



Lehrstuhl für Gießereikunde

Masterarbeit

Untersuchungen zur gezielten
Beeinflussung der lokalen Eigenschaften
von Eisengusswerkstoffen mittels 3D-
gedruckter Kerne

Maximilian Brait, BSc

Juli 2019



Montanuniversität Leoben

Lehrstuhl für Gießereikunde

Department für Metallurgie

Vorstand Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr. Peter Schumacher



Masterarbeit

Thema:

Untersuchungen zur gezielten Beeinflussung der lokalen Eigenschaften von Eisengusswerkstoffen mittels 3D-gedruckter Kerne

Ersteller:

Maximilian Brait

m01335391

Betreuer:

Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr. Peter Schumacher

Dipl.-Ing. Eduard Koppensteiner



Leoben, Juli 2019

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt, und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Ich erkläre, dass ich die Richtlinien des Senats der Montanuniversität Leoben zu "Gute wissenschaftliche Praxis" gelesen, verstanden und befolgt habe.

Weiters erkläre ich, dass die elektronische und gedruckte Version der eingereichten wissenschaftlichen Abschlussarbeit formal und inhaltlich identisch sind.

Datum 25.07.2019

Unterschrift Verfasser/in
Maximilian, Brait
Matrikelnummer: 01335391

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich all jenen danken, die durch ihre fachlichen und persönlichen Kompetenzen zum Erfolg dieser Masterarbeit beigetragen haben.

Mein Dank gilt vor allem Herrn Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr. Peter Schumacher für die Bereitstellung dieser interessanten Thematik sowie der Unterstützung und Hilfsbereitschaft beim Schreiben dieser Arbeit.

Ebenso danke ich Herrn Dipl.-Ing. Eduard Koppensteiner für die sehr gute Betreuung und die Unterstützung bei den Versuchen.

Zusätzlich bedanke ich mich bei allen Mitarbeitern des Österreichischen Gießerei-Institutes, die mir diese Arbeit ermöglicht haben und tatkräftige mitgewirkt haben. Besonders danke ich dafür Herrn Ing. Albert Jahn und Dipl.-Ing. Werner Bauer. Ich bedanke mich bei Herrn Dr. Erhard Kaschnitz für das Durchführen der Simulationen.

Herzlich bedanken möchte ich mich bei meinen Eltern, die mir das Studium ermöglicht und mich bei allen Entscheidungen unterstützt haben.

Kurzfassung

Aufgrund von Leichtbaukonzepten besteht ein ständiges Streben nach Werkstoffen mit ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften und guten Gießeigenschaften verbunden mit wirtschaftlichen Herstellungsverfahren. Vor allem für die Topologieoptimierung ist die Beeinflussung und Vorhersage lokaler Gefügeeigenschaften von großer Bedeutung.

Im Zuge dieser Arbeit wurden die Möglichkeiten zur gezielten Beeinflussung der lokalen Eigenschaften mit 3D-gedruckten Kernen untersucht.

Es wurde ein Probekörper mit innenliegendem Kern und unterschiedlichen Wandstärken konstruiert, simuliert, sowie gießtechnisch berechnet und abgegossen.

Durch den Einsatz von 3D-gedruckten Kernen und gezielten Kühlmaßnahmen wurden die Gefüge von Sphäroguss lokal beeinflusst. Mit einfacher Pressluftkühlung konnten Festigkeitssteigerungen von über 70% bei gleichbleibender Dehnung im Gusszustand, ohne zusätzlicher Wärmebehandlung, hergestellt werden.

Durch gezielte Steuerung der lokalen Abkühlung können hohe Festigkeiten in Kombination mit guten Dehnungseigenschaften in einem Bauteil vereint werden und hohe Wärmebehandlungskosten eingespart werden.

Mittels aufgezeichneten Abkühlkurven konnten die Randbedingungen in der Simulation angepasst werden und genauere Vorhersagen der zu erwartenden lokalen Eigenschaften durchgeführt werden.

Die in den Versuchen gewonnenen Kenntnisse bilden die Grundlagen zur Gestaltung und Topologieoptimierung von realen Bauteilen, unter Berücksichtigung der lokalen Eigenschaften von Eisengusswerkstoffen.

Abstract

Lightweight design concepts demand a constant pursuit of materials with excellent mechanical casting properties associated with economical manufacturing processes. It is of great importance to influence and predict local microstructure and its properties, especially in topology optimization.

The main focus of this work is the possibility to influence local properties selectively with 3D printed cores.

A trial casting with internal core and different wall thicknesses was constructed, simulated, calculated by casting technique and poured.

The use of 3D-printed cores and targeted cooling measures locally influenced microstructures. With simple compressed air cooling, an increase in strength of more than 70% in the cast state was achieved, without additional heat treatment.

By exact control of the local cooling, high strengths in combination with good tension properties can be combined in one component and high heat treatment costs can be avoided.

Using recorded cooling curves, the boundary conditions in the simulation were adapted and more accurate predictions of the expected local properties were made.

The knowledge gained in the experiments forms the basis for the design and topology optimization of real components, using local cooling rates and microstructure properties of cast iron materials.

Inhaltsverzeichnis

Eidesstattliche Erklärung	III
Danksagung	IV
Kurzfassung	V
Abstract	VI
Inhaltsverzeichnis	VII
1 Einleitung	1
2 Literaturrecherche und Theorieteil	2
2.1 Gusseisen	2
2.1.1 Der Sättigungsgrad.....	4
2.1.2 Die eutektische Erstarrung	5
2.1.3 Gefügearten.....	7
2.1.3.1 Austenit.....	7
2.1.3.2 Ferrit	8
2.1.3.3 Perlit.....	8
2.1.4 Gefügeausbildung.....	9
2.1.4.1 Chemische Zusammensetzung	10
2.1.4.2 Abkühlbedingungen.....	12
2.1.4.3 Keimzustand	13
2.1.4.4 Grafitausbildung.....	14
2.2 Gusseisen mit Kugelgrafit	17
2.3 Gusseisen mit Lamellengrafit	19
2.4 3D-Druck von Sandkernen	21
3 Experimentelle Methoden	22
3.1 Konstruktionen und Auslegung des Gießsystems.....	22
3.1.1 Konstruktion eines geeigneten Prüfkörpers	22
3.1.2 Auslegung und Berechnung des Gießsystems	23
3.1.3 Simulation	26
3.1.3.1 Ergebnisse Simulation.....	26

3.1.4	Konstruktion geeigneter Sandkerne und Kühlmaßnahmen zur lokalen Beeinflussung der Gefügeeigenschaften	27
3.1.4.1	Kerne	27
3.1.4.2	Kühlmaßnahmen	28
3.2	Versuchsabgüsse	29
3.2.1	Vorversuchsabgüsse zur Verifizierung der Praxistauglichkeit des Gießsystems und der Probengeometrie	30
3.2.2	Vorversuchsabgüsse zur Erprobung der Thermoelemente	32
3.2.2.1	Physikalische Grundlagen	32
3.2.2.2	Reaktionszeit	33
3.2.2.3	Messpunkt des Thermoelements	34
3.2.2.4	Diffusion und Auflösung des Thermodrahtes	35
3.2.2.5	Praktische Durchführung	36
3.2.3	Hauptversuchsabgüsse des Prüfkörpers mit diversen Kernen und Kühlmaßnahmen zur gezielten Beeinflussung des Gefüges	40
3.3	Untersuchungsmethoden	43
3.3.1	Probenentnahme	43
3.3.2	Chemische Analysen	44
3.3.2.1	Thermische Analyse	44
3.3.2.2	Gravimetrisches Verfahren zur Bestimmung des Gesamtsiliziumgehaltes (nach ÖNORM EN ISO 439:210(D))	44
3.3.2.3	Infrarotabsorptionsverfahren nach Verbrennung in einem Induktionsofen (nach ÖNORM EN ISO 15350:2010(D))	45
3.3.2.4	Praktische Durchführung	45
3.3.2.5	Ergebnisse Chemie	45
3.3.3	Statische mechanische Eigenschaften	46
3.3.3.1	Härteprüfung nach Brinell (nach EN ISO 6506-1:2014)	46
3.3.3.2	Zugversuch (nach DIN EN ISO 6892-1: 2009-12)	46
3.3.3.3	Praktische Durchführung	47
3.3.4	Metallographische Untersuchungen	48
3.3.4.1	Probenpräparation	48
3.3.4.2	Praktische Durchführung	48
4	Resultate	49
4.1	Visuelle Prüfung	49
4.2	Ergebnisse Metallographie	51
4.3	Aufgezeichnete Abkühlkurven	63
4.4	Ergebnisse Festigkeitseigenschaften	68

4.4.1	Zugversuch	68
4.4.2	Härte	72
5	Diskussion.....	76
5.1	Einsatz von 3D-gedruckten Kernen.....	76
5.2	Kühlmaßnahmen	76
5.3	Simulation und Temperaturmessung	82
6	Zusammenfassung	87
7	Literaturverzeichnis.....	88
	Abbildungsverzeichnis.....	94
	Tabellenverzeichnis	102
	Anhang A: Schmelzeblätter.....	103

1 Einleitung

Gussbauteile sind seit über 5000 Jahren in Verwendung. Speziell Gussteile aus Eisen wurden kontinuierlich weiterentwickelt und zeichnen sich durch vielfältige Eigenschaftsmerkmale und Anwendungsmöglichkeiten aus. Die großen Vorteile des Gießens sind die freie Gestaltungsmöglichkeit und die große Werkstoff- und Verfahrensvielfalt vom Einzelbauteil bis zur Großserienfertigung, von Stückgewichten im Bereich einiger Gramm bis zu hunderten Tonnen. Ein optimal konzipiertes Bauteil zeichnet sich dadurch aus, dass es wirtschaftlich mit minimalem Energie- und Ressourceneinsatz hergestellt wird, die im praktischen Einsatz geforderten Eigenschaften während der gesamten Einsatzdauer erfüllt und am Ende seines Lebenszyklus zu 100 % wiederverwertet werden kann.

