	163
Abbildung 95: Initiales Gefüge GJS „Sn“ (Probe V3-In-1)	164
Abbildung 96: Beeinflussung der Kugelqualität (Schliffe ungeätzt, 1:200).....	165
Abbildung 97: Graphitentartung bei Zulegierung von Sn.	166
Abbildung 98: Gefügeveränderung GJS „Cu“ bei geringer thermischer Belastung K-K-I..	167
Abbildung 99: Wärmebehandeltes Gefüge GJS „Cu“ K-M-I (Probe V1-K-M-I-1).....	168
Abbildung 100: Wärmebehandeltes Gefüge GJS „Sb“ K-M-I (Probe V2-K-M-I-1).	169
Abbildung 101: Wärmebehandeltes Gefüge GJS „Sn“ K-M-I (Probe V3-K-M-I-1).	170

7.3 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Typische Legierung für Blockgusskokillen (9).....	8
Tabelle 2: Bestandteile von Gusseisenwerkstoffen (38).....	28
Tabelle 3: Einfluss von Legierung und Gussformtypen auf physikalische Parameter (43).....	30
Tabelle 4: Einfluss des Al- und Ni-Gehalts auf die mechanischen und thermischen Beständigkeitswerte (43).....	31
Tabelle 5: Phasenanteile der metallischen Basis im Gusseisen in Abhängigkeit von Al-Gehalt (43).....	32
Tabelle 6: Zusammensetzung des Impfmittels in einem Versuch zur Wärmeleitfähigkeit (44).	32
Tabelle 7: Zusammensetzung der aus derselben Schmelze gezogenen Legierungsproben (44).	33
Tabelle 8: Berechnung des Modulus für Basisgeometrien und größenabhängige Multiplikatorwerte (49).....	36
Tabelle 9: Vergleich der Dichte von Gefügebestandteilen (55).....	43
Tabelle 10: Chemische Analysen der Spektren der Probe im ungeglühten Zustand (72).....	59
Tabelle 11: Chemische Analysen der Spektren der Probe im ungeglühten Zustand (72).....	59
Tabelle 12: Elemente und Knotenverbindungen des in Abbildung 45 dargestellten Systems.	76
Tabelle 13: Standzeitkenngrößen.....	111
Tabelle 14: Auswirkung verschiedener Legierungselemente auf die Kokillenstandzeit (n)..	125
Tabelle 15: Terminologie von Graphit in Gusseisen (Auszug) (91).....	128
Tabelle 16: Anordnung von Lamellengraphit (Auszug) (91).....	129
Tabelle 17: Zusammenstellung der hohe Standzeiten begünstigenden Faktoren als Ergebnis der Auswertung der Messreihen.....	134
Tabelle 18: Wanddickenanpassung (102) (7).....	140
Tabelle 19: Zusammenfassung Spannungsarmglühen (104).....	146
Tabelle 20: Einfluss von Legierungselementen (5) (11) (32) (108).....	150
Tabelle 21: Chemische Analysen der Versuchsschmelzen (Auszug).....	159
Tabelle 22: Probenplan Versuchslegierungen.....	160

7.4 Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

K-?-?	Kurze Seite der Kokille
L-?-?	Lange Seite der Kokille
?-K-?	Kopfbereich
?-M-?	Mittlere Höhe
?-F-?	Fußbereich
?-?-I	Innenflächennah (Wanddicke d=20 %)
?-?-M	Wandmitte (Wanddicke d=50 %)
?-?-A	Außenfläche (Wanddicke d=100 %)
\bar{n}	Mittlere Kokillenstandzeit (geometrieabhängig)
Ac ₁	Austenitisierungstemperatur
Al	Aluminium
As	Arsen
Ba	Barium
Bi	Bismut
bzw.	beziehungsweise
c.p.	ceteris paribus
C	Kohlenstoff
Ca	Calcium
CAD	Computer Aided Design
Ce	Cer
CE / CEV	Kohlenstoffäquivalent
	$CE = C + \frac{Si + P}{3} = 4,3 + C \left(1 - \frac{1}{Sc}\right)$
Cr	Chrom
Cu	Kupfer
d.h.	das heißt
delta-T / ΔT	Temperaturgradient
DEW	Deutsche Edelstahlwerke
DIN	Deutsches Institut für Normung
E-Modul	Elastizitätsmodul
EN	Europäische Norm
Fe	Eisen

FEM	Finite-Elemente-Methode
GJL	Gusseisen mit Lamellen-Graphit
GJLA	Austenitisches Gusseisen
GJMB	Temperguss
GJN	Verschleißbeständiges Gusseisen
GJS	Gusseisen mit KugelGraphit
GJV	Gusseisen mit VermicularGraphit
H	Wasserstoff
ISO	International Organization for Standardization
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
Mg	Magnesium
Mn	Mangan
Mo	Molybdän
<i>n</i>	Kokillenstandzeit
NE-Metall	Nichteisen-Metall
Ni	Nickel
O	Sauerstoff
P	Phosphor
Pb	Blei
R _m	Streckgrenze
S	Schwefel
Sb	Antimon
Sc	Sättigungsgrad
	$Sc = \frac{C_{gesamt}}{4,26 - \frac{1}{3}(Si + P)} = \frac{C}{4,3 - CE + C}$
Si	Silizium
Sn	Zinn
sog.	sogenannte -r/-s
Sr	Strontium
Ti	Titan
V	Vanadium
z.B.	zum Beispiel

Zr

Zirconium

ZTU

Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm

7.5 Formelzeichen

7.5.1 Lateinische Formelbuchstaben/ -bezeichnungen

Symbol	Einheit	Bedeutung
A	m ²	Fläche
a	m	Risslänge
b	(-)	Vektor der Körperkräfte
\vec{b}_r	(-)	Burgers-Vektor
C	(-)	Materialkonstante (Bruchmechanik)
CTOD	M	Rissöffnungsverdrängung
D	(-)	Matrix der Elastizitätskonstanten
D _x	m	Blockdiagonale auf Höhe x
d	m	Dicke
$\frac{dy}{dx}$	(-)	Differenzial
E	N·(m ²) ⁻¹ , Pa	Elastizitätsmodul
F	Pa	Fließspannung
f	N	Kraft
G ^T	(-)	Matrix der Kosinuswerte der Zugvektoren
H	(-)	Leitungskoeffizient
h	m	(nutzbare) Höhe
K	MPa · \sqrt{m}	Spannungsintensitätsfaktor
K ¹	(-)	Steifigkeitsmatrix (in Element 1)
k	m·h ^{0.5}	Erstarrungskoeffizient
k _G	(-)	Gussformkonstante
k _p ⁰	(-)	deckschichtbezogene, parabolische Zunderkonstante
L	m	Länge
M _x	kg	Masse von x
M	(-)	Modul
m	(-)	Materialkonstante (Bruchmechanik)
N _a	(-)	Formfunktion

N_B	(-)	Bruchlastspielzahl unter isothermen Bedingungen
n	(-)	Vektor von Kosinuswerten
P	Pa, bar	Partialdruck
p_h	(-)	Leistungsfaktor
Q	$\text{kg}\cdot\text{m}^2\cdot\text{s}^{-3}$	Wärmeflussrate
q	N	Kraft
q	$\text{kg}\cdot\text{m}^2\cdot\text{s}^{-3}$	Wärmefluss
R	$\text{W}\cdot\text{m}^{-1}$	Wärmespannungsindex
R_e	Pa	Streckgrenze
R_m	Pa	Kriechfestigkeit
R_z	m	Rauigkeit
R_x	m	Radius von x
\dot{R}	Pa	Gesamtladungsrate
Ratio	(-)	Verhältnis
r	(-)	Maß des Einzelkristalls
S	(-)	Formfaktor
S_u	(-)	Differenzialoperator
ΔT	Pa	Temperaturgradient
t	s	Zeit
U_1	N	Kraftkomponente in x-Achse
u	m	Verlagerung in x-Achse
U^*	Pa	kritische Hysteresegrenze
V	m^3	Volumen
V_1	N	Kraftkomponente in y-Achse
v	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Geschwindigkeit
w	m	Wandstärke
X	m	Dicke/Wandstärke
x		Koordinate
x_o	m	Dicke der Ionen-Schicht
y	m	Koordinate
z	m	Koordinate

7.5.2 Griechische Formelbuchstaben

Symbol	Einheit	Bedeutung
α	$\text{m}\cdot\text{K}^{-1}$	Ausdehnungskoeffizient
$\alpha_{1,2,\dots,4,6}$	(-)	Konstante
Δ	(-)	Änderung, Differenz
ε	N	Belastung
ε_{min}	m/s	Kriechgeschwindigkeit
ε_p	(-)	Duktilität
Θ	rad	Winkel
λ	$\text{W}\cdot(\text{mK})^{-1}$	Wärmeleitfähigkeit
ν	(-)	Poisson-Zahl
ξ	m	Dicke der Erstarrungsschicht
π	(-)	Kreiszahl
Σ	(-)	Summe
σ	Pa	Spannung (Zug-)
σ_{th}	Pa	Temperaturwechselbeständigkeit / Wärmespannung
τ	Pa	Spannung (Druck- / Reibungs-)
ϕ	W	Wärmepotenzial

7.5.3 Indices

Symbol	Bedeutung
~	Näherungswert
I	Erste Art (Eigenspannung)
II	Zweite Art (Eigenspannung)
III	Dritte Art (Eigenspannung)
1	Breitseite
2	Schmalseite
A	Phase A
a	Knoten a
avg	durchschnittlich
B	Phase B
Baseplate	Bodenplatte
bottom	Boden-
C	Kristallit
CP	Gießpulver-
Camber	Wölbung
D	Diagonal-
deflect	Auslenkung
E	Profilellipsenhälfte
e	Element e
ES	Eigenspannung
eff	effektiv
HD	Höhe
HP	Partikel
h	Höhen-
I	Block- (Ingot)
inner	Innen-
Ingot	Block-
Insulation	Isolations-
K	Korn
k	Kugel
M	Kokillen- (Mold)

Mass	Massen-
MM	Matrix
MMC	mehrphasiger Werkstoff
Mold	Kokillen-
m	Manschette
max	maximal
min	minimal
outer	Außen-
p	Platte
percent	Prozentwert
rec	empfohlen
reib	Reib-
s	Sekunden
total	Gesamt-
Top	Kopf
top	Über-
th	thermisch
vorw	vorwärts
vp	viskoplastisch
W	Wandstärke
w	Würfel
z	Zylinder

Anhänge

Anhang A: Auszug aus der Kokillendatenbank

Kokille	Gießparameter				Analyse																		
	Gießdatum	Charge	Gießtemp	Standzeit	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Ti	B	N2	Ca	H2	Sc	
			[°C]	[d]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[ppm]	
BR21-0510	18.6.2010	18805	1236	10	4.02	1.34	1.233	0.09	0.013	0.002	0.001	0.018	0.009	0.001	0.001	0.01	0.044	0.0001				1.0467	
BR21-0810	30.11.2010	22256	1236	10	4.46	1.38	1.034	0.083	0.0026	0.003	0.001	0.022	0.017	0.001	0.001	0.011	0.031	0.0005				1.1643	
BR21-0710	6.1.2011	22957	1236	10	4.37	1.46	1.028	0.088	0.008													1.1497	
BR21-0111	9.3.2011	24390	1237	10	4.16	1.31	1.006	0.093	0.005	0.004	0.001	0.019	0.01	0.001	0.001	0.012	0.031	0.0001				1.0811	
BR21-0211	17.3.2011	24620	1234	10	3.98	1.07	0.967	0.089	0.013	0.004	0.001	0.021	0.011	0.001	0.001	0.012	0.024	0.0001				1.0154	
BR21-0311	25.3.2011	24833	1237	10	4.19	1.33	0.989	0.092	0.015	0.003	0.001	0.02	0.009	0.001	0.001	0.012	0.02	0.0001				1.0918	
BR21-0411	28.4.2011	25726	1238	10	4.32	1.03	0.959	0.089	0.015	0.003	0.001	0.018	0.01	0.001	0.001	0.01	0.024	0.0001				1.099	
BR21-0511	22.6.2011	27119	1238	10	4.15	1.41	0.969	0.084	0.012	0.003	0.001	0.021	0.011	0.001	0.001	0.009	0.029	0.0001				1.0875	
BR21-0611	13.7.2011	27574	1236	10	4.22	1.24	0.935	0.09	0.023	0.003	0.001	0.019	0.01	0.001	0.001	0.01	0.026	0.0001				1.0927	
BR21-0711	28.7.2011	27900	1236	10	4.02	1.33	0.976	0.099	0.018	0.002	0.001	0.02	0.013	0.001	0.001	0.01	0.029	0.0001				1.0484	
BR21-0412	14.6.2012	34069	1238	10	4.22	1.24	1.02	0.094	0.017	0.002	0.001	0.024	0.013	0.001	0.001	0.012	0.02	0.0001				1.0918	
BR21-0512	26.6.2012	34303	1240	10	3.97	1.32	1.14	0.098	0.012	0.002	0.001	0.025	0.012	0.001	0.002	0.013	0.042	0.0001				1.0328	
BR21-0612	2.8.2012	35077	1237	10	4.24	1.53	1.01	0.092	0.0026	0.002	0.001	0.026	0.009	0.001	0.001	0.014	0.036	0.0001				1.1212	
BR21-0712	10.10.2012	35934	1235	10	4.37	1.22	1.06	0.093	0.015	0.003	0.001	0.021	0.013	0.001	0.001	0.031	0.029	0.0001				1.1283	
BR21-0812	8.11.2012	36534	1235	10	4.23	1.24	1.25	0.083	0.011	0.003	0.001	0.019	0.012	0.001	0.001	0.029	0.04	0.0001				1.0916	
BR22-0610	20.7.2010	19423	1241	10	4.21	1.08	0.942	0.098	0.017	0.003	0.001	0.022	0.013	0.001	0.001	0.012	0.022	0.0001				1.0762	
BR22-0110	16.11.2010	21918	1236	10	4.26	1.03	1.043	0.092	0.018	0.007	0.001	0.02	0.011	0.001	0.001	0.012	0.024	0.0001				1.0838	
BR22-0111	27.1.2011	23416	1236	10	4.21	1.64	1.148	0.078	0.0023	0.003	0.001	0.019	0.008	0.001	0.001	0.013	0.039	0.0001				1.1216	
BR22-0211	17.2.2011	23902	1235	10	3.99	1.32	1.181	0.086	0.029	0.002	0.001	0.019	0.01	0.001	0.001	0.011	0.027	0.0001				1.0389	
BR22-0311	31.3.2011	24976	1238	10	3.93	1.43	1.017	0.09	0.004	0.003	0.001	0.023	0.01	0.001	0.001	0.011	0.028	0.0001				1.0308	
BR22-0411	12.4.2011	25299	1238	10	4.12	1.32	0.986	0.089	0.007	0.003	0.001	0.02	0.01	0.001	0.001	0.012	0.04	0.0001				1.0716	
BR22-0511	9.5.2011	25989	1234	10	4.12	1.16	0.922	0.089	0.02	0.001	0.001	0.021	0.007	0.001	0.001	0.009	0.038	0.0001				1.0597	
BR22-0611	18.5.2011	26213	1233	10	4.22	1.32	0.986	0.08	0.015	0.003	0.001	0.02	0.01	0.001	0.001	0.01	0.041	0.0001				1.0978	
BR22-0711	5.8.2011	28075	1235		4.23	1.47	0.964	0.091	0.0015	0.003	0.001	0.022	0.014	0.001	0.009	0.024	0.0001					1.1132	
					4.1754	1.3008	1.0319	0.0896	0.0123	0.0029	0.001	0.0208	0.011	0.001	0.001	0.0128	0.0308	0.0001				1.0847	