Eisengusswerkstoffe sind genormt und werden für verschiedene Anwendungen eingesetzt. Die lokalen mechanischen Bauteileigenschaften und Gefügeausbildungen sind von den Wandstärken, den Abkühlgeschwindigkeiten und der Metallurgie abhängig. Diese Abhängigkeiten sind in den einschlägigen Normen berücksichtigt. Die lokalen Eigenschaften können unbeeinflusst entstehen oder gezielt beeinflusst werden. Damit kann das Bauteil verschiedene Eigenschaftsmerkmale, wie hohe Festigkeit und Oberflächenhärte bei gleichzeitig guter Verformbarkeit, in sich vereinen.

Die Möglichkeiten zur Beeinflussung der lokalen Gefüge, durch Zuhilfenahme von 3D-gedruckten Kernen und externen Kühlmaßnahmen, werden im Rahmen dieser Arbeit untersucht. Dadurch sollten das Eigenschaftsfeld und die Anwendungsgebiete dieser vielseitigen Werkstoffgruppe erweitert werden. Das Vermeiden von sonst notwendigen Wärmebehandlungsschritten bringt große Einsparungspotentiale mit sich. Durch eine gezielte Beeinflussung der lokalen Abkühlung im Gussteil kann dies erreicht werden.

Mit Hilfe neuentwickelter moderner digitaler Simulationstechniken, wie Gefügesimulationen, können Bauteile ideal für die spezifischen Beanspruchungen dimensioniert und die finalen Eigenschaften vor dem ersten realen Abguss vorausberechnet und abgeschätzt werden. Daraus ergeben sich weitere Vorteile hinsichtlich Wettbewerbsfähigkeit und Wirtschaftlichkeit.

2 Literaturrecherche und Theorieteil

2.1 Gusseisen

Der Werkstoff Gusseisen besteht entsprechend dem Zweistoffsystem Eisen-Kohlenstoff aus mindestens zwei Gewichtsprozenten Kohlenstoff und erstarrt eutektisch [1 bis 3].

Abhängig von den Gefügeeigenschaften werden die verschiedenen Gusseisensorten (Abbildung 2-1 und Tabelle 2-1), die durch unterschiedliche Verfahren und Behandlungsschritten hergestellt werden, unterschieden [2, 3].

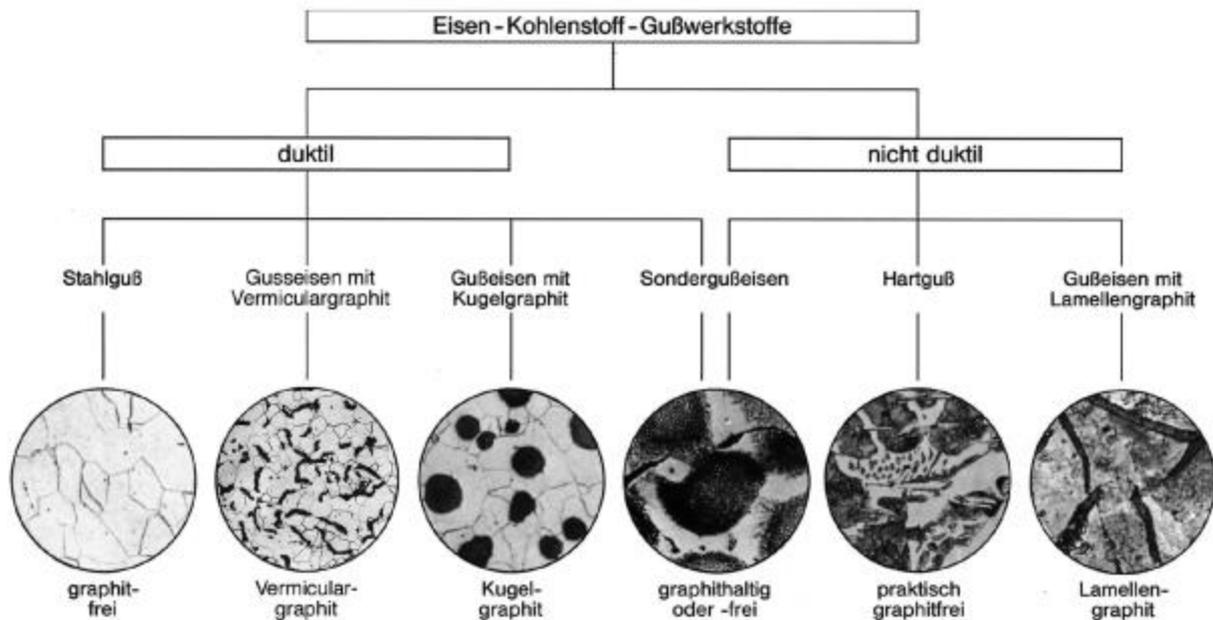


Abbildung 2-1: Darstellung der Gefügebildungen und Eigenschaften der Eisen-Kohlenstoff-Werkstoffe, aus [4].

Gusseisen umfasst sieben Werkstoffgruppen [5]:

Tabelle 2-I: Werkstoffgruppen der Gusseisenfamilie [5].

Bezeichnung	Kurzzeichen	Norm
Gusseisen mit Lamellengraphit	GJL	DIN EN 1561
Gusseisen mit Vermiculargraphit	GJV	DIN EN 16079
Gusseisen mit Kugelgraphit	GJS	DIN EN 1563
Bainitisches Gusseisen	ADI	DIN EN 1564
Temperguss	GJMB/ GJMW	DIN EN 1562
Austenitisches Gusseisen	GJLA-X/ GJSA-X	DIN EN 13835
Verschleißbeständiges Gusseisen	GJN	DIN EN 126113

Grundsätzlich kann Gusseisen nach dem metastabilen System oder nach dem stabilen System erstarren. Bei der Erstarrung nach dem stabilen System (Abbildung 2-2) wird Grafit ausgeschieden und man spricht aufgrund der Färbung der Bruchfläche von grauem Gusseisen. Erstarrt das Gusseisen hingegen nach dem metastabilen System wird Zementit (Fe_3C) gebildet und als weißes Gusseisen bezeichnet. Mit der Ausnahme von Hartguss (verschleißbeständiges Gusseisen) und Temperguss ist eine Erstarrung nach dem stabilen System erwünscht. Der Zementit lässt sich durch Wärmebehandlung in Grafit umwandeln. Der ausgeschiedene Grafit ist thermodynamisch stabiler als der Zementit. Deshalb wird das Eisen-Grafit System als stabil und das Eisen-Zementit System als metastabil bezeichnet. Eine Mischung aus weißem und grauem Gusseisen wird meliertes Gusseisen genannt und ist meist unerwünscht. Das Graphitisierungspotential bestimmt, welche Erstarrungsform erwartet werden kann. Durch Impfen der Schmelze wird das Graphitisierungspotential erhöht und die Erstarrung nach dem stabilen System bevorzugt [2, 5 bis 10].

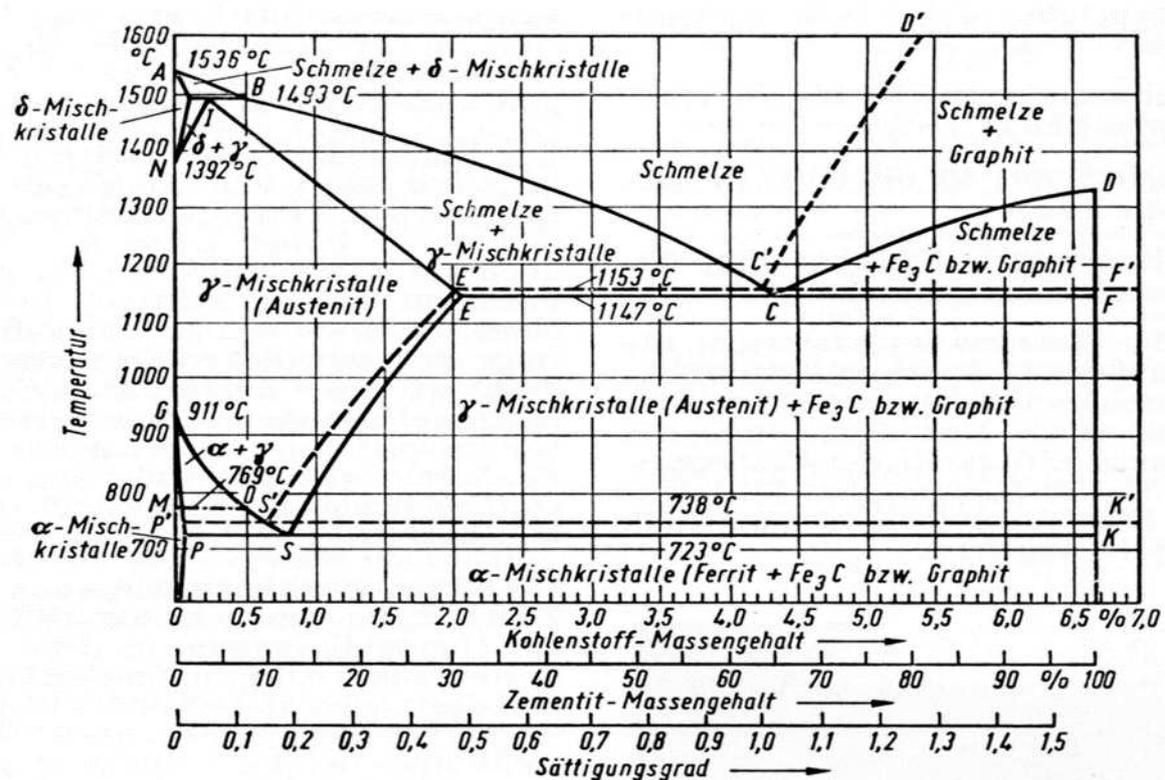


Abbildung 2-2: Eisen-Kohlenstoffdiagramm, Phasendiagramm. Die gestrichelten Linien beschreiben das stabile Fe-C Diagramm, aus [11].

Die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen hängen stark von der Größe der eingelagerten Grafitkristalle ab. Dieser natürliche Verbundwerkstoff kann beinahe 13 Volumen-% Grafitkristalle beinhalten und Zugfestigkeiten von 100 bis 1600 N/mm² erreichen [5].

Das Eisen-Kohlenstoffdiagramm beschreibt, welche Phasen beziehungsweise Gefügebestandteile, abhängig von der Temperatur und der chemischen Zusammensetzung, vorliegen. Es enthält ein eutektisches System (ABCDEF), ein eutektoides System (GOSEPK) und ein peritektisches System, das für Gusseisen aber ohne Bedeutung ist [5].

2.1.1 Der Sättigungsgrad

Der Begriff Sättigungsgrad stammt von E. Heyn für die Bezeichnung der damals gebräuchlichen Cookschen Formel. Diese wurde von H. Hanemann und A. Schrader berichtigt. Bislang gibt es mehrere Modifikationen und Abänderungen. Die am ÖGI gebräuchliche Formel ist in Gleichung 1-1 ersichtlich [7, 11 bis 13].

$$S_c = \frac{\%C}{4,23 - \frac{1}{3}(\%Si + \%P)} \quad (1-1)$$

Sc...Sättigungsgrad

%C...Massenprozent Kohlenstoff

%Si...Massenprozent Silicium

%P...Massenprozent Phosphor

Der Sättigungsgrad gibt Aufschluss über die Erstarrung der vorliegenden Eisen-Kohlenstofflegierung (siehe Abbildung 2-2). Ein Sättigungsgrad von 1 beschreibt eine eutektische Zusammensetzung, kleinere Werte eine untereutektische Zusammensetzung. Vor allem bei Grauguss steigen die Zugfestigkeit und die Härte mit abnehmendem Sättigungsgrad. In Abbildung 2-3 sind die Brinellhärte und die Zugfestigkeit in Abhängigkeit vom Sättigungsgrad für verschiedene Wandstärken und Gusseisensorten dargestellt. Der Sättigungsgrad wird unter anderem zum Einstellen der spezifischen Sorten beim Gießen von Gusseisen verwendet [7, 11 bis 15].

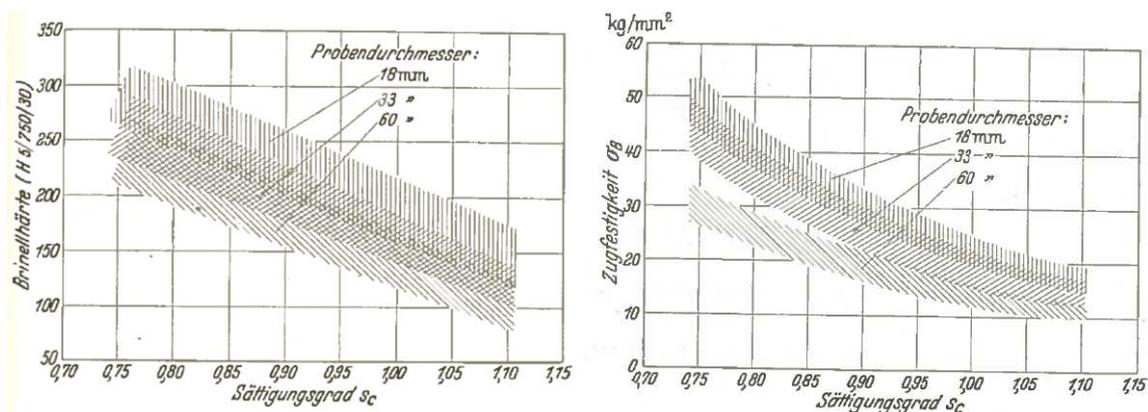


Abbildung 2-3: Brinellhärte und Zugfestigkeit in Abhängigkeit vom Sättigungsgrad, aus [13].

2.1.2 Die eutektische Erstarrung

Die Erstarrung einer eutektischen Zusammensetzung beginnt mit dem Erreichen des eutektischen Punktes. Es bildet sich ein Austenit-Grafit-Eutektikum. Bei weiterer Abkühlung verarmt der Austenit an Kohlenstoff, da Sekundärgraft ausgeschieden wird. Dieser lagert sich an die eutektisch ausgeschiedenen Grafitkristalle an. Bei Erreichen der eutektoiden Temperatur wird der Austenit in Ferrit und eutektoiden Grafit umgewandelt. Bei Raumtemperatur liegen der eutektoiden Ferrit und das Grafit-Eutektikum vor [5, 14].

Eine untereutektische Zusammensetzung beginnt zu Erstarren, sobald die Liquiduslinie unterschritten ist mit der Ausscheidung von Primäraustenitdendriten. Diese werden solange ausgeschieden, bis eine genügend hohe Kohlenstoffanreicherung vorliegt und die Schmelze eutektisch erstarren kann [14, 16].

Die Erstarrung einer Graugusserschmelze erfolgt gekoppelt. Das bedeutet, dass die Bildung des eutektischen Graphits und Austenits gekoppelt verläuft. Nachdem Austenitdendriten ausgeschieden sind, beginnen der Graphit und der Austenit gemeinsam zu kristallisieren. Der Graphit ist die führende Phase, die Lamellenenden wachsen in die Schmelze hinein und der Austenit kristallisiert dahinter. Die Lamellen hängen innerhalb einer eutektischen Zelle zusammen und wachsen von einem Keim ausgehend radial verzweigt. Die Verzweigung nimmt mit zunehmender Unterkühlung zu. Der Austenit wächst bis zum Ende der Erstarrung zwischen den Lamellen. In Abbildung 2-4 ist die Erstarrung einer untereutektischen Graugusserschmelze dargestellt [14, 16].

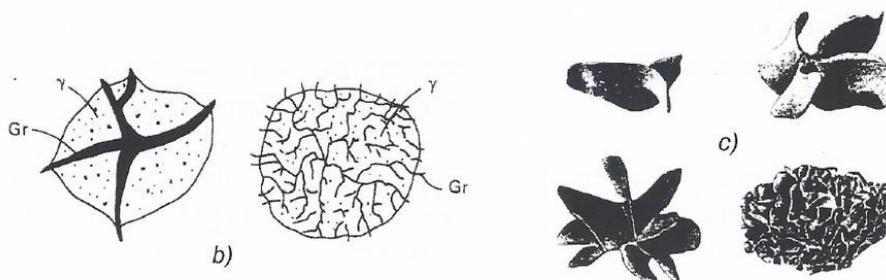
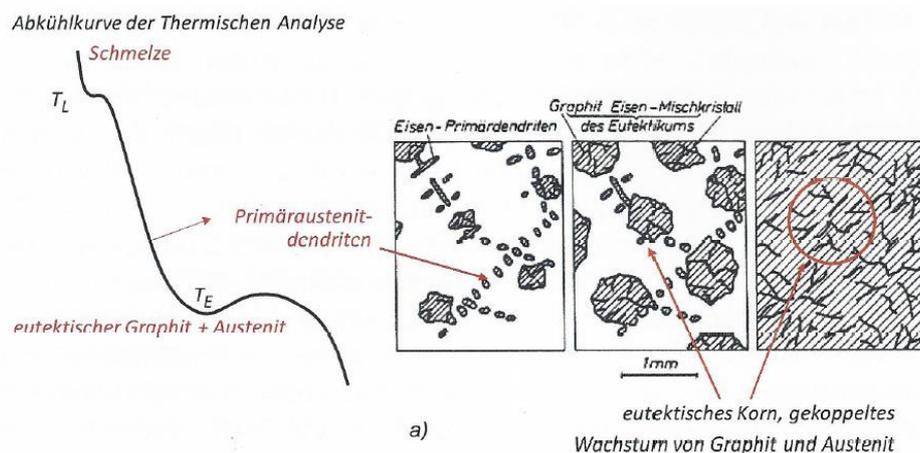


Abbildung 2-4: Gekoppelter Erstarrungsverlauf von untereutektischem Grauguss, aus [16, 17].