Kokille	Beschreibung1	n1	d1	s1	Beschreibung2	n2	d2	s2
		[n]	[d]	[d]		[n]	[d]	[d]
BR21-0510	Risse beide Seiten ca. 30-40 cm,innen noch nicht bis aussen	30	29.03.2011	284	Stirnseite ca. 70cm	30	29.03.2011	284
BR21-0810					Stirnseite ca. 50cm	10	29.03.2011	119
BR21-0710	Riss auf einer Seite	22	06.08.2011	212				
BR21-0111								
BR21-0211	Riss auf einer Seite,nicht durch,ca. 1,0 m Meter lang	4	23.04.2011	37				
BR21-0311	Riss auf einer Seite,nicht durch,ca. 80 cm Meter lang	1	21.04.2011	27				
BR21-0411					beide Stirnseiten gerissen , sonst i.O.	35		
BR21-0511					beide Stirnseiten gerissen , sonst i.O.	28		
BR21-0611	Riss auf einer Seite	30			eine Stirnseite gerissen	30		
BR21-0711	Riss auf einer Seite , ca ein Meter lang	26			eine Stirnseite gerissen	26		
BR21-0412								
BR21-0512								
BR21-0612								
BR21-0712								
BR21-0812								
BR22-0610					beide Stirnseiten nach 1. Abguss	1		
BR22-0110					beide Stirnseiten nach 1. Abguss	1		
BR22-0111	Risse beide Seiten	16	03.08.2011	188	beide Stirnseiten nach 1. Abguss,nach 25 x giessen beide Seiten bis oben gerissen(17.09.11)	1		
BR22-0211	Riss auf einer Seite,nach 21 x giessen Riss bis aussen(29.08.11)	13	03.08.2011	167	beide Stirnseiten nach 1. Abguss,nach 21 x giessen beide Seiten bis oben gerissen(29.08.11)	1		
BR22-0311	Riss auf einer Seite,nach 28 x giessen	18	22.09.2011	175	beide Stirnseiten nach 1. Abguss,beide Seiten fast bis hoch gerissen nach 19xgiessen			
BR22-0411	Riss auf einer Seite,nach 16 x giessen	16	02.10.2011	173	beide Stirnseiten nach 1. Abguss			
BR22-0511					beide Stirnseiten nach 1. Abguss			
BR22-0611					beide Stirnseiten nach 1. Abguss			
BR22-0711								

Nicht mehr einsatzfähig				
Kokille	Beschreibung ³	n ³	d ³	s ³
		[n]	[d]	[d]
BR21-0510				
BR21-0810				
BR21-0710				
BR21-0111				
BR21-0211				
BR21-0311				
BR21-0411				
BR21-0511				
BR21-0611				
BR21-0711				
BR21-0412				
BR21-0512				
BR21-0612				
BR21-0712				
BR21-0812				
BR22-0610				
BR22-0110	Riegelbolzen abgerissen,Riss teilt sich oberhalb	29	02.10.2011	320
BR22-0111	Schrott am 14.10.11	28	14.10.2011	260
BR22-0211				
BR22-0311				
BR22-0411				
BR22-0511				
BR22-0611				
BR22-0711				

Anhang B: Kokillentemperaturverlauf beim Guss

Zeit [h]	Kurze Seite								
	Kopf			Mitte			Fuß		
	Aussenfläche d=100%	1/2 Wandstärke d=50%	Innenflächennah d=20%	Aussenfläche d=100%	1/2 Wandstärke d=50%	Innenflächennah d=20%	Aussenfläche d=100%	1/2 Wandstärke d=50%	Innenflächennah d=20%
0.00	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0
0.00	25.0	25.0	25.0	25.0	25.1	44.2	25.0	25.1	50.9
0.00	25.0	25.0	25.0	25.0	25.4	71.1	25.0	25.5	87.0
0.01	25.0	25.0	25.1	25.0	27.2	133.9	25.0	27.8	170.0
0.05	25.0	25.3	28.3	30.1	93.4	559.1	34.7	105.1	676.7
0.26	29.1	41.4	50.8	150.7	309.7	817.7	199.7	342.6	823.8
0.60	54.1	86.7	87.8	310.3	446.4	826.1	344.5	444.7	712.8
0.93	89.7	132.2	127.9	399.0	516.5	827.2	397.4	472.5	654.1
1.18	117.5	163.5	157.4	442.5	550.7	827.2	415.5	479.7	626.0
1.51	153.0	201.1	194.1	484.3	583.5	826.4	427.6	482.0	597.9
1.80	181.0	229.8	222.2	510.9	604.2	825.5	432.7	481.2	579.6
2.13	211.5	260.5	253.1	535.5	623.2	824.5	435.7	479.1	562.3
2.46	239.5	288.5	281.7	555.2	638.3	823.4	437.1	476.5	548.4
2.80	265.3	314.0	307.9	571.5	650.6	822.3	437.8	473.9	537.2
3.13	288.9	337.2	331.8	585.3	660.9	821.2	438.1	471.7	528.1
3.46	310.4	358.4	353.5	597.2	669.6	820.1	438.3	469.7	520.7
3.80	329.9	377.6	373.1	607.6	677.2	819.1	438.4	468.0	514.6
4.13	347.7	395.0	390.8	616.8	683.8	818.0	438.6	466.7	509.6
4.46	363.9	410.9	406.8	624.8	689.6	816.9	438.9	465.6	505.5
4.80	378.7	425.4	421.4	631.9	694.6	815.7	439.2	464.8	502.0
5.13	392.3	438.6	434.7	638.2	698.9	814.4	439.5	464.2	499.1
5.46	404.7	450.7	446.9	643.8	702.7	813.0	440.0	463.7	496.7
5.80	416.0	461.8	458.1	648.7	705.9	811.5	440.4	463.4	494.7
6.13	426.5	472.0	468.3	653.0	708.7	809.9	440.9	463.2	493.1
6.46	436.2	481.4	477.8	656.8	711.1	808.3	441.5	463.1	491.7
6.80	445.0	490.0	486.5	660.1	713.0	806.6	442.0	463.1	490.5
7.13	453.2	497.9	494.4	663.0	714.7	804.9	442.6	463.2	489.5
7.46	460.8	505.2	501.8	665.5	716.0	803.1	443.1	463.3	488.7
7.80	467.7	511.9	508.5	667.7	717.1	801.2	443.7	463.5	488.0
8.13	474.2	518.1	514.7	669.5	717.9	799.3	444.3	463.6	487.4
8.46	480.1	523.7	520.4	671.1	718.4	797.3	444.8	463.8	486.9
8.80	485.5	528.9	525.6	672.4	718.8	795.2	445.3	464.0	486.4
9.13	490.5	533.7	530.4	673.4	718.9	793.1	445.8	464.2	486.0
9.46	495.1	538.0	534.8	674.1	718.8	790.9	446.3	464.4	485.7
9.80	499.3	542.0	538.7	674.7	718.5	788.6	446.7	464.5	485.3
10.13	503.2	545.6	542.4	675.0	718.1	786.3	447.1	464.7	485.0

Zeit [h]	Kurze Seite									
	Kopf			Mitte			Fuß			
	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	
	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	
STRIPPEN DES BLOCKES										
10.13	503.2	517.1	559.4	675.0	718.1	786.3	447.1	464.7	485.0	
10.13	503.2	517.2	558.7	675.0	718.0	785.3	447.1	464.7	484.5	
10.37	505.6	518.1	527.3	673.0	705.4	725.5	444.9	457.4	457.7	
10.71	503.8	512.1	513.1	660.6	680.3	679.1	436.4	445.3	441.6	
11.04	498.6	505.4	504.4	642.6	656.8	649.5	427.2	435.0	430.4	
11.37	492.3	498.6	496.6	623.7	635.6	626.7	418.9	426.1	421.2	
11.71	485.5	491.6	489.1	605.7	616.5	607.3	411.5	418.3	413.1	
12.04	478.5	484.5	481.5	589.0	599.1	589.9	404.9	411.2	405.9	
12.37	471.4	477.3	474.0	573.5	583.1	574.1	398.7	404.8	399.3	
12.71	464.2	470.0	466.5	559.2	568.3	559.5	393.0	398.8	393.2	
13.04	457.0	462.8	459.1	545.8	554.4	545.9	387.6	393.1	387.5	
13.37	449.9	455.5	451.6	533.2	541.4	533.0	382.5	387.7	382.0	
13.71	442.7	448.2	444.2	521.2	529.0	520.9	377.6	382.5	376.8	
14.04	435.5	440.9	436.9	509.7	517.2	509.3	372.8	377.6	371.8	
14.37	428.4	433.7	429.6	498.8	505.9	498.1	368.2	372.7	366.9	
14.71	421.3	426.5	422.4	488.2	495.0	487.4	363.7	368.1	362.2	
15.04	414.2	419.3	415.2	477.9	484.5	477.1	359.3	363.5	357.6	
15.37	407.2	412.1	408.0	467.9	474.2	467.0	355.1	359.0	353.1	
15.71	400.2	405.0	400.9	458.2	464.2	457.1	350.8	354.6	348.7	
16.04	393.2	398.0	393.9	448.6	454.5	447.5	346.7	350.3	344.4	
16.37	386.3	391.0	386.9	439.3	445.0	438.1	342.6	346.1	340.2	
16.71	379.4	384.0	380.0	430.2	435.6	428.9	338.6	341.9	336.0	
17.04	372.6	377.1	373.1	421.3	426.5	419.9	334.6	337.8	331.9	
17.37	365.9	370.2	366.3	412.5	417.5	411.1	330.7	333.7	327.8	
17.71	359.2	363.4	359.5	403.9	408.7	402.4	326.8	329.7	323.8	
18.04	352.5	356.6	352.8	395.4	400.0	393.9	322.9	325.7	319.8	
18.37	345.9	350.0	346.2	387.1	391.5	385.5	319.1	321.8	315.9	
18.71	339.4	343.3	339.6	378.9	383.1	377.3	315.3	317.8	312.0	
19.04	332.9	336.7	333.1	370.8	374.9	369.2	311.5	314.0	308.1	
19.37	326.5	330.2	326.6	362.9	366.8	361.2	307.7	310.1	304.3	
19.71	320.2	323.8	320.2	355.0	358.9	353.4	304.0	306.3	300.5	
20.04	313.9	317.4	313.9	347.4	351.0	345.7	300.3	302.5	296.7	
20.37	307.6	311.1	307.7	339.8	343.3	338.1	296.6	298.7	293.0	
20.71	301.5	304.8	301.5	332.3	335.7	330.6	293.0	295.0	289.3	
21.04	295.4	298.6	295.3	325.0	328.2	323.2	289.4	291.3	285.6	