Die Erstarrung von GJS erfolgt entkoppelt (Abbildung 2-5). Die Graphitkugeln und der Austenit werden unabhängig voneinander ausgeschieden. Aufgrund der stärkeren Unterkühlung eilt die Austenitausscheidung vor. Die Dendriten und der Graphit wachsen und bewegen sich frei, bis es zu einem direkten Kontakt der beiden kommt. Erste Graphitkugeln

werden vom Austenit eingeschlossen und können deshalb nur per Diffusion durch die Austenithülle wachsen. Am Ende der Erstarrung wachsen alle Kugeln nur noch durch Diffusion [16, 18].

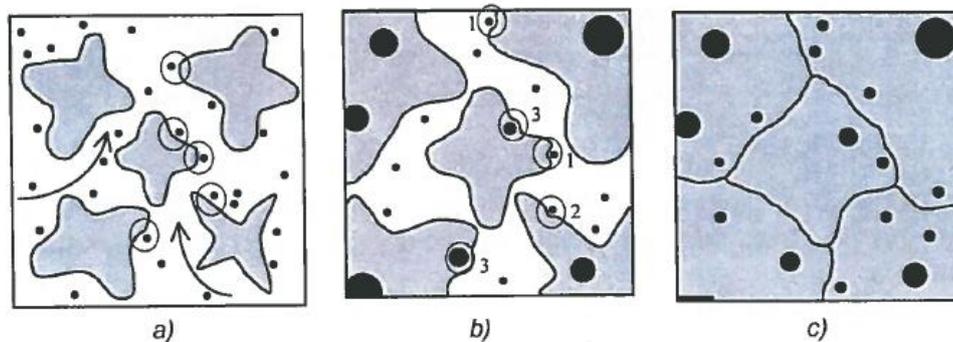


Abbildung 2-5: Entkoppelte Erstarrung einer Schmelze aus GJS, aus [16, 18].

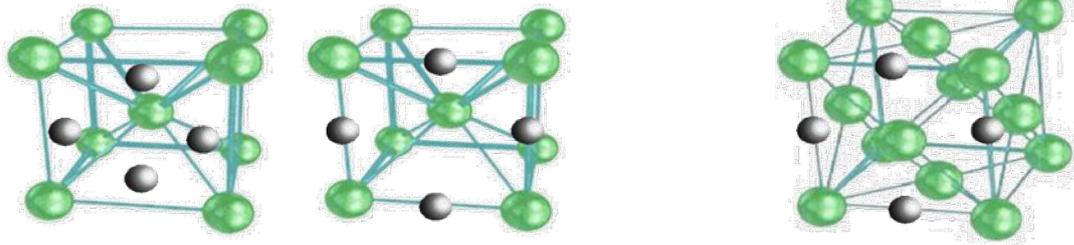
Eine hohe Anzahl an Keimen und große Abkühlgeschwindigkeiten führen zu einer feineren Ausbildung des Gefüges [19].

2.1.3 Gefügearten

Die Eigenschaften eines Werkstoffs werden durch sein Gefüge bestimmt. Die Eigenschaften werden neben der Graphitmorphologie vom metallischen Grundgefüge beeinflusst. Grob kann man zwischen Gleichgewichts- und Ungleichgewichtsgefügen unterscheiden. Ungleichgewichtsgefüge entstehen durch rasche Abkühlung. Die wichtigsten metallischen Grundgefüge für unlegiertes Gusseisen bei Raumtemperatur sind Ferrit und Perlit [7, 9, 20].

2.1.3.1 Austenit

Als Austenit beziehungsweise γ -Mischkristall wird ein Einlagerungsmischkristall mit kubisch flächenzentrierter Elementarzelle (siehe Abbildung 2-6) im Eisen-Kohlenstoffsystem bezeichnet. Dieser ist ab Temperaturen von 723°C im Eisen-Kohlenstoffdiagramm beständig. Durch seine geringe Stapelfehlerenergie weist er eine charakteristische Zwillingbildung auf. Die Löslichkeit von Kohlenstoff ist aufgrund seiner Elementarzelle größer als die von Ferrit, der eine kubisch raumzentrierte Elementarzelle besitzt (Abbildung 2-6). Er ist dichter gepackt als der Ferrit, hat aber größere Gitterlücken und kann deshalb mehr Kohlenstoff lösen. Der Austenit ist paramagnetisch [7, 9, 20].



α -Eisen, krz-Gitter, Ferrit

γ -Eisen, kfz-Gitter, Austenit

Abbildung 2-6: Kubisch raumzentrierte Elementarzelle des Ferrits und kubisch flächenzentrierte Elementarzelle des Austenits. Die schwarzen Kugeln symbolisieren die Kohlenstoffatome, aus [21].

2.1.3.2 Ferrit

Der Ferrit besitzt eine kubisch raumzentrierte Elementarzelle (siehe Abbildung 2-6). Er ist ein Einlagerungsmischkristall und wird als α -Mischkristall bezeichnet. Aufgrund seiner geringen Löslichkeit für Kohlenstoff besteht er praktisch aus reinem Eisen (max. 0,2% bei 723°C) und weist eine geringe Brinellhärte (ca. 100HB) auf. Im Festen wird aus dem Austenit Ferrit und Sekundärzementit ausgeschieden. Gusseisen mit Kugelgrafit und ferritischem Gefüge besitzt eine hohe Dehnung, hohe Kerbschlagzähigkeit und hohe thermische Stabilität [7, 9, 20, 22].

2.1.3.3 Perlit

Perlit besteht aus α -Mischkristall (Ferrit) und Zementit (Fe_3C). Perlit entsteht im metastabilen System aus dem Austenit bei der eutektoiden Umwandlung. Der Zerfall des Austenits findet bei der A1-Linie (siehe Abbildung 2-2) bei ca. 723°C statt. Durch Diffusion kommt es zu einer Umverteilung des Kohlenstoffs. Der Austenitkristall mit 0,8%C zerfällt in die Phase Ferrit mit 0,02%C und Zementit mit 6,67%C. Ein plattenförmiger Zementit Kristall dient als Keim für die Gefügeumwandlung. Dieser wird an einer Austenit-Korngrenze gebildet (siehe Abbildung 2-7 a). Neben den Zementitlamellen bilden sich Ferritlamellen und es kommt zu einem streifigen Aufbau bei zwei dimensionaler Betrachtung (siehe Abbildung 2-7 b und c). Umso stärker die Unterkühlung bei der Perlitbildung ist, desto feiner wird er und es können die Sonderform Sorbit und Troostit entstehen. Bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 100 bis 200 °C/s entsteht Sorbit und bei einer Abkühlgeschwindigkeit über 250 °C/s entsteht Troostit. Sorbit ist vollständig perlitisches, Troostit hingegen besteht zusätzlich aus verbleibendem Austenit [7, 9, 20, 22].

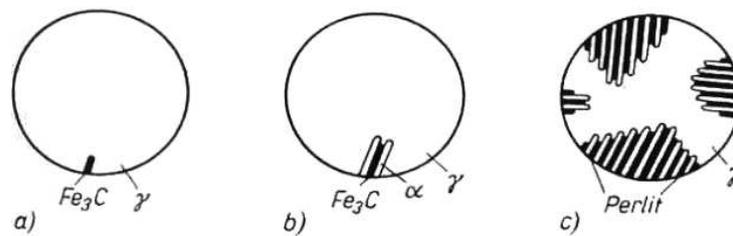


Abbildung 2-7: Ablauf der Perlitbildung, aus [21].

Mit steigendem Perlitanteil steigen die Zugfestigkeit, die Härte, die Streckgrenze und die Dehnung. Die Bruchdehnung und die Zähigkeitseigenschaften nehmen hingegen ab. In Abbildung 2-8 sind die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgrafit in Abhängigkeit vom Perlitgehalt dargestellt [3, 7, 23].

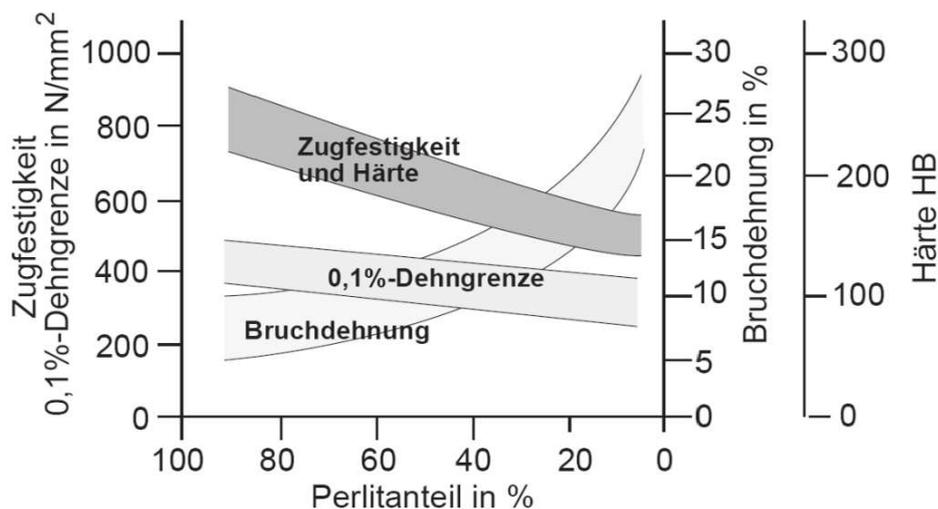


Abbildung 2-8: Mechanische Eigenschaften von GJS in Abhängigkeit vom Perlitgehalt, aus [23].

2.1.4 Gefügeausbildung

Die Ausbildung des Gefüges erfolgt durch die Erstarrung und mehreren Umwandlungs- und Ausscheidungsvorgängen. Die wichtigsten Einflussgrößen für die Ausbildung einer stabilen oder metastabilen Erstarrung und der unterschiedlichen Gefüge sind:

- Die chemische Zusammensetzung, vor allem der Anteil an Karbid- oder Grafit begünstigenden Legierungselementen.
- Die Abkühlgeschwindigkeit, diese ist wiederum von der Wanddicke und dem Gießverfahren abhängig.
- Der Keim- und Impfzustand.
- Die Grafitausbildung

In Tabelle 2-II sind die stabilen und metastabilen Gefügephasen, abhängig von den gefügebildenden Vorgängen, angegeben.

Tabelle 2-II: Gefügebildende Vorgänge bei Gusseisenlegierungen, aus [19].

Vorgang	Gefügephase	
	stabil	metastabil
Primärkristallisation untereutektisch	Primär-Austenit	Primär-Austenit
übereutektisch	Primär-Grafit	Primär-Zementit
Eutektische Kristallisation	Austenit + Grafit	Austenit + Zementit (Ledeburit)
Ausscheidung aus Austenit	Sekundär-Grafit	Sekundär-Zementit
Eutectoide Umwandlung	Ferrit + Grafit	Ferrit + Zementit (Perlit)
Ausscheidung aus Ferrit	Tertiär-Grafit	Tertiär-Zementit

2.1.4.1 Chemische Zusammensetzung

Die Legierungselemente beeinflussen zum einen die Kohlenstofflöslichkeit, zum anderen die stabile und die metastabile eutektische Temperatur. Elemente, die die Löslichkeit des Kohlenstoffs reduzieren, fördern die stabile Erstarrung. Große Temperaturdifferenzen zwischen den eutektischen Temperaturen fördern die stabile Erstarrung, hingegen kleine Temperaturen die metastabile Erstarrung. Die carbidbildenden Elemente wie Cr, Mn, Mo verringern die Temperaturdifferenz und die grafitisierend wirkenden Elemente, wie Si, Cu, Ni, vergrößern sie. Durch Seigerungen kann es zu einer Konzentrationssteigerung carbidbildender Elemente in der Restschmelze und zu einer metastabilen Erstarrung kommen. Das Seigerungsverhalten hängt wiederum von der Grafitmorphologie ab [11, 19, 24 bis 27].

Neben dem Kohlenstoff wird Silicium als Hauptlegierungselement verwendet. Dadurch entsteht unter Vernachlässigung der anderen Legierungselementen das Dreiphasensystem Eisen-Kohlenstoff-Silicium. Anstatt einer eutektischen Linie, wie es beim Zweiphasensystem Eisen-Kohlenstoff der Fall ist, liegt ein Dreiphasengebiet Schmelze + Austenit + Grafit vor. Es liegt eine höhere Mobilität in der Schmelze vor und die Ausscheidung und das Wachstum von Grafit werden damit innerhalb des eutektischen Intervalls begünstigt. Durch Erhöhung des Si-Gehaltes wird der Unterschied zwischen der oberen und unteren eutektischen Temperatur größer und eine Erstarrung nach dem stabilen System wird bevorzugt. In Abbildung 2-9 ist ein Fe-C-Si Zustandsschaubild mit 2,5% Silicium dargestellt [5].

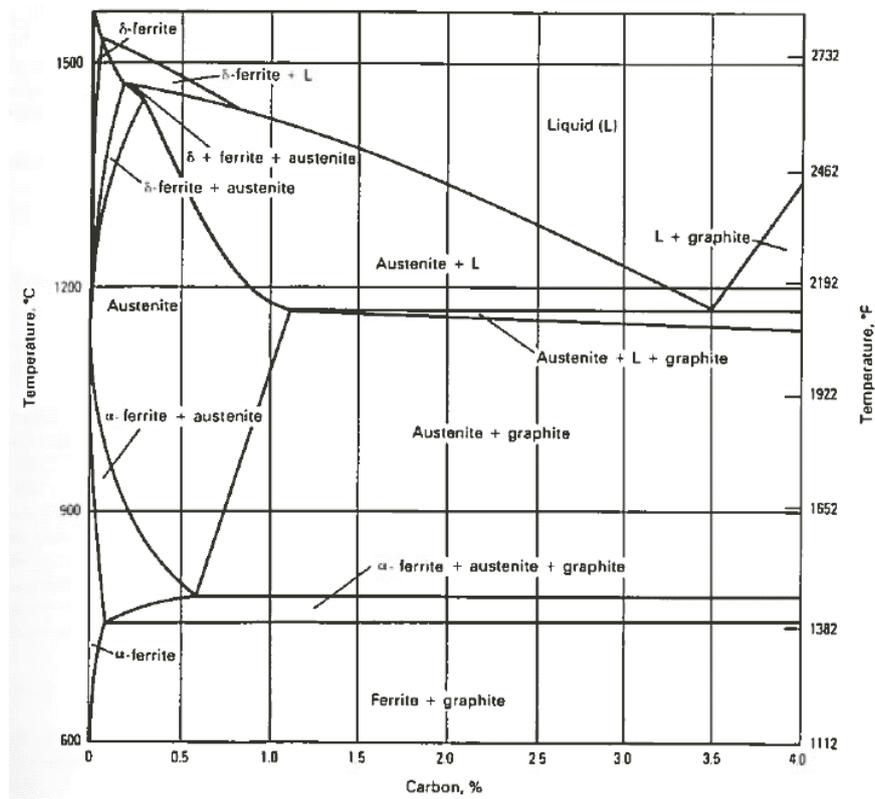


Abbildung 2-9: Eisen-Kohlenstoff-Silicium-Diagramm mit 2,5% Silicium, aus [28].

In Abbildungen 2-10 sind die Auswirkung von weiteren Legierungselementen auf die eutektischen Temperaturen zu sehen [11].

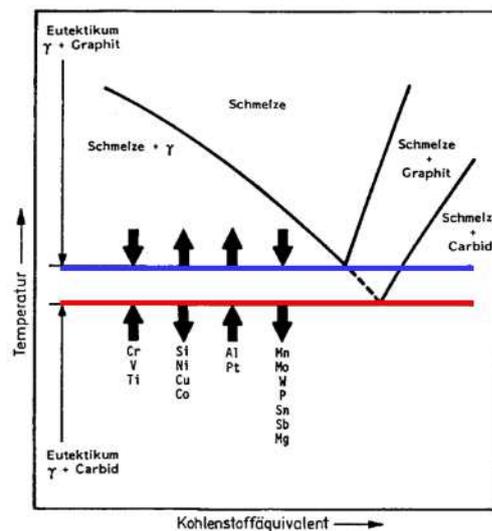


Abbildung 2-10: Auswirkung von Legierungselemente auf die eutektischen Temperaturen, aus [11].

Die eutektoide Umwandlung bestimmt die Mikrostruktur der metallischen Matrix.

Ein metastabil erstarrtes System wandelt bei der eutektoiden Umwandlung nach dem metastabilen System um. Ein stabil erstarrtes System hingegen kann nach dem stabilen oder

dem metastabilen System umwandeln. Es findet bei dieser Umwandlungsstufe keine Graphitkeimbildung statt und der Kohlenstoff muss zur nächsten Graphiteinlagerungsstelle diffundieren und dort kristallisieren. Wird dieser Diffusionsvorgang unterbrochen, kommt es zu einer Behinderung der stabilen eutektoiden Umwandlung. Der Austenit wandelt teilweise oder vollständig metastabil durch die Ausbildung von Keimen und Perlit um. Silicium und Aluminium fördern die stabile eutektoiden Umwandlung [19, 29 bis 32].