Zeit [h]	Kurze Seite								
	Kopf			Mitte			Fuß		
	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah
	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%
21.37	289.4	292.5	289.3	317.8	320.9	316.0	285.8	287.6	282.0
21.71	283.4	286.5	283.3	310.7	313.7	308.9	282.2	283.9	278.3
22.04	277.6	280.6	277.5	303.7	306.5	301.9	278.6	280.3	274.8
22.37	271.8	274.7	271.7	296.8	299.6	295.0	275.1	276.7	271.2
22.71	266.1	269.0	265.9	290.0	292.7	288.2	271.6	273.1	267.7
23.04	260.5	263.3	260.3	283.4	286.0	281.6	268.1	269.6	264.2
23.37	255.0	257.7	254.8	276.9	279.4	275.1	264.7	266.0	260.7
23.71	249.6	252.2	249.3	270.6	273.0	268.8	261.3	262.6	257.2
24.04	244.2	246.8	243.9	264.4	266.6	262.6	257.9	259.1	253.8
24.37	238.9	241.4	238.7	258.3	260.5	256.5	254.5	255.7	250.4
24.71	233.8	236.2	233.5	252.3	254.4	250.5	251.1	252.3	247.1
25.04	228.7	231.0	228.3	246.5	248.5	244.7	247.8	248.9	243.7
25.37	223.7	225.9	223.3	240.7	242.7	239.0	244.5	245.5	240.4
25.71	218.7	220.9	218.4	235.1	237.0	233.4	241.3	242.2	237.2
26.04	213.9	216.0	213.5	229.6	231.4	227.9	238.0	238.9	233.9
26.37	209.1	211.2	208.7	224.3	226.0	222.5	234.8	235.7	230.7
26.71	204.5	206.5	204.1	219.0	220.7	217.3	231.6	232.4	227.5
27.04	199.9	201.8	199.5	213.9	215.5	212.2	228.5	229.2	224.4
27.37	195.4	197.3	195.0	208.8	210.4	207.2	225.4	226.1	221.3
27.71	191.0	192.8	190.5	203.9	205.4	202.3	222.3	222.9	218.2
28.04	186.6	188.4	186.2	199.1	200.5	197.5	219.2	219.8	215.1
28.37	182.4	184.1	181.9	194.4	195.8	192.8	216.2	216.8	212.1
28.71	178.2	179.9	177.7	189.8	191.1	188.2	213.2	213.7	209.1
29.04	174.1	175.7	173.6	185.3	186.6	183.7	210.2	210.7	206.2
29.37	170.1	171.7	169.6	180.9	182.2	179.4	207.2	207.7	203.2
29.71	166.2	167.7	165.7	176.6	177.8	175.1	204.3	204.8	200.4
30.04	162.3	163.8	161.8	172.4	173.6	170.9	201.4	201.9	197.5
30.37	158.5	160.0	158.1	168.3	169.4	166.8	198.6	199.0	194.7
30.71	154.9	156.3	154.4	164.3	165.4	162.9	195.8	196.1	191.9
31.04	151.3	152.6	150.8	160.4	161.5	159.0	193.0	193.3	189.1
31.37	147.7	149.0	147.2	156.6	157.6	155.2	190.2	190.5	186.4
31.71	144.3	145.6	143.8	152.9	153.9	151.5	187.5	187.8	183.7
32.04	140.9	142.1	140.4	149.3	150.2	147.9	184.8	185.1	181.0
32.37	137.6	138.8	137.1	145.7	146.6	144.3	182.2	182.4	178.3
32.71	134.4	135.5	133.9	142.3	143.1	140.9	179.5	179.7	175.7
33.04	131.2	132.4	130.7	138.9	139.7	137.6	176.9	177.1	173.2

Zeit [h]	Kurze Seite								
	Kopf			Mitte			Fuß		
	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah
	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%
33.37	128.2	129.3	127.7	135.6	136.4	134.3	174.3	174.5	170.6
33.71	125.2	126.2	124.7	132.4	133.1	131.1	171.8	171.9	168.1
34.04	122.2	123.3	121.7	129.2	130.0	128.0	169.3	169.4	165.6
34.36	119.5	120.5	119.0	126.3	127.0	125.1	166.9	167.0	163.3
34.70	116.7	117.6	116.2	123.3	124.0	122.1	164.4	164.5	160.8
35.03	114.0	114.9	113.4	120.4	121.1	119.2	162.0	162.1	158.4
35.36	111.3	112.2	110.8	117.6	118.2	116.4	159.6	159.7	156.1
35.70	108.7	109.6	108.2	114.8	115.4	113.7	157.3	157.3	153.8
36.03	106.2	107.0	105.6	112.1	112.7	111.0	154.9	155.0	151.5
36.36	103.7	104.5	103.2	109.5	110.1	108.4	152.6	152.7	149.2
36.70	101.3	102.1	100.8	106.9	107.5	105.9	150.4	150.4	147.0
37.03	98.9	99.7	98.4	104.5	105.0	103.4	148.1	148.1	144.7
37.36	96.7	97.4	96.1	102.0	102.6	101.0	145.9	145.9	142.6
37.70	94.4	95.1	93.9	99.7	100.2	98.6	143.8	143.7	140.4
38.03	92.3	92.9	91.7	97.4	97.9	96.4	141.6	141.6	138.3
38.36	90.2	90.8	89.6	95.1	95.6	94.1	139.5	139.4	136.2
38.70	88.1	88.7	87.6	93.0	93.4	92.0	137.4	137.4	134.2
39.03	86.1	86.7	85.6	90.8	91.3	89.9	135.4	135.3	132.2
39.36	84.1	84.7	83.6	88.8	89.2	87.8	133.3	133.2	130.2
39.70	82.2	82.8	81.7	86.8	87.2	85.8	131.3	131.2	128.2
40.03	80.4	80.9	79.9	84.8	85.2	83.9	129.4	129.3	126.3
40.36	78.6	79.1	78.1	82.9	83.3	82.0	127.4	127.3	124.3
40.70	76.8	77.3	76.3	81.1	81.4	80.2	125.5	125.4	122.5
41.03	75.1	75.6	74.6	79.3	79.6	78.4	123.6	123.5	120.6
41.36	73.5	73.9	72.9	77.5	77.9	76.7	121.7	121.6	118.8
41.70	71.9	72.3	71.3	75.8	76.1	75.0	119.9	119.8	117.0
42.03	70.3	70.7	69.8	74.2	74.5	73.3	118.1	118.0	115.2
42.36	68.8	69.2	68.2	72.5	72.9	71.7	116.3	116.2	113.5
42.70	67.3	67.7	66.7	71.0	71.3	70.2	114.6	114.4	111.7
43.03	65.8	66.2	65.3	69.4	69.7	68.6	112.9	112.7	110.0
43.36	64.4	64.8	63.9	68.0	68.2	67.2	111.2	111.0	108.4
43.70	63.1	63.4	62.5	66.5	66.8	65.7	109.5	109.3	106.7
44.03	61.7	62.0	61.2	65.1	65.4	64.3	107.8	107.7	105.1
44.36	60.4	60.7	59.9	63.7	64.0	63.0	106.2	106.0	103.5
44.70	59.2	59.5	58.6	62.4	62.6	61.6	104.6	104.4	102.0
45.03	57.9	58.2	57.4	61.1	61.3	60.4	103.0	102.9	100.4

	Kurze Seite								
	Kopf			Mitte			Fuß		
Zeit [h]	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah
	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%
45.36	56.7	57.0	56.2	59.8	60.1	59.1	101.5	101.3	98.9
45.70	55.6	55.8	55.0	58.6	58.8	57.9	100.0	99.8	97.4
46.03	54.4	54.7	53.9	57.4	57.6	56.7	98.5	98.3	96.0
46.36	53.4	53.6	52.8	56.2	56.4	55.5	97.0	96.8	94.5
46.70	52.3	52.5	51.7	55.1	55.3	54.4	95.6	95.4	93.1
47.03	51.2	51.4	50.7	54.0	54.2	53.3	94.1	93.9	91.7
47.36	50.2	50.4	49.7	52.9	53.1	52.3	92.7	92.5	90.3
47.70	49.2	49.4	48.7	51.9	52.1	51.2	91.3	91.1	88.9
48.03	48.3	48.5	47.7	50.9	51.0	50.2	90.0	89.8	87.6
48.36	47.4	47.5	46.8	49.9	50.0	49.2	88.6	88.4	86.3
48.70	46.4	46.6	45.9	48.9	49.1	48.3	87.3	87.1	85.0

Lange Seite										
Zeit [h]	Kopf			Mitte			Fuß			
	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	
	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	
0.00	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	
0.00	25.0	25.0	25.0	25.0	25.0	43.4	25.0	25.0	25.1	
0.00	25.0	25.0	25.0	25.0	25.1	69.5	25.0	25.1	25.5	
0.01	25.0	25.0	25.0	25.0	25.6	130.9	25.0	25.5	27.8	
0.05	25.0	25.1	25.8	26.6	49.5	587.1	26.6	47.7	119.6	
0.26	26.6	32.8	49.7	90.2	210.6	954.1	100.2	208.5	352.8	
0.60	44.7	60.9	97.1	234.3	364.3	912.7	231.5	347.6	399.5	
0.93	77.3	96.5	140.9	346.9	464.0	899.3	310.0	421.8	421.0	
1.18	105.0	124.6	171.7	411.4	521.5	905.7	349.0	458.4	434.0	
1.51	142.3	162.2	210.6	480.4	584.4	919.9	386.9	493.7	449.6	
1.80	173.0	193.1	241.8	528.9	629.4	932.8	411.6	516.3	461.5	
2.13	207.1	227.6	276.3	577.7	675.1	947.3	435.0	537.3	474.1	
2.46	238.9	260.0	308.5	619.6	714.5	960.9	454.2	554.2	485.5	
2.80	268.4	290.3	338.3	656.3	748.6	973.8	470.3	568.0	495.7	
3.13	295.8	318.3	365.9	688.7	778.3	985.8	484.1	579.4	504.8	
3.46	321.0	344.2	391.5	717.7	804.3	996.7	495.8	588.9	512.8	
3.80	344.3	368.1	415.2	743.5	827.1	1006.3	505.9	596.7	519.8	
4.13	365.7	390.3	437.2	766.4	847.0	1014.1	514.5	603.0	525.9	
4.46	385.7	410.9	457.7	786.6	864.3	1019.7	521.9	608.0	531.1	
4.80	404.2	430.1	476.8	804.2	879.1	1023.0	528.2	611.9	535.6	
5.13	421.6	448.0	494.6	819.5	891.5	1024.3	533.4	614.8	539.3	
5.46	437.7	464.8	511.2	832.5	901.7	1024.1	537.8	616.9	542.5	
5.80	452.9	480.5	526.8	843.3	909.9	1022.7	541.3	618.3	545.1	
6.13	467.0	495.1	541.4	852.3	916.4	1020.4	544.2	619.0	547.2	
6.46	480.3	508.8	555.0	859.6	921.3	1017.3	546.5	619.2	548.9	
6.80	492.6	521.6	567.7	865.2	924.8	1013.8	548.3	619.0	550.2	
7.13	504.2	533.6	579.5	869.5	927.1	1009.8	549.5	618.3	551.2	
7.46	515.1	544.9	590.5	872.6	928.3	1005.4	550.4	617.4	551.9	
7.80	525.2	555.3	600.7	874.6	928.7	1000.7	551.0	616.1	552.4	
8.13	534.7	565.1	610.1	875.6	928.2	995.8	551.2	614.6	552.7	
8.46	543.5	574.2	618.8	875.9	927.1	990.7	551.2	613.0	552.7	
8.80	551.7	582.7	626.9	875.3	925.4	985.5	550.9	611.2	552.6	
9.13	559.3	590.5	634.2	874.2	923.1	980.1	550.5	609.2	552.3	
9.46	566.4	597.7	640.9	872.5	920.5	974.6	549.9	607.2	552.0	
9.80	572.9	604.3	647.0	870.4	917.4	969.1	549.1	605.1	551.5	
10.13	578.9	610.4	652.4	867.8	914.0	963.5	548.3	602.9	550.9	