2.1.4.2 Abkühlbedingungen

Höhere Abkühlgeschwindigkeiten während der Erstarrung fördern eine metastabile Erstarrung. Dünne Wandstärken, Kokillen und damit verbundene hohe Abkühlgeschwindigkeiten können zu einer Weißeinstrahlung führen. Bei der eutektoiden Umwandlung werden entsprechend dem ZTU-Diagramm die Umwandlungen beeinflusst. Eine rasche Abkühlung verkürzt die vorhandene Zeit für die Diffusion des Kohlenstoffes, behindert dadurch die Ferritbildung und begünstigt die Bildung von Perlit. In Abbildung 2-11 ist die Ausbildung des Gefüges in Bezug auf die Abkühlbedingungen durch die Umwandlung aus dem Austenit gegeben [7, 33].

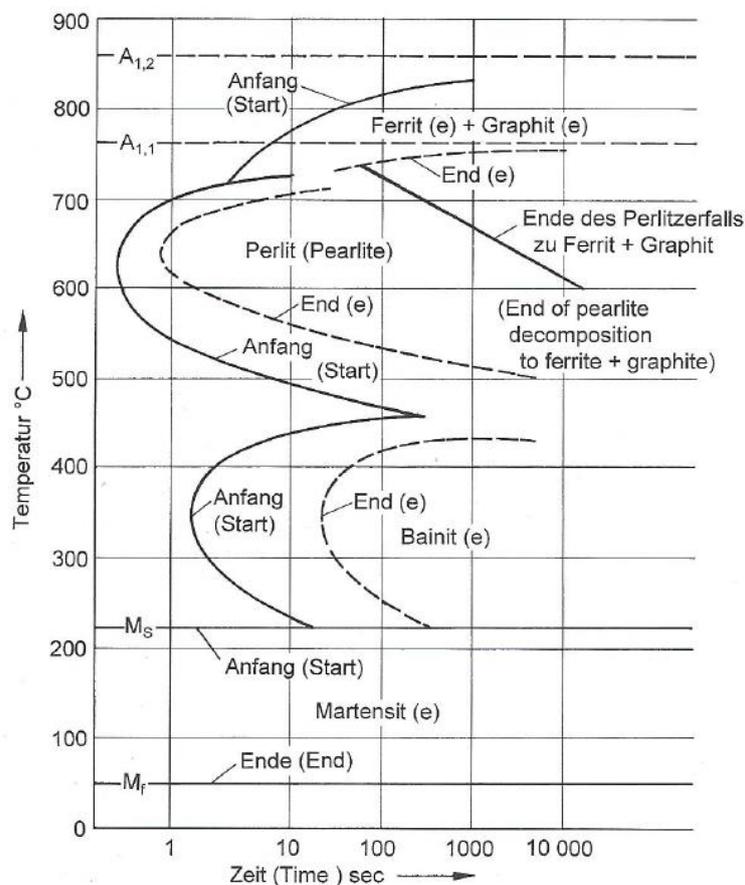


Abbildung 2-11: Schematische isothermes ZTU-Schaubild für GJS, aus [7, 33].

In der ersten Stufe ist die Umwandlung des Austenits in Ferrit + Grafit dargestellt. Dazu ist eine langsame Abkühlgeschwindigkeit nötig, da der Kohlenstoff lange Diffusionswege zurücklegen muss, bis er sich an den vorhandenen eutektischen Graphitausscheidungen anlagern kann. Wird unter die metastabile Gleichgewichtstemperatur abgekühlt, bildet sich Ferrit und Zementit in lamellarer Anordnung (Perlit) aus, da die Diffusionswege kürzer sind. Je stärker die Unterkühlung ist, umso geringer wird der Abstand der Ferrit und Zementitlamellen und das Gefüge wird feiner [7, 34].

Während der Umwandlung von unlegiertem Gusseisen im Festen, bestimmt die Abkühlgeschwindigkeit die Ausbildung des Gefüges maßgeblich. Vor allem bei den Mischformen GGG-50 (GJS-500-7) und GGG-60 (GJS-600-3) ist die genaue Einstellung des Gefüges sehr schwierig. Geringe Schwankungen des Herstellprozesses bewirken große Unterschiede bei den mechanischen Eigenschaften. Bei Versuchen konnte durch vorzeitiges Auspacken oberhalb von 650°C bei der Übergangsform GGG-50, der Perlitgehalt erhöht werden, bei GGG-70 hingegen nicht. Demnach steigt die Härte und der Perlitgehalt bei vorzeitigem Auspacken und der damit verbundenen erhöhten Abkühlgeschwindigkeit eines ferritisch/ perlitischen Gusseisen mit Kugelgrafit [7, 35].

Laut S. Hasse [7] beschreiben viele Publikationen [36 bis 40] den Einfluss der Abkühlgeschwindigkeiten auf die Größe, Verteilung und Anzahl der Graphitkugeln, sowie der Ausbildung des Grundgefüges, ohne sich mit einer gesteuerten Abkühlung zu beschäftigen [7, 35].

Bei großen Wandstärken (>150mm) sind aufgrund der geringen Abkühlgeschwindigkeit rein perlitische Gefüge nur durch perlitstabilisierende Elemente möglich. Bei diesen sehr langsam abkühlenden Gussteilen nimmt der Perlitgehalt wieder zu, da der Diffusionsweg für den Grafit zu den wenigen Keimstellen zu groß wird. Die Folge ist ein grob streifiger Perlit [7, 41].

2.1.4.3 Keimzustand

Der Keimzustand hängt von den Einsatzstoffen, der Temperaturführung und der Impfbildung ab. Die Keimbildung wird durch eine heterogene Keimbildung erleichtert und führt zu einer geringeren Unterkühlung bei der eutektischen Erstarrung. Dadurch wird die Erstarrung nach dem stabilen System bevorzugt. Eine hohe Anzahl an Grafitkugeln fördert demnach die Bildung von Ferrit, da die Wege für den diffundierenden Grafit kurz sind [7, 19, 35].

2.1.4.4 Grafitausbildung

Die Morphologie des Grafits bestimmt die Eigenschaften des Gusseisens maßgeblich und wird deshalb in der Bezeichnung angegeben. Die Grafitform kann lamellenförmig, kugelförmig oder wurmförmig sein. Mit Hilfe der Norm EN ISO 945 können sechs verschiedene Graphitformen durch Vergleich eines metallographischen Schliffes mit Richtreihen bestimmt werden. Zusätzlich kann die Anordnung des Lamellengrafits mittels weiteren Richtreihen kategorisiert werden (Abbildung 2-12) [11, 21, 42].

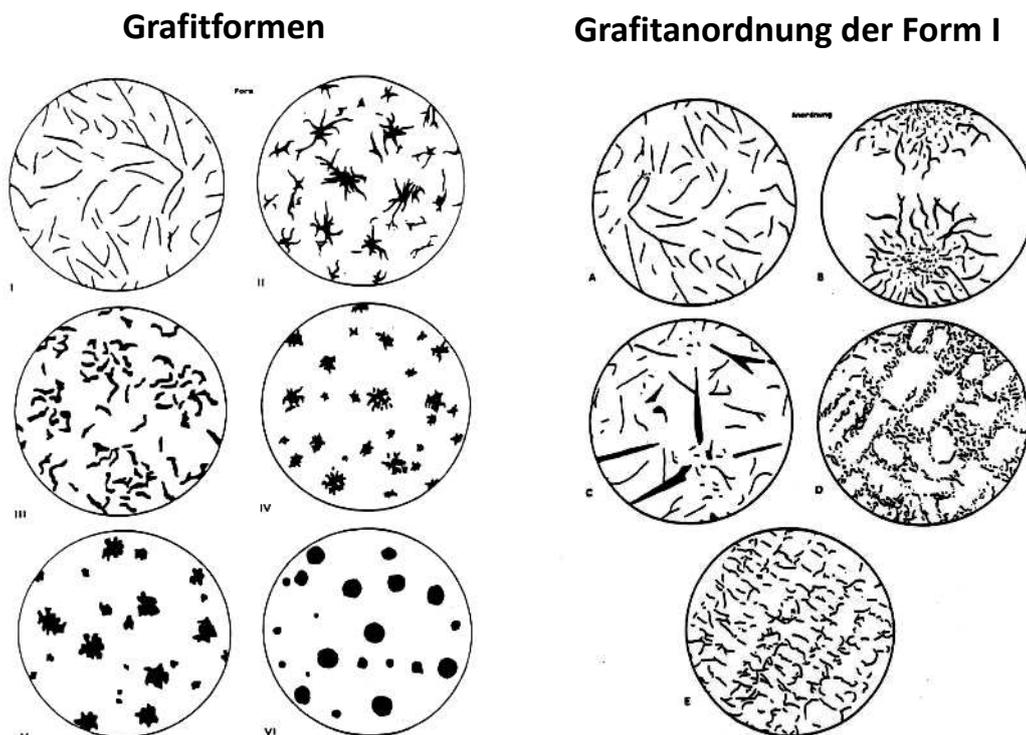


Abbildung 2-12: Grafitform und Grafitanordnung der Form I, aus [11, 42].