	Lange Seite								
	Kopf			Mitte			Fuß		
Zeit [h]	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah
	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%
STRIPPEN DES BLOCKES									
10.13	578.9	610.4	652.4	867.8	914.0	963.5	548.3	602.9	550.9
10.13	578.9	610.5	652.8	867.8	913.9	962.8	548.3	602.8	550.9
10.37	583.0	614.2	650.8	865.3	907.9	919.3	547.0	598.2	541.7
10.71	587.2	610.5	636.7	858.9	893.6	879.7	542.1	587.1	528.4
11.04	588.0	604.4	625.5	849.0	876.8	851.2	534.6	575.0	517.9
11.37	585.7	597.9	615.8	836.4	859.3	828.0	526.2	563.2	509.0
11.71	581.4	591.2	606.7	822.0	841.6	807.7	517.6	552.0	501.0
12.04	575.8	584.1	597.9	806.5	823.9	789.0	509.2	541.2	493.5
12.37	569.3	576.7	589.1	790.4	806.4	771.3	501.0	531.0	486.4
12.71	562.2	569.0	580.3	774.1	789.0	754.3	493.0	521.1	479.6
13.04	554.7	561.2	571.5	757.7	771.9	737.7	485.3	511.7	473.0
13.37	546.9	553.1	562.6	741.3	755.0	721.5	477.7	502.6	466.5
13.71	538.9	544.9	553.6	725.1	738.3	705.5	470.4	493.9	460.2
14.04	530.8	536.5	544.7	709.1	721.8	689.9	463.2	485.3	454.0
14.37	522.6	528.1	535.7	693.2	705.6	674.5	456.2	477.1	447.9
14.71	514.3	519.7	526.7	677.6	689.4	659.4	449.3	469.0	441.9
15.04	506.0	511.2	517.7	662.1	673.4	644.6	442.5	461.1	436.0
15.37	497.6	502.7	508.8	646.8	657.6	629.9	435.9	453.5	430.2
15.71	489.2	494.1	499.9	631.7	642.0	615.5	429.3	446.0	424.4
16.04	480.9	485.6	491.0	616.8	626.7	601.2	422.9	438.6	418.8
16.37	472.5	477.1	482.2	602.2	611.7	587.2	416.6	431.4	413.2
16.71	464.1	468.5	473.4	587.8	596.9	573.4	410.4	424.4	407.6
17.04	455.7	460.0	464.7	573.7	582.4	559.9	404.3	417.5	402.1
17.37	447.4	451.6	455.9	559.8	568.1	546.6	398.3	410.7	396.7
17.71	439.1	443.1	447.3	546.2	554.2	533.6	392.3	404.0	391.4
18.04	430.8	434.7	438.7	532.9	540.5	520.8	386.5	397.5	386.1
18.37	422.6	426.4	430.1	519.9	527.2	508.2	380.7	391.1	380.8
18.71	414.4	418.1	421.7	507.2	514.2	496.0	375.0	384.7	375.7
19.04	406.3	409.9	413.3	494.7	501.5	483.9	369.4	378.5	370.5
19.37	398.2	401.7	404.9	482.5	488.9	472.0	363.8	372.4	365.5
19.71	390.2	393.6	396.6	470.4	476.6	460.3	358.4	366.4	360.5
20.04	382.3	385.6	388.4	458.5	464.5	448.8	353.0	360.5	355.5
20.37	374.4	377.6	380.3	446.8	452.6	437.5	347.6	354.6	350.6
20.71	366.6	369.7	372.3	435.3	440.9	426.3	342.4	348.9	345.7
21.04	358.9	361.9	364.3	424.1	429.4	415.4	337.2	343.2	340.9

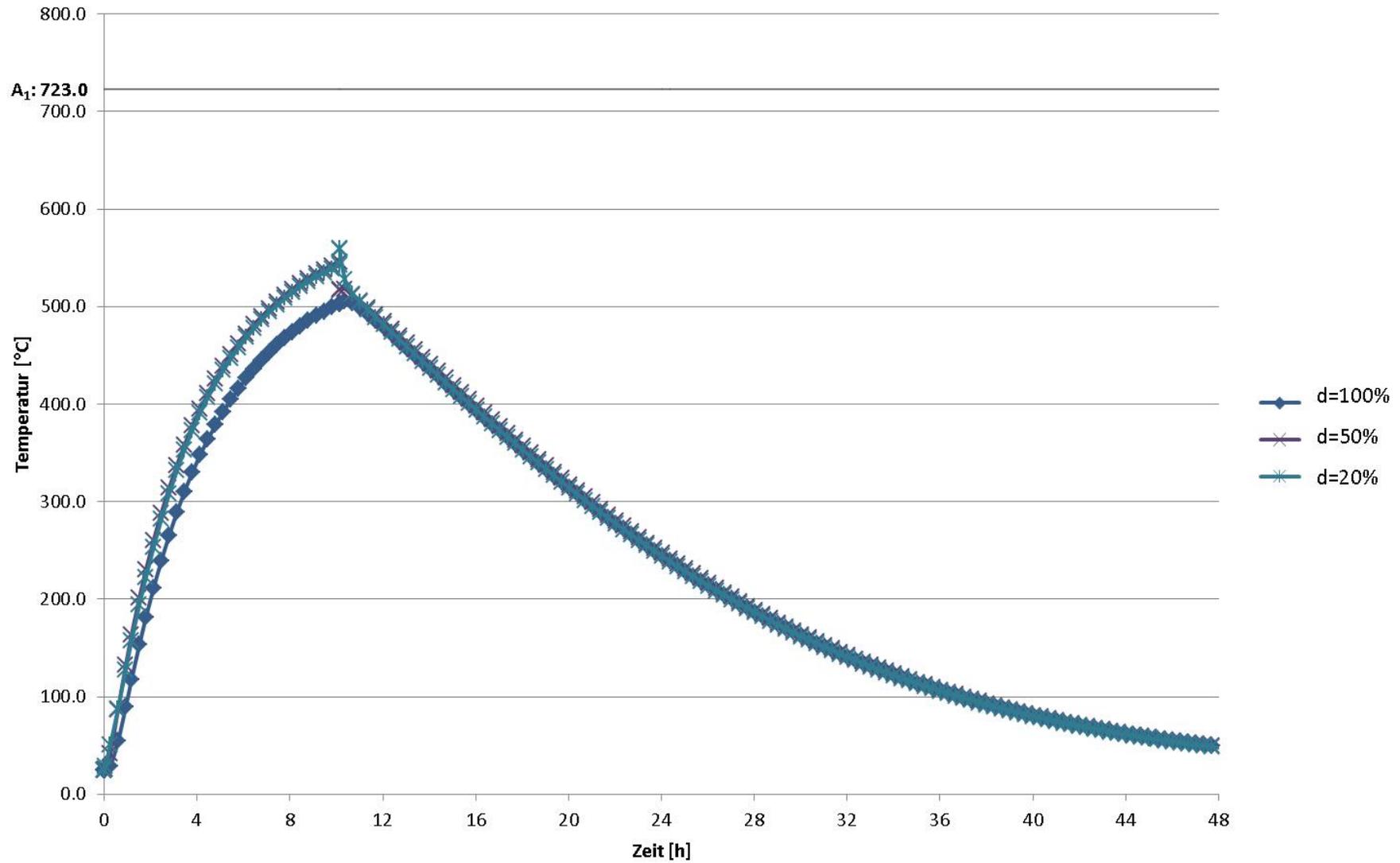
	Lange Seite								
	Kopf			Mitte			Fuß		
Zeit [h]	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah
	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%
21.37	351.2	354.1	356.4	413.0	418.2	404.6	332.1	337.7	336.1
21.71	343.6	346.4	348.7	402.2	407.1	394.1	327.0	332.2	331.4
22.04	336.2	338.9	340.9	391.6	396.4	383.8	322.0	326.8	326.7
22.37	328.7	331.4	333.3	381.2	385.8	373.7	317.1	321.4	322.1
22.71	321.4	323.9	325.8	371.0	375.5	363.8	312.2	316.2	317.5
23.04	314.2	316.6	318.4	361.1	365.4	354.1	307.4	311.0	312.9
23.37	307.0	309.4	311.0	351.4	355.5	344.6	302.6	305.9	308.4
23.71	299.9	302.2	303.8	341.9	345.9	335.4	297.9	300.8	304.0
24.04	293.0	295.2	296.7	332.7	336.5	326.3	293.3	295.9	299.5
24.37	286.2	288.3	289.7	323.6	327.3	317.5	288.7	291.0	295.2
24.71	279.4	281.5	282.8	314.8	318.3	308.9	284.2	286.2	290.9
25.04	272.8	274.8	276.0	306.2	309.6	300.5	279.8	281.5	286.6
25.37	266.4	268.3	269.4	297.9	301.1	292.3	275.4	276.9	282.4
25.71	260.0	261.9	262.9	289.8	292.9	284.4	271.1	272.4	278.3
26.04	253.8	255.6	256.6	281.9	284.9	276.7	266.9	267.9	274.2
26.37	247.7	249.4	250.3	274.3	277.2	269.2	262.7	263.5	270.2
26.71	241.7	243.4	244.2	267.0	269.8	262.0	258.6	259.2	266.2
27.04	235.9	237.5	238.2	259.9	262.5	255.1	254.6	254.9	262.2
27.37	230.1	231.7	232.4	253.0	255.5	248.3	250.6	250.8	258.3
27.71	224.5	226.0	226.7	246.3	248.8	241.7	246.7	246.7	254.5
28.04	219.0	220.5	221.1	239.8	242.2	235.4	242.8	242.6	250.7
28.37	213.7	215.0	215.6	233.5	235.8	229.2	239.0	238.7	247.0
28.71	208.4	209.7	210.3	227.5	229.7	223.3	235.3	234.8	243.3
29.04	203.3	204.6	205.1	221.6	223.7	217.5	231.6	230.9	239.7
29.37	198.3	199.5	200.0	215.9	217.9	211.9	228.0	227.2	236.1
29.71	193.4	194.6	195.0	210.3	212.3	206.4	224.4	223.5	232.5
30.04	188.6	189.7	190.1	205.0	206.9	201.2	220.9	219.8	229.1
30.37	183.9	185.0	185.4	199.8	201.6	196.0	217.4	216.2	225.6
30.71	179.4	180.4	180.8	194.7	196.5	191.1	214.0	212.7	222.2
31.04	174.9	175.9	176.3	189.8	191.5	186.3	210.7	209.3	218.9
31.37	170.6	171.6	171.9	185.1	186.7	181.6	207.4	205.9	215.6
31.71	166.3	167.3	167.6	180.5	182.0	177.0	204.1	202.5	212.3
32.04	162.2	163.1	163.4	176.0	177.5	172.6	200.9	199.2	209.1
32.37	158.2	159.1	159.3	171.7	173.1	168.4	197.8	196.0	205.9
32.71	154.3	155.1	155.3	167.5	168.8	164.2	194.7	192.9	202.8
33.04	150.4	151.3	151.5	163.4	164.7	160.2	191.6	189.7	199.7

	Lange Seite								
	Kopf			Mitte			Fuß		
Zeit [h]	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah
	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%
33.37	146.7	147.5	147.7	159.4	160.7	156.3	188.6	186.7	196.7
33.71	143.1	143.8	144.0	155.6	156.8	152.5	185.7	183.7	193.7
34.04	139.6	140.3	140.4	151.8	153.0	148.8	182.7	180.7	190.8
34.36	136.2	136.9	137.1	148.3	149.5	145.4	180.0	177.9	188.0
34.70	132.9	133.5	133.7	144.8	145.9	141.9	177.2	175.0	185.1
35.03	129.6	130.3	130.4	141.4	142.4	138.5	174.4	172.2	182.3
35.36	126.4	127.0	127.2	138.0	139.0	135.2	171.6	169.4	179.5
35.70	123.3	123.9	124.0	134.8	135.8	132.0	168.9	166.7	176.7
36.03	120.3	120.9	121.0	131.7	132.6	128.9	166.3	164.0	174.0
36.36	117.4	117.9	118.0	128.6	129.5	125.9	163.7	161.4	171.4
36.70	114.6	115.1	115.1	125.6	126.5	123.0	161.1	158.8	168.7
37.03	111.8	112.3	112.3	122.7	123.5	120.1	158.6	156.2	166.1
37.36	109.1	109.5	109.6	119.9	120.7	117.4	156.1	153.7	163.6
37.70	106.4	106.9	106.9	117.2	117.9	114.7	153.6	151.3	161.1
38.03	103.9	104.3	104.4	114.5	115.2	112.1	151.2	148.8	158.6
38.36	101.4	101.8	101.8	112.0	112.6	109.5	148.9	146.4	156.2
38.70	99.0	99.4	99.4	109.4	110.1	107.0	146.5	144.1	153.8
39.03	96.6	97.0	97.0	107.0	107.6	104.6	144.2	141.8	151.4
39.36	94.3	94.7	94.7	104.6	105.2	102.3	142.0	139.5	149.1
39.70	92.1	92.4	92.5	102.3	102.9	100.0	139.7	137.3	146.8
40.03	90.0	90.3	90.3	100.1	100.6	97.8	137.6	135.1	144.5
40.36	87.9	88.1	88.2	97.9	98.4	95.6	135.4	132.9	142.3
40.70	85.8	86.1	86.1	95.7	96.2	93.5	133.3	130.8	140.1
41.03	83.8	84.1	84.1	93.7	94.1	91.5	131.2	128.7	137.9
41.36	81.9	82.1	82.1	91.7	92.1	89.5	129.1	126.7	135.8
41.70	80.0	80.3	80.3	89.7	90.1	87.6	127.1	124.7	133.7
42.03	78.2	78.4	78.4	87.8	88.2	85.7	125.1	122.7	131.6
42.36	76.5	76.6	76.6	86.0	86.3	83.9	123.2	120.7	129.6
42.70	74.7	74.9	74.9	84.1	84.5	82.1	121.3	118.8	127.6
43.03	73.1	73.2	73.2	82.4	82.7	80.4	119.4	116.9	125.6
43.36	71.4	71.6	71.6	80.7	81.0	78.7	117.5	115.1	123.7
43.70	69.9	70.0	70.0	79.0	79.3	77.1	115.7	113.3	121.7
44.03	68.3	68.4	68.4	77.4	77.7	75.5	113.9	111.5	119.9
44.36	66.8	66.9	66.9	75.8	76.1	73.9	112.1	109.7	118.0
44.70	65.4	65.5	65.4	74.3	74.5	72.4	110.4	108.0	116.2
45.03	64.0	64.1	64.0	72.8	73.0	70.9	108.6	106.3	114.4

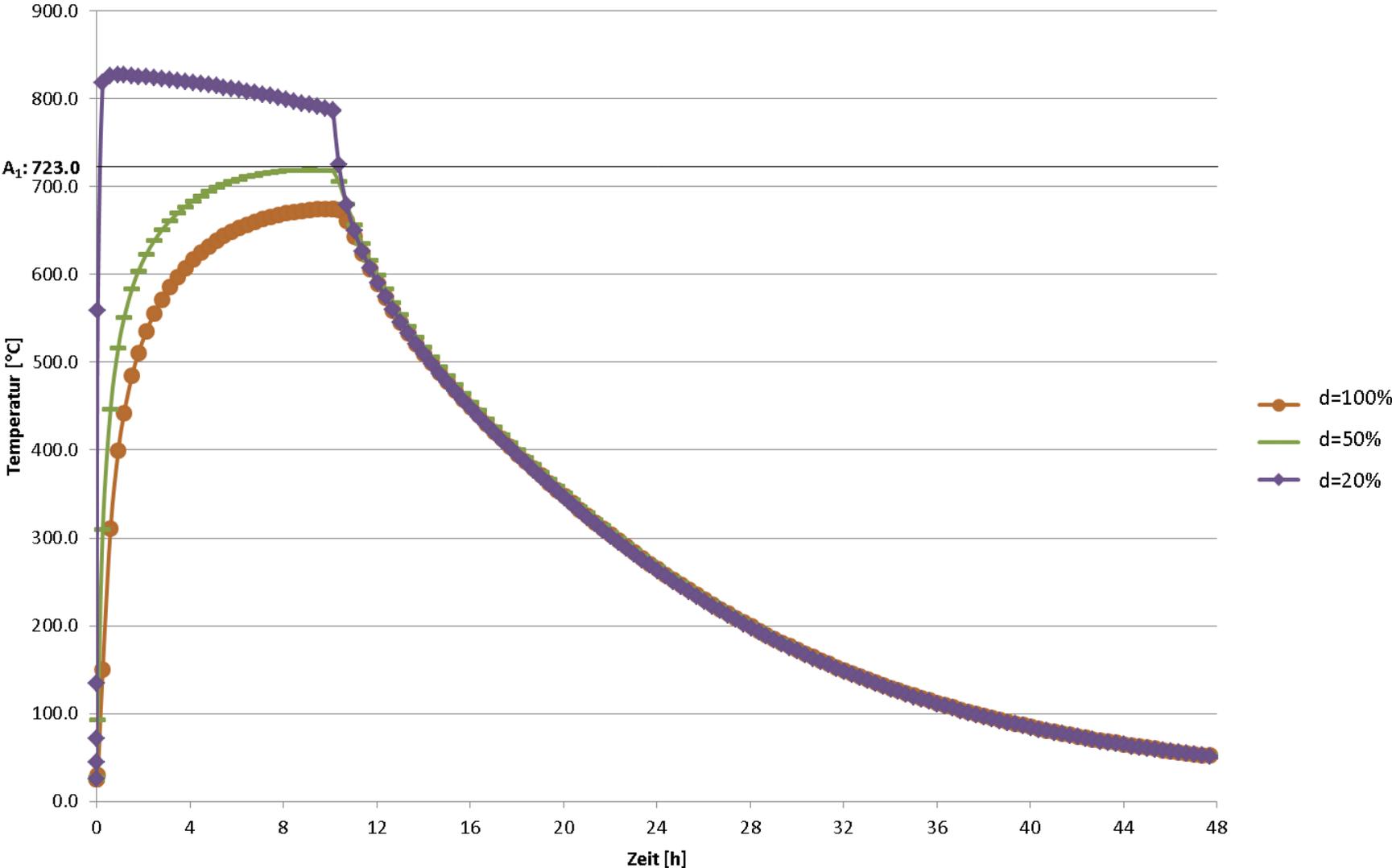
	Lange Seite								
	Kopf			Mitte			Fuß		
Zeit [h]	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah	Aussenfläche	1/2 Wandstärke	Innenflächennah
	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%	d=100%	d=50%	d=20%
45.36	62.6	62.7	62.6	71.3	71.5	69.5	107.0	104.6	112.6
45.70	61.3	61.3	61.3	69.9	70.1	68.1	105.3	103.0	110.9
46.03	60.0	60.0	60.0	68.6	68.7	66.7	103.7	101.4	109.2
46.36	58.7	58.7	58.7	67.2	67.3	65.4	102.1	99.8	107.5
46.70	57.5	57.5	57.5	65.9	66.0	64.1	100.5	98.2	105.9
47.03	56.3	56.3	56.3	64.6	64.7	62.9	99.0	96.7	104.2
47.36	55.1	55.1	55.1	63.4	63.5	61.6	97.4	95.2	102.6
47.70	54.0	54.0	53.9	62.2	62.2	60.5	95.9	93.7	101.1
48.03	52.9	52.9	52.8	61.0	61.0	59.3	94.5	92.3	99.5
48.36	51.9	51.8	51.8	59.8	59.9	58.2	93.0	90.8	98.0
48.70	50.8	50.8	50.7	58.7	58.7	57.1	91.6	89.4	96.5
49.03	49.8	49.8	49.7	57.6	57.6	56.0	90.2	88.0	95.0