Folgende Vorgänge sind maßgeblich für die Ausbildung von Lamellengrafit oder Kugelgraphit verantwortlich:

- Das kristallographische Richtungswachstum, das durch Begleitelemente beeinflusst wird.
- Der Verzweigungsmechanismus beim Wachstum der Grafitkristalle vor allem für die Ausbildung einer Kugel.
- Die eutektische Grafitausscheidung.

Der im stabilen System ausgeschiedene Kohlenstoff kristallisiert als Grafit und besitzt einen hexagonalen Gitteraufbau. Hierbei ist die Atomdichte innerhalb einer Schicht (Basisfläche (0001)) größer als entlang der Prismenfläche ($10\bar{1}0$), da die Bindungskräfte zwischen den

Schichten geringer sind. Die Wachstumsrichtungen sind senkrecht auf die Basisfläche (in Abbildung 2-13 entlang der c -Achse) und senkrecht auf die Prismenfläche (in Abbildung 2-13 entlang der a -Achse) möglich [5, 16, 17]. Das Kristallwachstum findet an Stufen von Kristallflächen statt. Diese entstehen durch Gitterbaufehler, wie Versetzungen. Man unterscheidet zwischen Stufenversetzungen, diese führen zu einem Wachstum in a -Richtung, und Schraubenversetzungen, diese führen zu einem Wachstum in c -Richtung vermehrt verzweigt als Pyramide oder Spirale. Die Stufenversetzungen werden bei steigender Unterkühlung von den Schraubenversetzungen abgelöst [5, 16, 42, 43].

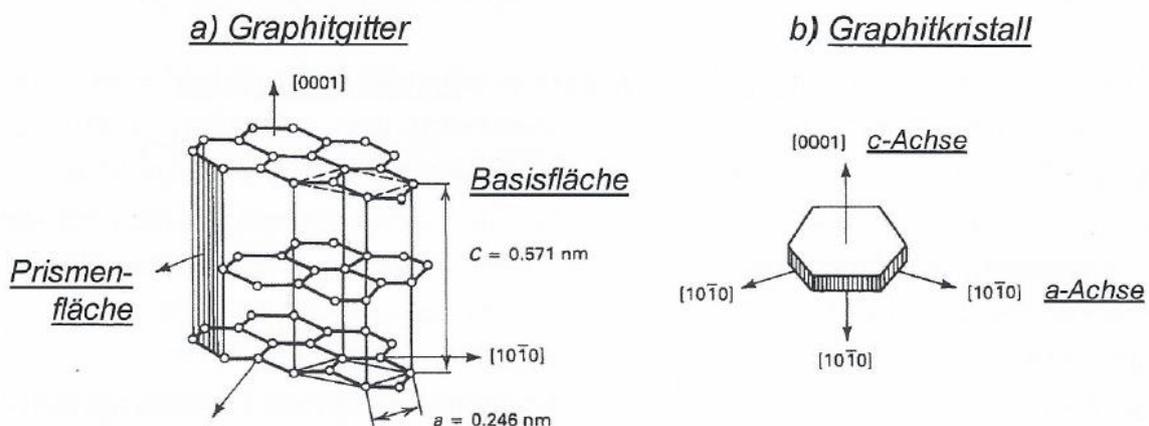


Abbildung 2-13: Die möglichen Wachstumsrichtungen des Graphitkristalls, aus [16, 17].

Lamellenförmiger Graphit entsteht bei einem überwiegenden Wachstum in die a -Richtung, hingegen bilden sich Kugeln bei vermehrtem c -Richtungswachstum. Die oberflächenaktiven Elemente Schwefel und Sauerstoff erniedrigen demnach die Oberflächenspannung der Schmelze und führen zu lamellenförmigem Wachstum. Die Elemente Magnesium, Cer und Lanthan desoxidieren und entschwefeln die Schmelze. Zusätzlich erhöhen sie die Oberflächenspannung in der Schmelze und wirken kugelförmig [16, 44]. In Abbildung 2-14 ist die Wirkung der Elemente auf das Wachstum des Graphitkristalls dargestellt. V_B beschreibt das Wachstum der Basisebene und V_P das Wachstum der Prismenebene. Im linken Bild ist eine Schmelze mit kugelbildenden Elementen dargestellt, die die Schmelze entschwefeln, desoxidieren und aktiv die Kugelbildung fördern. Im mittigen Bild ist hingegen eine sehr reine Schmelze ohne Schwefel und Sauerstoff, aber auch ohne Kugelbildner. In diesem Fall werden Kugeln nur bei sehr hohen Abkühlgeschwindigkeiten gefunden, da ein Einkristall wächst [45]. Im rechten Bild ist Schwefel und Sauerstoff vorhanden. Es wurde von K. Herfurth [44] postuliert, dass diese an der Prismenfläche adsorbiert werden. Dadurch wird die Prismenfläche die dichtest gepackte Ebene und es tritt ein Wachstum dieser auf. Es entstehen lamellenförmige Graphitkristalle [16, 17, 44 bis 46].

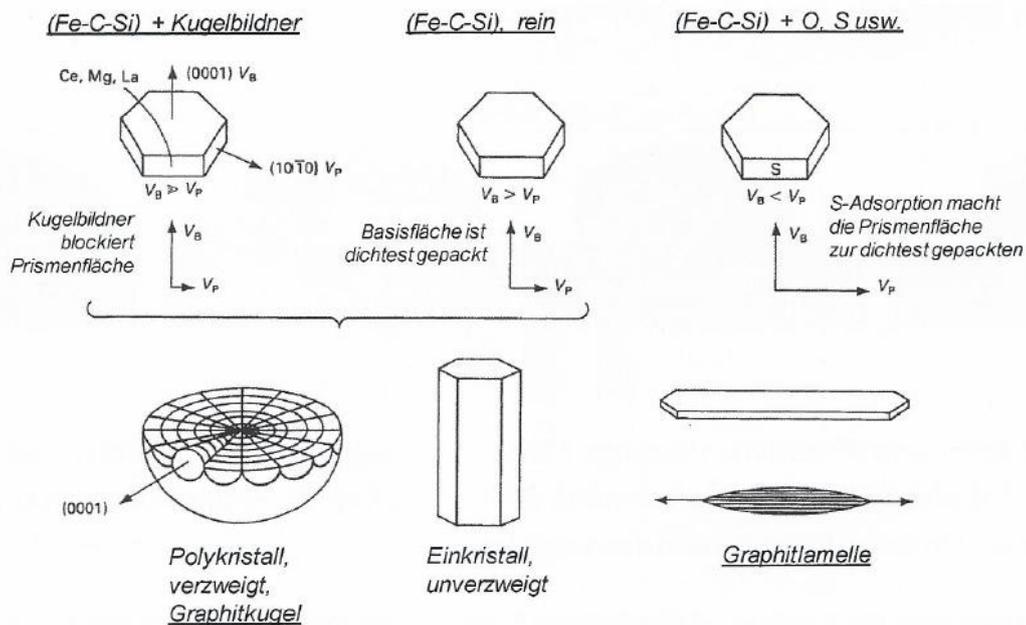


Abbildung 2-14: Die Auswirkungen der Zusammensetzungen der verschiedenen Schmelzen auf die Wachstumsgeschwindigkeiten, aus [16, 45, 46].

Durch Untersuchungen der Oberflächenspannungen von behandelter Schmelze wurde festgestellt, dass ein Wachstum senkrecht der Ebene mit der geringsten Oberflächenspannung stattfindet. In Abbildung 2-15 sind die Auswirkungen verschiedener Legierungselemente auf die Oberflächen- beziehungsweise Grenzflächenspannung dargestellt [16, 43].

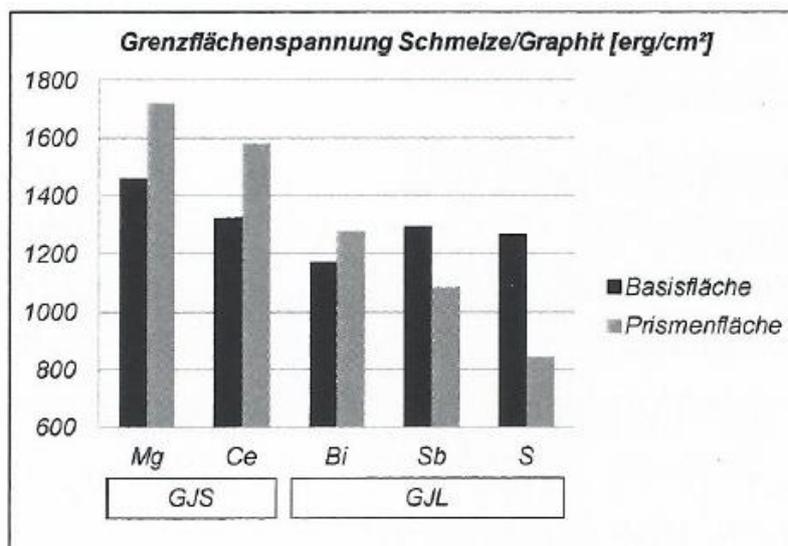


Abbildung 2-15: Grenzflächenspannungen von Mg, Ce, Bi, Sb, und S legierten Schmelzen, aus [16].