Anhang C: Temperaturverlaufskurven zu Anhang B

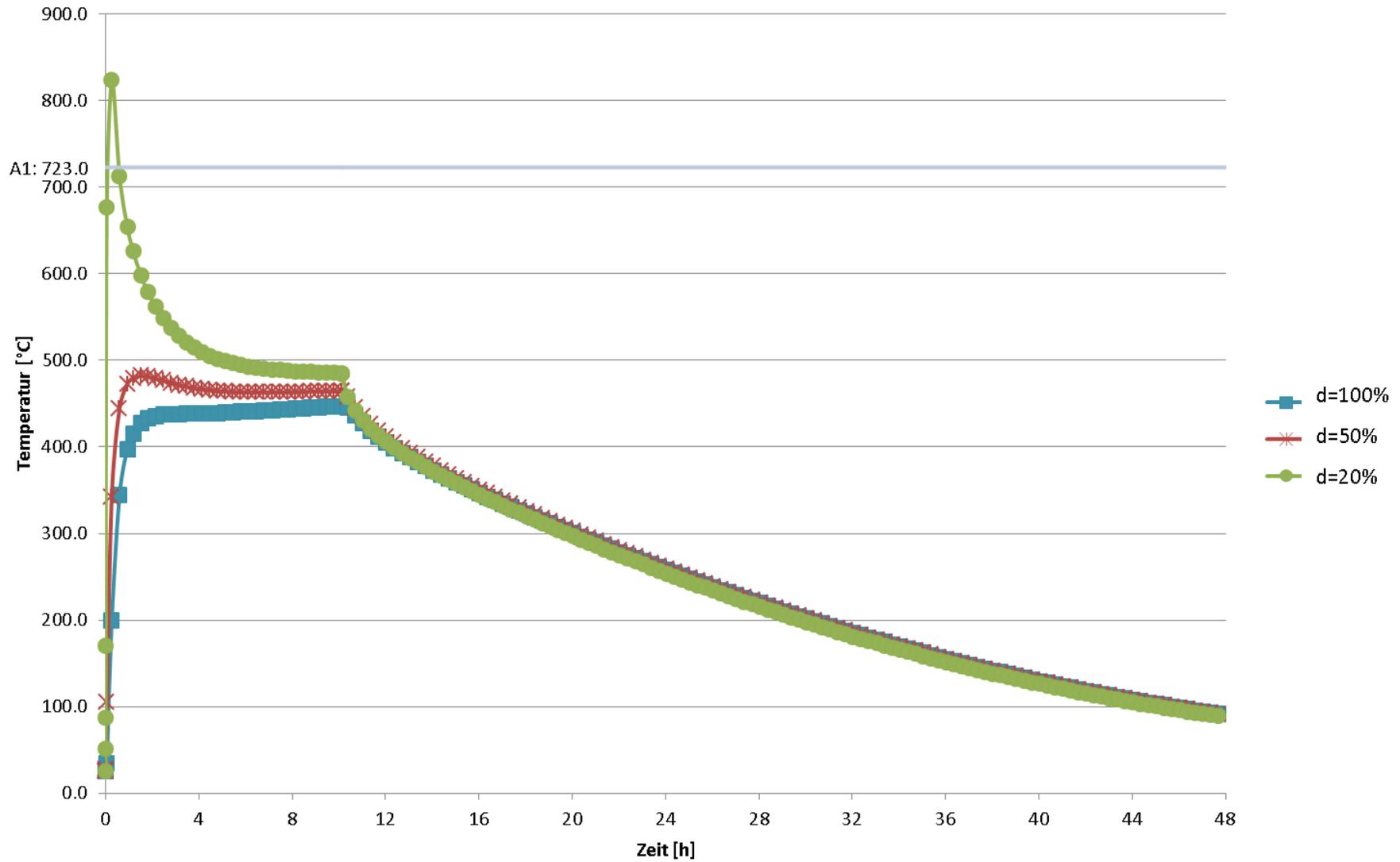
Kurze Seite - Kopf



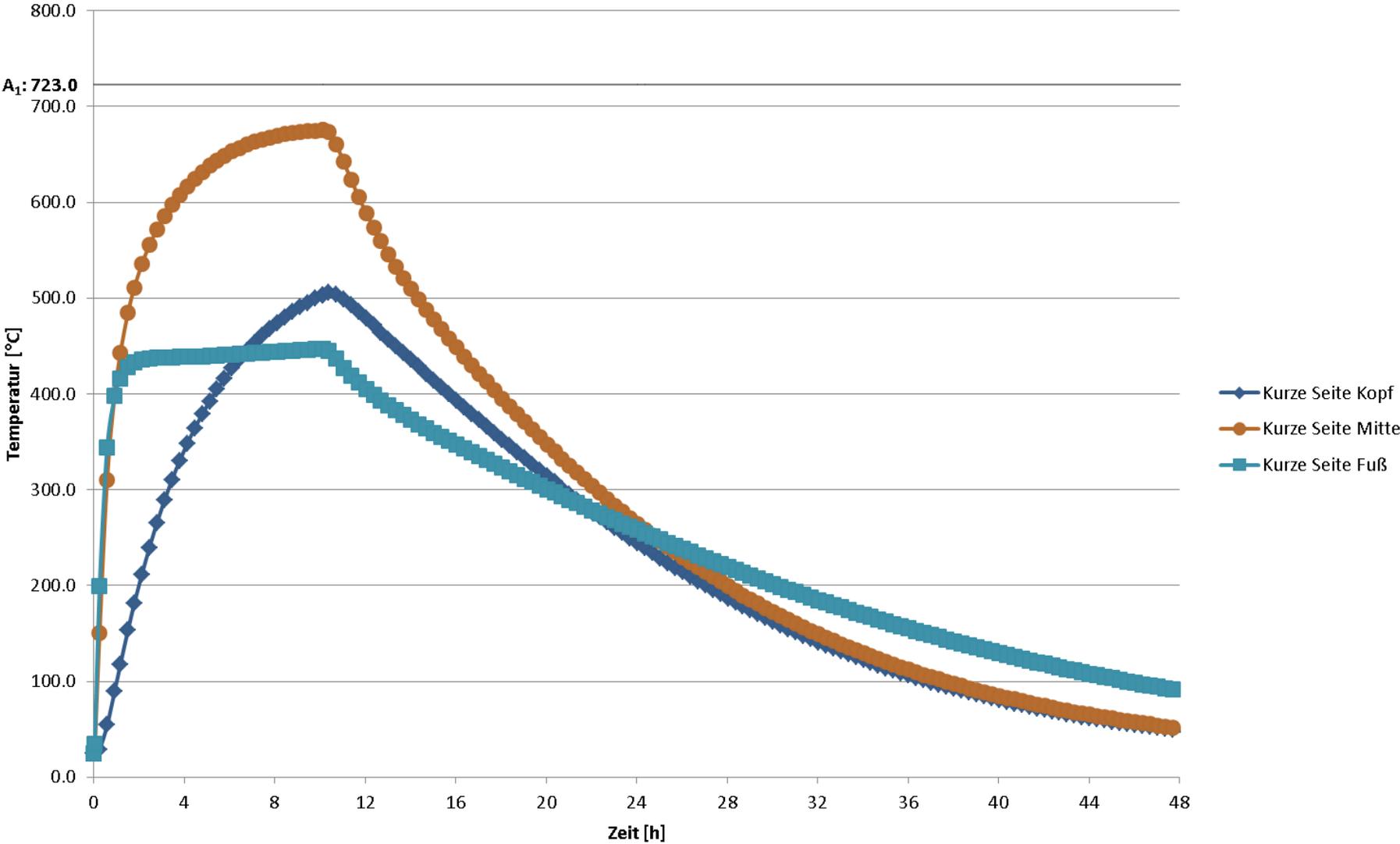
Kurze Seite - Mitte



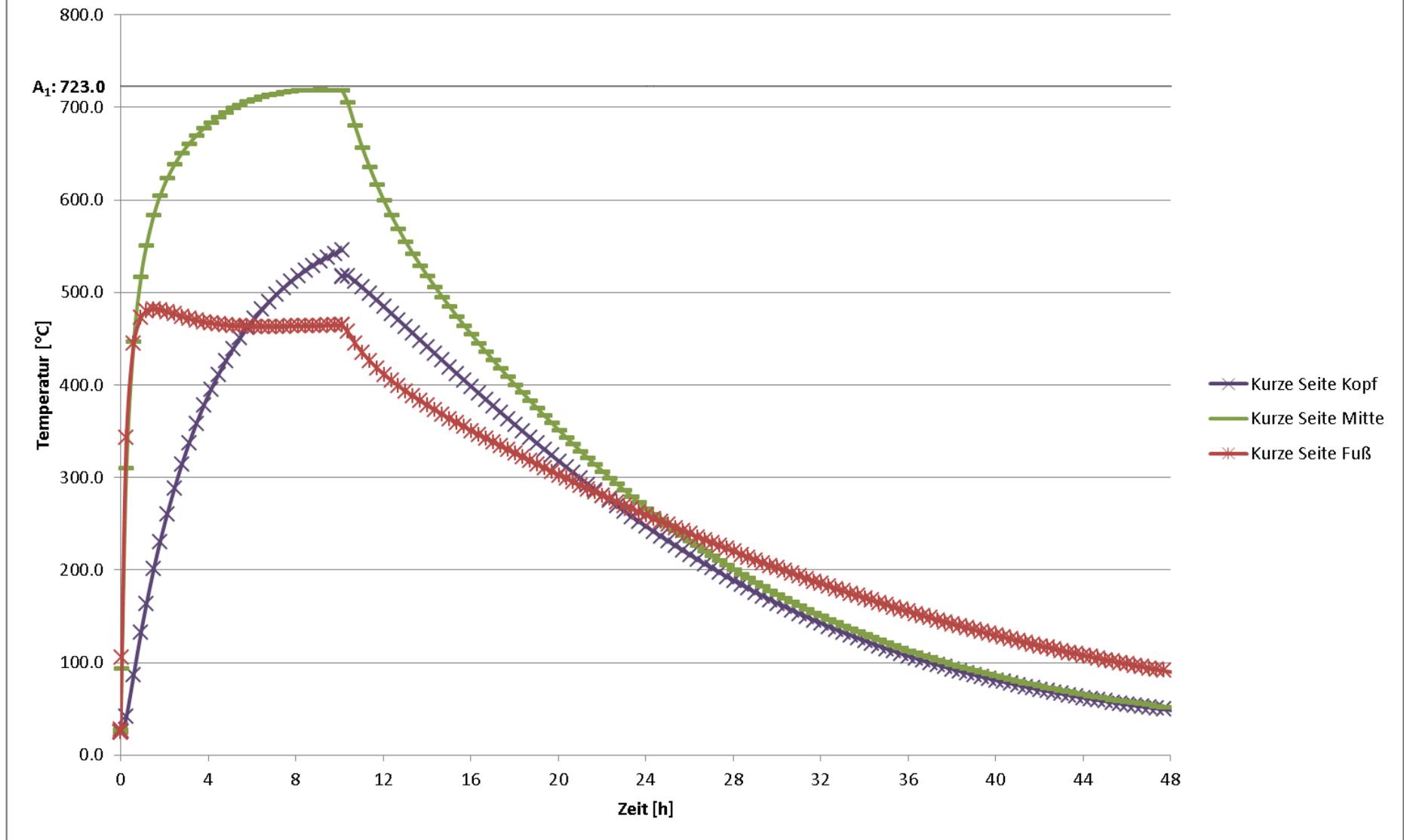
Kurze Seite - Fuß



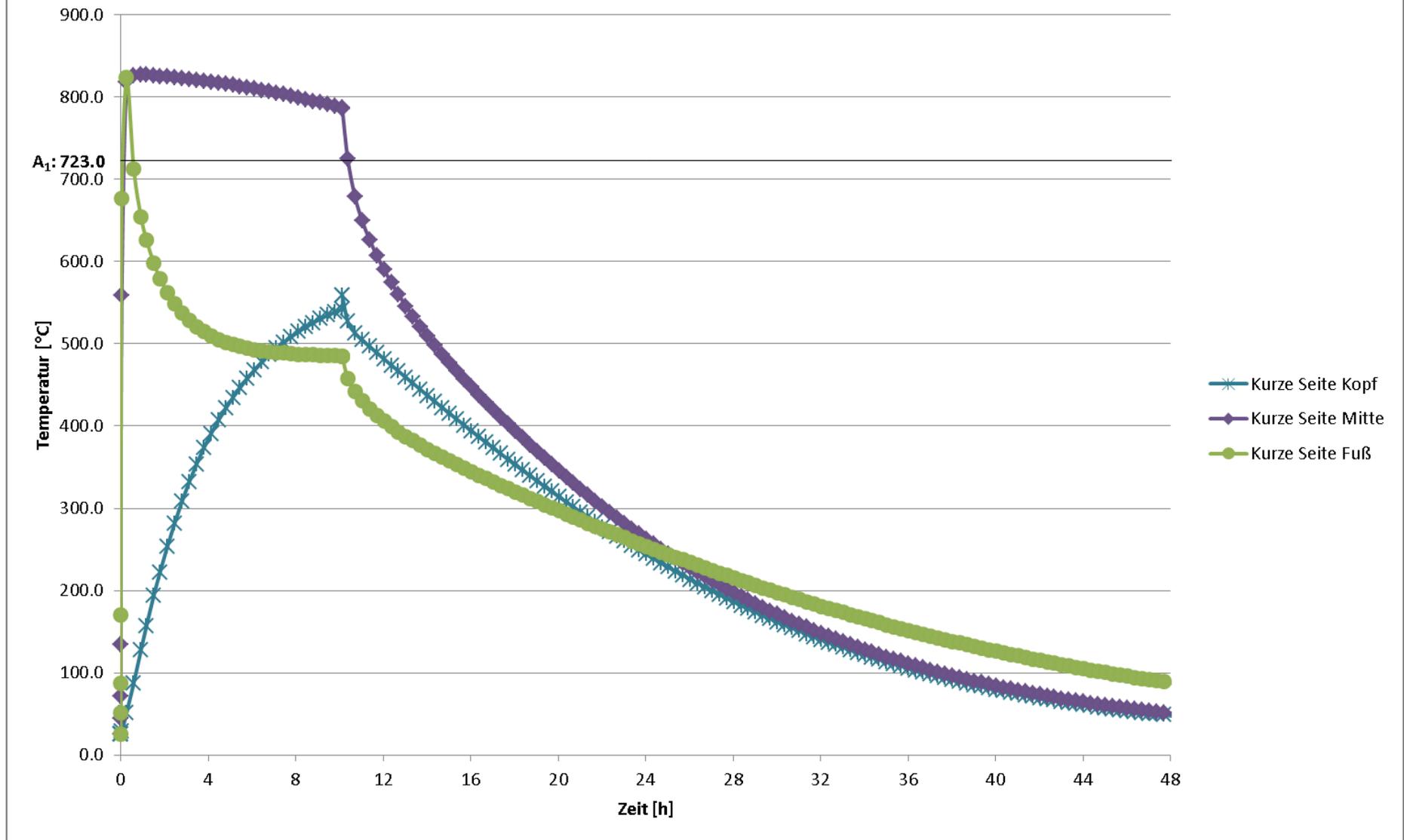
Kurze Seite - d=100%



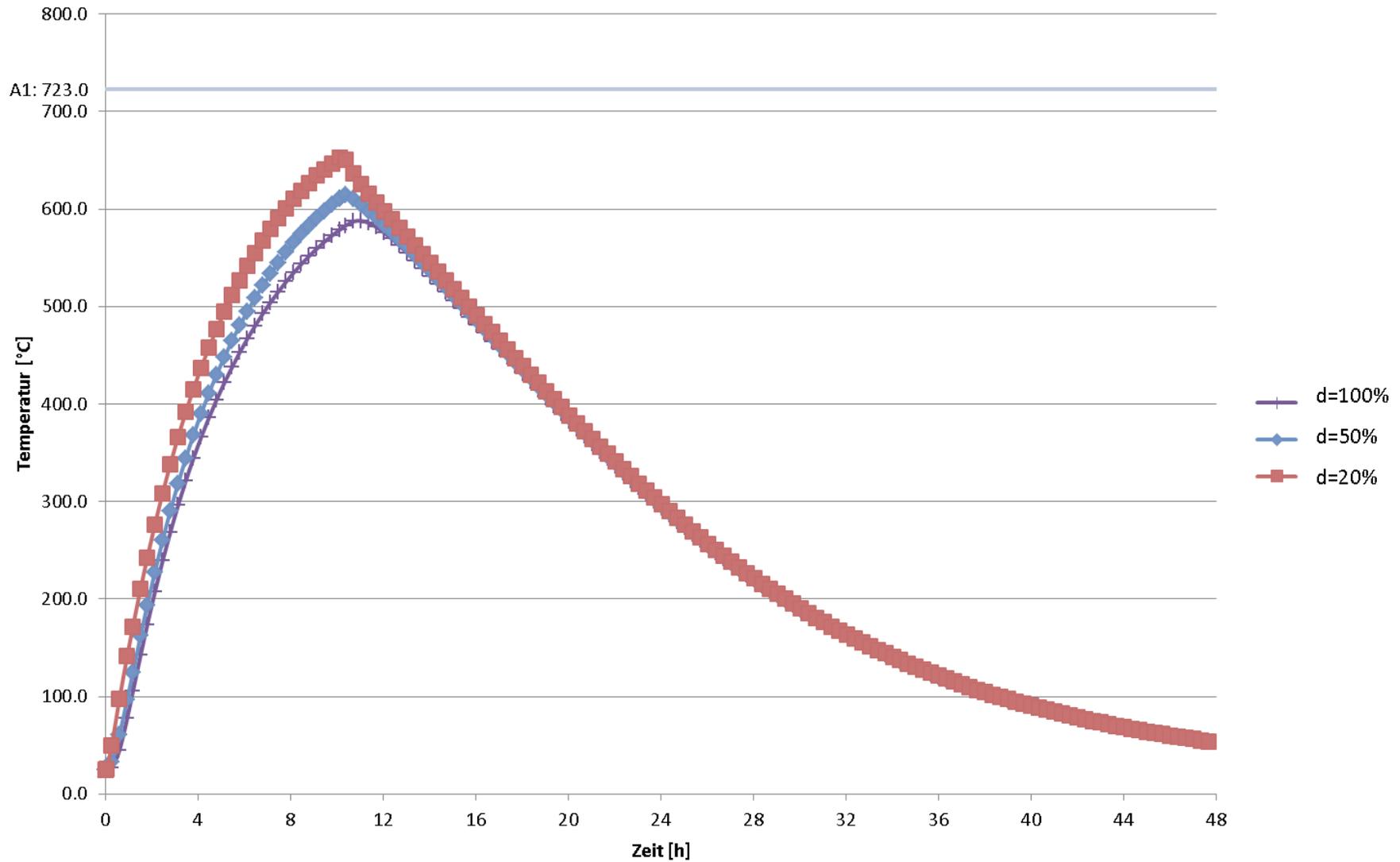
Kurze Seite - d=50%



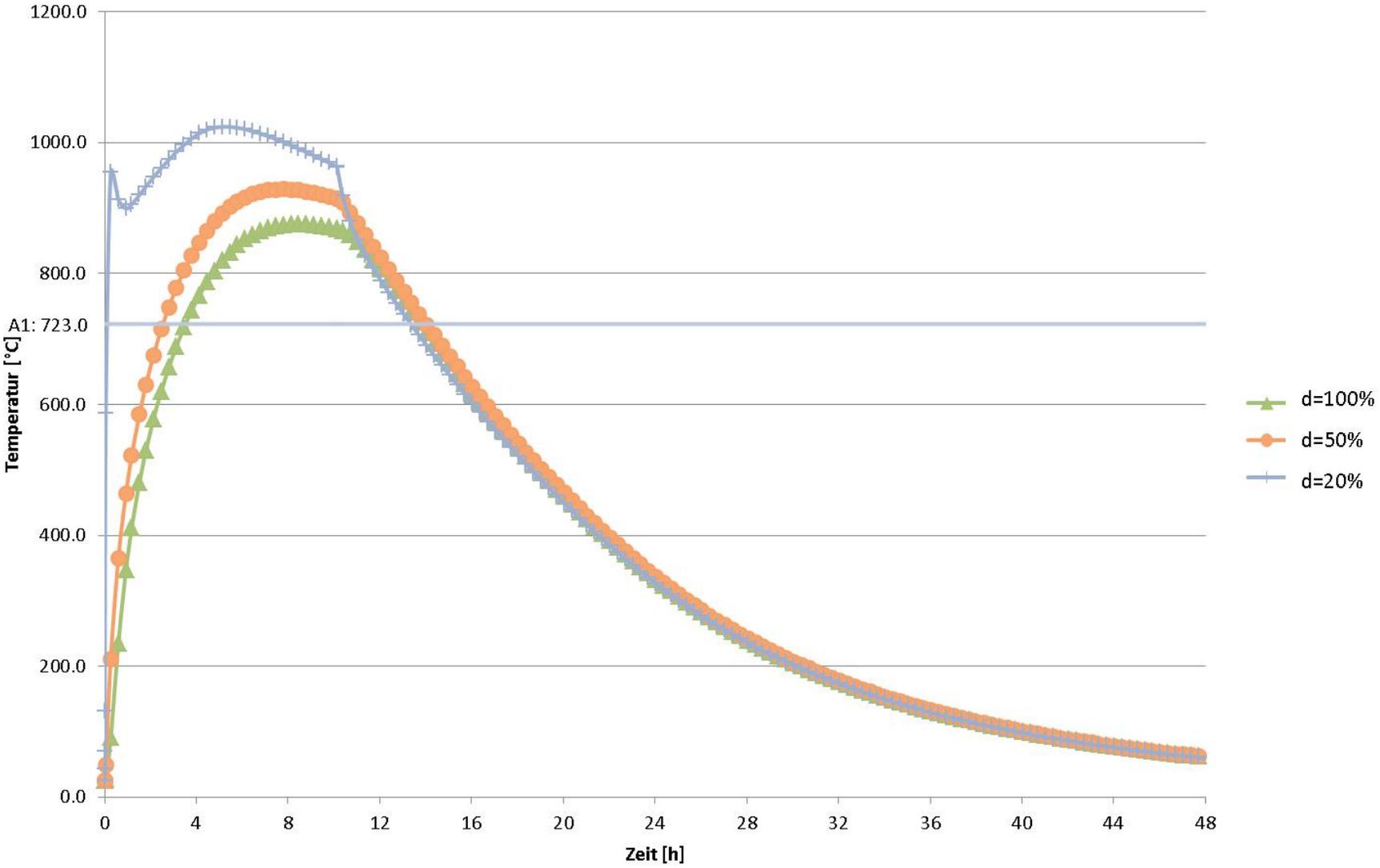
Kurze Seite - d=20%



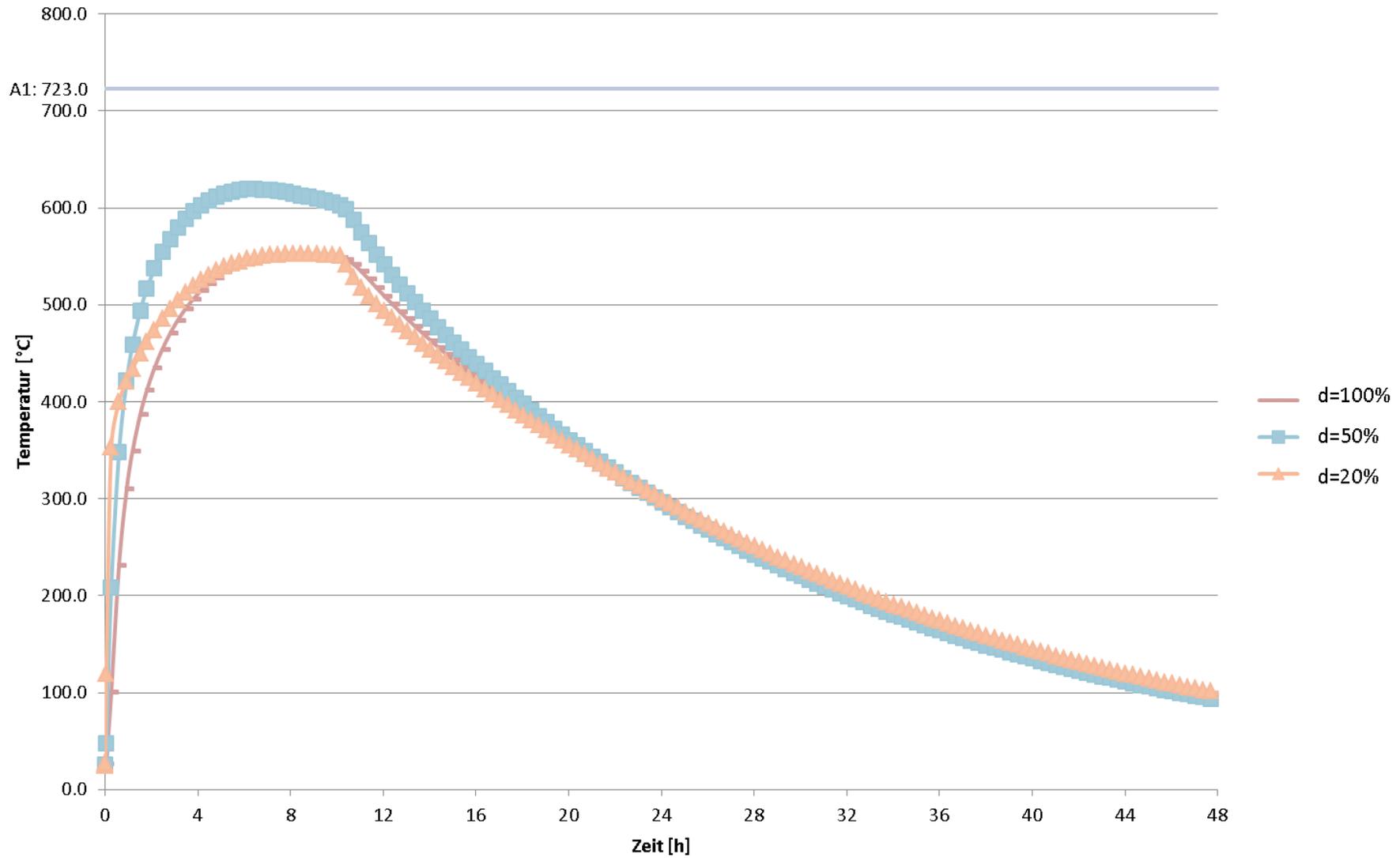
Lange Seite - Kopf



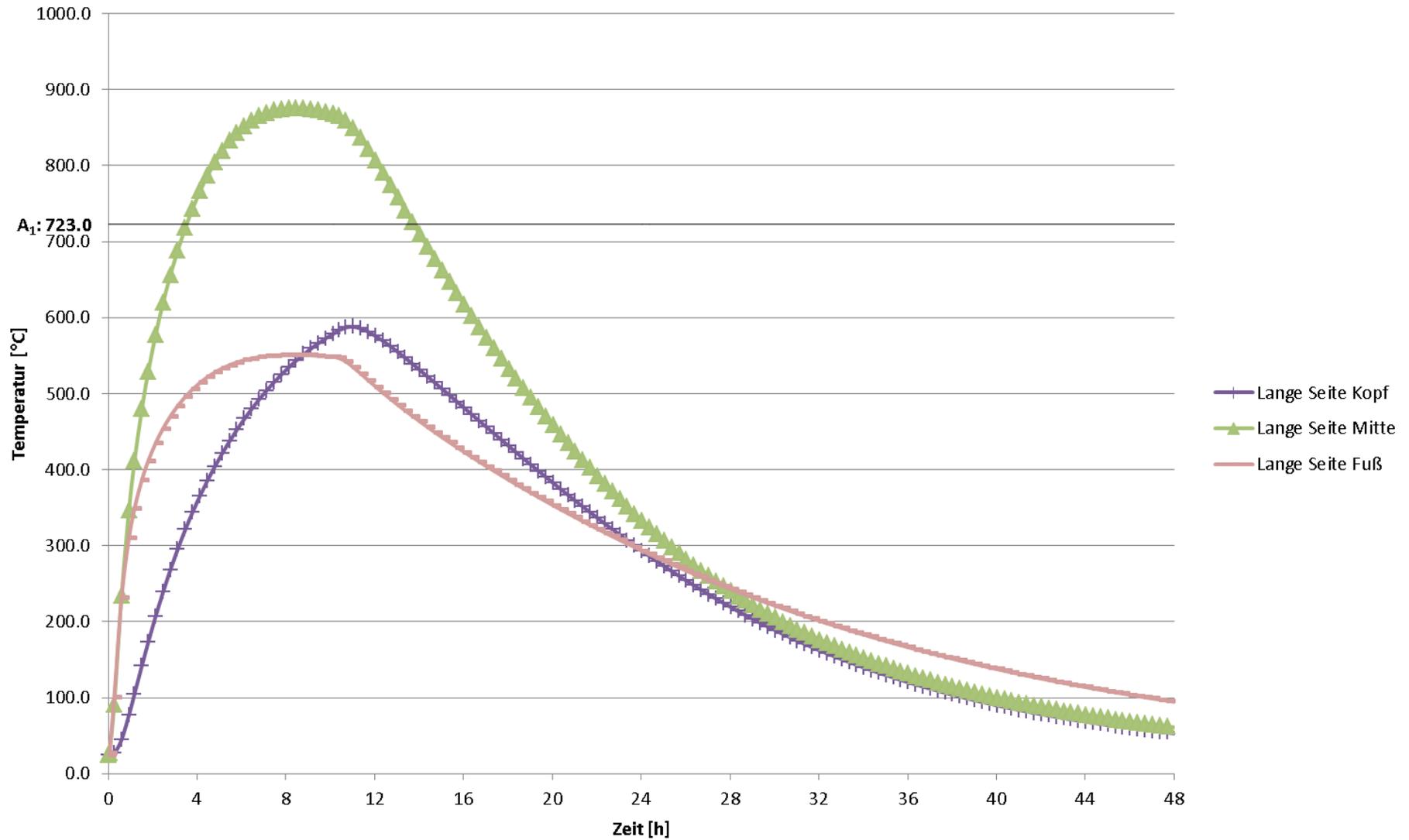
Lange Seite - Mitte



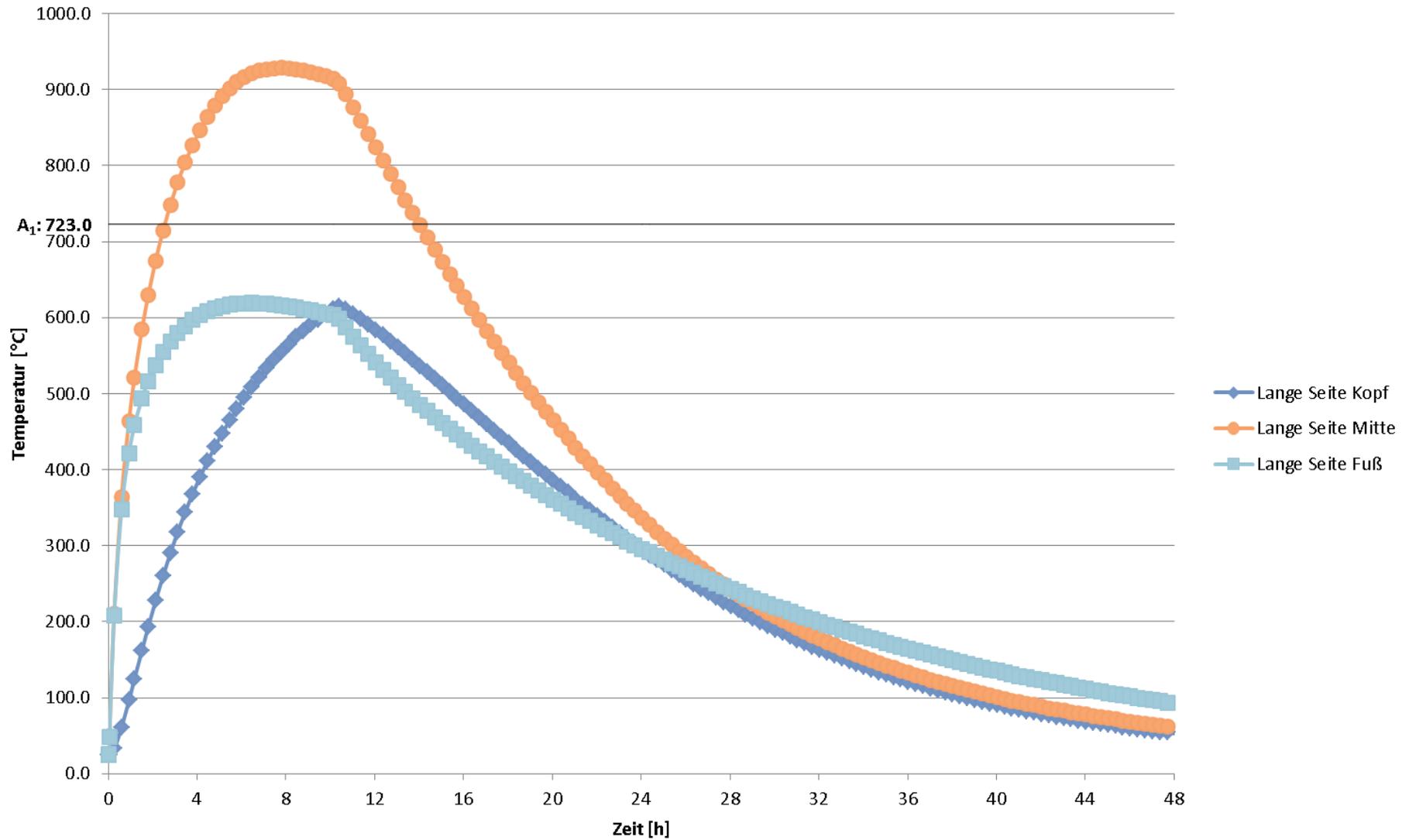
Lange Seite - Fuß



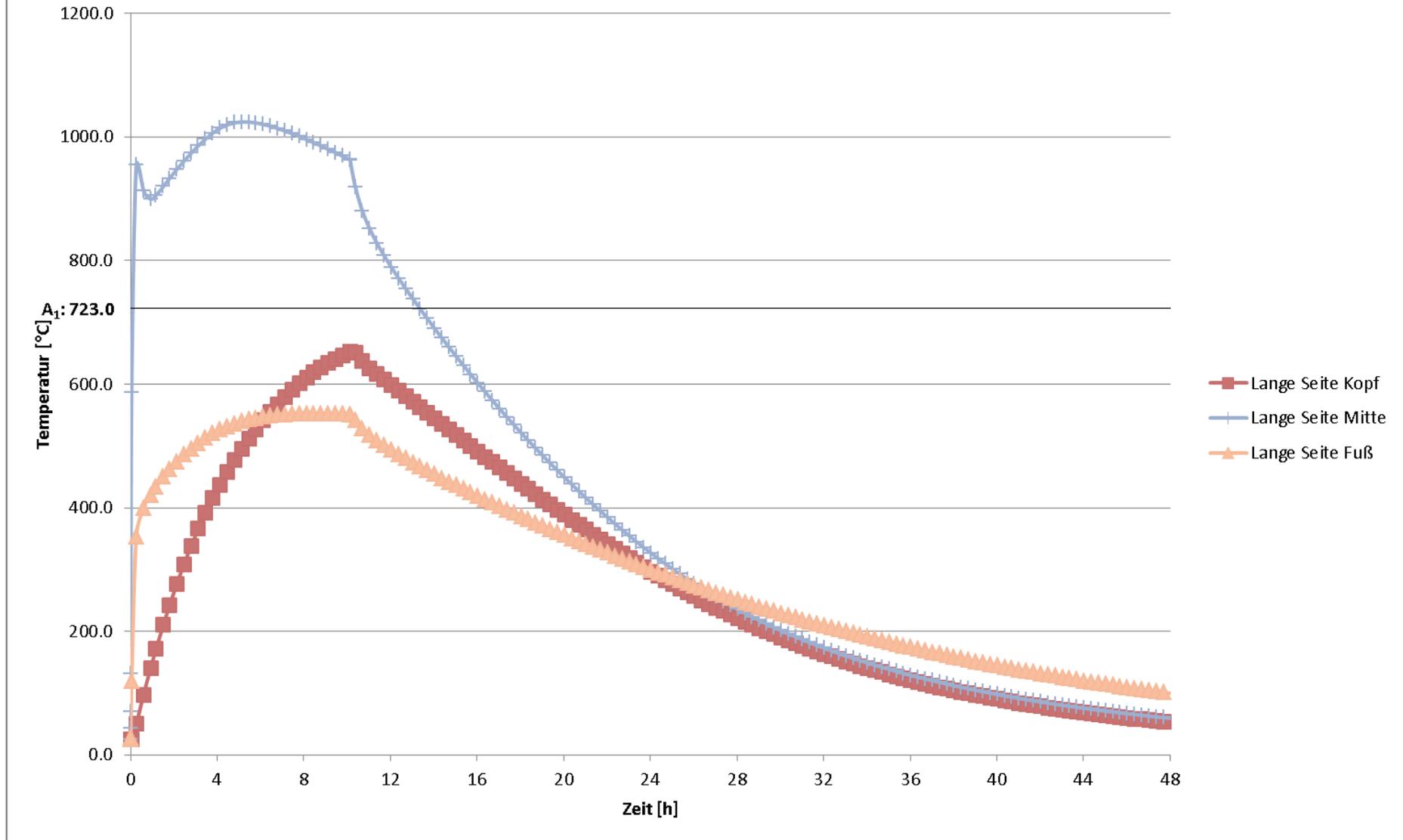
Lange Seite - d=100%



Lange Seite - d=50%



Lange Seite - d=20%



Anhang D: Optimierte Kokillengeometrien

Block

Height	Weight
mm	t

Bottom								
Wide Side				Narrow Side				Radius
w Camber	w/o Camber	Camber		w Camber	w/o Camber	Camber		
mm	mm	mm/side	Ratio	mm	mm	mm/side	Ratio	

FW22	2840	41.00	2175	2100	37.5	0.018	835	750	42.5	0.057	160
BR21	2800	41.00	2105	2050	27.5	0.013	800	775	12.5	0.016	96
FW26	2930	49.00	2750	2638	56	0.021	770	690	40	0.058	160
BR26B	2930	42.00	2750	2600	75	0.029	800	715	42.5	0.059	160
BR22	2840	41.00	2175	2100	37.5	0.018	835	835	0	0.000	160
BR21N	2800	41.00	2115	2115	0	0.000	815	800	7.5	0.009	60
BR13	2800	22.00	1210	1210	0	0.000	715	715	0	0.000	160
BR14	3025	32.00	1470	1470	0	0.000	800	800	0	0.000	96
BR16	2800	37.00	1670	1650	10	0.006	890	880	5	0.006	96
BR16N	2810	37.00	1695	1695	0	0.000	915	915	0	0.000	72
BR18	2800	31.00	1840	1820	10	0.005	760	640	60	0.094	72
BR20	2800	34.00	2000	1980	10	0.005	760	675	42.5	0.063	96
BR23	2800	41.00	2330	2330	0	0.000	845	845	0	0.000	96
BR24	2830	42.00	2465	2465	0	0.000	850	840	5	0.006	110
BR25	2430	42.00	2610	2540	35	0.014	855	855	0	0.000	90
SW22	2800	41.00	2115	2115	0	0.000	815	815	0	0.000	100

Block

Top								
Wide Side				Narrow Side				Radius
w Camber	w/o Camber	Camber		w Camber	w/o Camber	Camber		
mm	mm	mm/side	Ratio	mm	mm	mm/side	Ratio	

FW22	2255	2100	77.5	0.037	870	870	0	0.000	160
BR21	2185	2185	0	0.000	925	890	17.5	0.020	96
FW26	2850	2664	93	0.035	820	750	35	0.047	160
BR26B	2850	2650	100	0.038	860	760	50	0.066	160
BR22	2255	2100	77.5	0.037	870	870	0	0.000	160
BR21N	2210	2115	47.5	0.022	913	898	7.5	0.008	110
BR13	1350	1350	0	0.000	940	940	0	0.000	160
BR14	1635	1635	0	0.000	1060	1060	0	0.000	96
BR16	1810	1710	50	0.029	1135	1135	0	0.000	96
BR16N	1860	1860	0	0.000	1330	1330	0	0.000	72
BR18	1900	1890	5	0.003	885	760	62.5	0.082	72
BR20	2080	2080	0	0.000	860	765	47.5	0.062	96
BR23	2380	2380	0	0.000	905	905	0	0.000	96
BR24	2535	2535	0	0.000	930	920	5	0.005	110
BR25	2650	2580	35	0.014	900	900	0	0.000	90
SW22	2220	2220	0	0.000	913	913	0	0.000	100

Block

Taper	
Wide Side	Narrow Side
°	°

Diagonal			
Bottom Diagonal	Top Diagonal	Avg. Diagonal	H/D Ratio
		D	
mm	mm	mm	

Side Length Ratio
W/N

FW22	0.81	0.35	2230	2273	2251	1.26	2.60
BR21	0.82	1.28	2192	2359	2275	1.23	2.63
FW26	0.98	0.49	2727	2768	2747	1.07	3.57
BR26B	0.98	0.59	2697	2757	2727	1.07	3.44
BR22	0.81	0.35	2260	2273	2266	1.25	2.60
BR21N	0.97	1.00	2261	2298	2279	1.23	2.60
BR13	1.43	2.30	1405	1645	1525	1.84	1.69
BR14	1.56	2.46	1674	1949	1811	1.67	1.84
BR16	1.43	2.51	1870	2052	1961	1.43	1.88
BR16N	1.68	4.23	1926	2287	2106	1.33	1.85
BR18	0.61	1.28	1929	2037	1983	1.41	2.42
BR20	0.82	1.02	2092	2216	2154	1.30	2.63
BR23	0.51	0.61	2478	2546	2512	1.11	2.76
BR24	0.71	0.81	2604	2697	2650	1.07	2.90
BR25	0.47	0.53	2680	2732	2706	0.90	3.05
SW22	1.07	1.00	2267	2400	2334	1.20	2.60

Kokille

Weight
t

Bottom				
Wide Side		Narrow Side		Radius
Max Dimension	Max Wall Thickness	Max Dimension	Max Wall Thickness	
mm	mm	mm	mm	

FW22	39.50	2715	350	1535	270	410
BR21	39.70	2580	320	1440	237.5	337
FW26	46.58	3290	350	1470	270	400
BR26B	51.70	3210	260	1320	230	300
BR22	45.40	2595	322.5	1480	210	300
BR21N	36.50	2565	290	1395	225	280
BR13	38.50	1710	250	1215	250	400
BR14	37.40	1970	250	1300	250	289
BR16	38.00	2150	285	1460	240	298
BR16N	41.10	2190	292.5	1500	247.5	300
BR18	42.50	2290	240	1240	225	337
BR20	36.00	2500	260	1280	250	337
BR23	39.40	2820	247.5	1340	245	360
BR24	43.20	2965	255	1360	250	320
BR25	39.00	3160	257.5	1370	275	300
SW22	40.00	2595	320	1455	240	330

Kokille

Top				
Wide Side		Narrow Side		Radius
Max Dimension	Max Wall Thickness	Max Dimension	Max Wall Thickness	
mm	mm	mm	mm	

Thickness Ratio	Thickness Ratio	Thickness Ratio
Bottom	Top	Avg.
W/N	W/N	W/N

FW22	2795	350	1570	270	410
BR21	2820	367.5	1660	317.5	482
FW26	3390	350	1520	270	400
BR26B	3480	350	1560	315	300
BR22	2860	395	1660	302.5	300
BR21N	2730	323.5	1560	260	360
BR13	1850	250	1440	250	400
BR14	2135	250	1560	250	289
BR16	2370	292.5	1720	280	289
BR16N	2400	287.5	1905	270	300
BR18	2520	347.5	1580	310	482
BR20	2750	355	1570	335	385
BR23	2870	257.5	1420	245	360
BR24	3035	255	1440	250	320
BR25	3180	250	1400	265	300
SW22	2700	320	1553	240	300

1.30	1.30	1.30
1.35	1.16	1.25
1.30	1.30	1.30
1.13	1.11	1.12
1.54	1.31	1.42
1.29	1.24	1.27
1.00	1.00	1.00
1.00	1.00	1.00
1.19	1.04	1.12
1.18	1.06	1.12
1.07	1.12	1.09
1.04	1.06	1.05
1.01	1.05	1.03
1.02	1.02	1.02
0.94	0.94	0.94
1.33	1.33	1.33

Isolation, Bodenplatte, Abdeckpulver für Simulation

Insulation	
Height	Thickness
mm	mm

Base Plate for Simulation		
Height	Wide Side	Narrow Side
400	300	300
mm	mm	mm

Cover Powder	
Weight M/I Ratio	Thickness
	mm

FW22	500	20	400	3015	1835	0.96	30
BR21	500	20	400	2880	1740	0.97	30
FW26	500	20	400	3590	1770	0.95	30
BR26B	500	20	400	3510	1620	1.23	30
BR22	500	20	400	2895	1780	1.11	30
BR21N	500	20	400	2865	1695	0.89	30
BR13	400	20	400	2010	1515	1.75	30
BR14	400	20	400	2270	1600	1.17	30
BR16	400	20	400	2450	1760	1.03	30
BR16N	400	20	400	2490	1800	1.11	30
BR18	400	20	400	2590	1540	1.37	30
BR20	500	20	400	2800	1580	1.06	30
BR23	500	20	400	3120	1640	0.96	30
BR24	500	20	400	3265	1660	1.03	30
BR25	500	20	400	3460	1670	0.93	30
SW22	500	20	400	2895	1755	0.98	30

DuEPublico

Duisburg-Essen Publications online

UNIVERSITÄT
DUISBURG
ESSEN

Offen im Denken

ub | universitäts
bibliothek

Diese Dissertation wird via DuEPublico, dem Dokumenten- und Publikationsserver der Universität Duisburg-Essen, zur Verfügung gestellt und liegt auch als Print-Version vor.

DOI: 10.17185/duepublico/78354

URN: urn:nbn:de:hbz:465-20230428-124032-4

Alle Rechte vorbehalten.