2.2 Gusseisen mit Kugelgrafit

Gusseisen mit Kugelgrafit (GJS früher GGG) wurde nach dem zweiten Weltkrieg durch das Veröffentlichen mehrerer Patenschriften für die Gießereien zugänglich. Es begann ein Entwicklungsboom, da mit diesem sehr wirtschaftlichen und duktilen Werkstoff, Stahl in vielen Anwendungen ersetzt werden konnte [47].

Das metallische Grundgefüge von grau erstarrtem Gusseisen entspricht einem eutektoiden Stahl mit höherem Siliziumgehalt. Durch die kugelförmige Gestalt des Grafits wird die metallische Grundmasse viel weniger unterbrochen als bei Gusseisen mit Lamellengrafit. Die Festigkeit und die Duktilität nehmen zu, da Kugeln eine geringere innere Kerbwirkung als Lamellen bewirken (siehe Abbildung 2-16). Die Vorteile hinsichtlich der Gießbarkeit, der Erstarrung, der Gefügedichtheit und der Zerspanbarkeit bleiben durch die Anwesenheit des Grafits erhalten [47, 48].

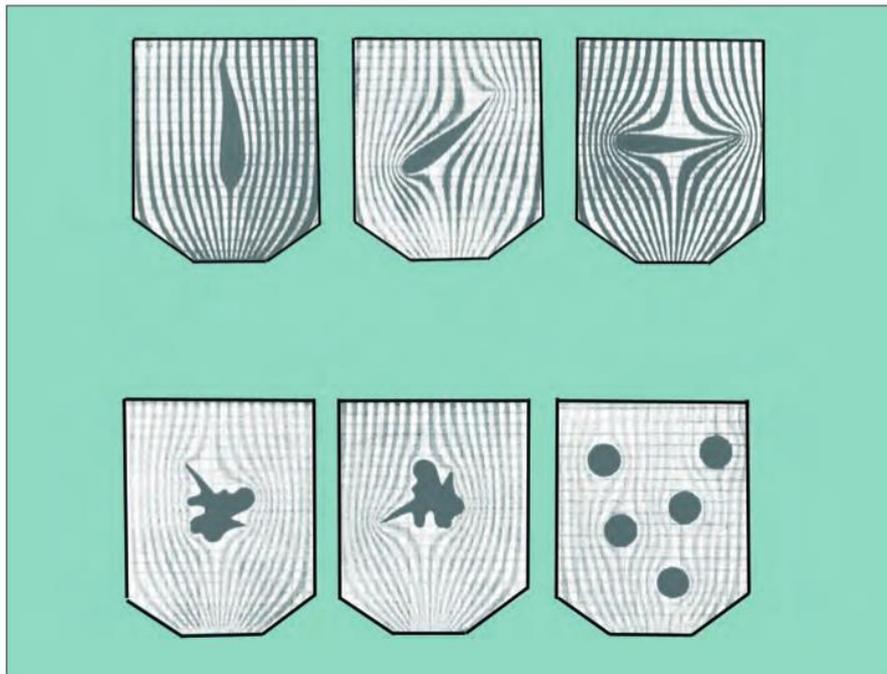


Abbildung 2-16: Kerbwirkung von lamellenförmigem Grafit (oben) und kugelförmigem Grafit (unten), aus [47].

Die unterschiedlichen Sorten werden hinsichtlich ihrer Mindestzugfestigkeit in der Norm ÖNORM EN-1563 klassifiziert [49].

Im Gegensatz zu Grauguss ist die Zugfestigkeit von GGG fast wanddicken unempfindlich [7].

Die mechanischen Eigenschaften werden hauptsächlich durch die stahlähnliche Grundmatrix beeinflusst. Diese lassen sich durch Einstellen der metallischen Grundmasse variieren (Abbildung 2-17) [7].

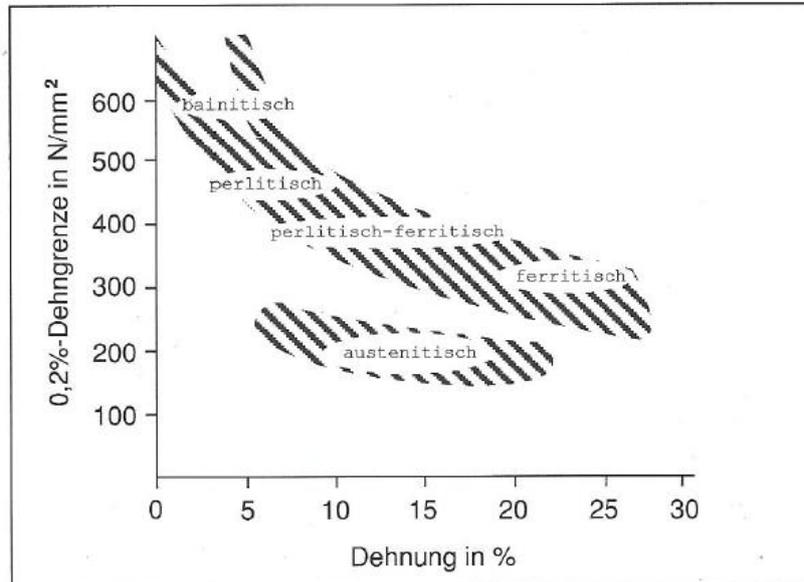


Abbildung 2-17: Streckgrenze und Dehnung in Abhängigkeit von den Gefügebestandteilen für Gusseisen mit Kugelgraphit, aus [7].

In Abbildung 2-18 sind die grundlegenden Zusammenhänge zwischen Festigkeits- und Dehnungseigenschaften für Sphäroguss dargestellt [7].

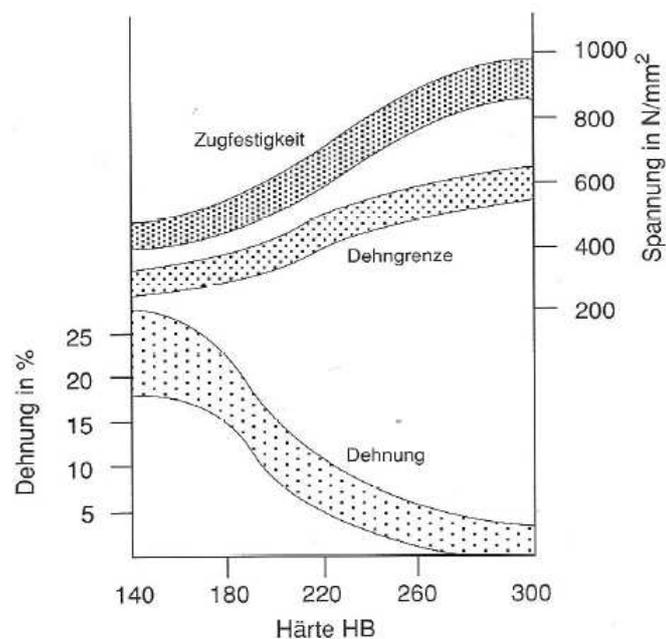


Abbildung 2-18: Grundlegende Zusammenhänge zwischen Festigkeits- und Dehnungseigenschaften, aus [7].

2.3 Gusseisen mit Lamellengrafit

Der Werkstoff Gusseisen mit Lamellengrafit (GJL früher GG) ist tonnenmäßig der meist produzierte Gusswerkstoff. Neben der hohen Wirtschaftlichkeit und den guten Gießeigenschaften hat dieser vielseitige Werkstoff günstige mechanische Eigenschaften für verschiedene Anwendungsgebiete [50].

Im Gegensatz zu Sphäroguss werden die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Lamellengrafit hauptsächlich durch die Grafitausbildung und die Grafitmenge bestimmt. Der Einfluss der Wandstärke auf die mechanischen Eigenschaften ist stärker ausgeprägt als bei GGG [7].

Die unterschiedlichen Sorten werden hinsichtlich ihrer Mindestzugfestigkeit in der Norm ÖNORM EN-1561 klassifiziert [51].

Grauguss hat eine höhere Wärmeleitfähigkeit durch die schnelle Wärmeübertragung über die Grafitlamellen (Abbildung 2-19) und einen geringeren Wärmeausdehnungskoeffizienten als Stahl oder Sphäroguss (Abbildung 2-20) [7, 52 bis 54].

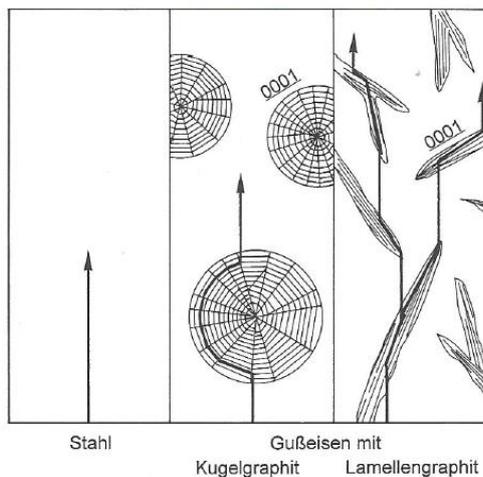


Abbildung 2-19: Wärmetransport in Stahl, Sphäroguss und Grauguss, aus [7, 52].

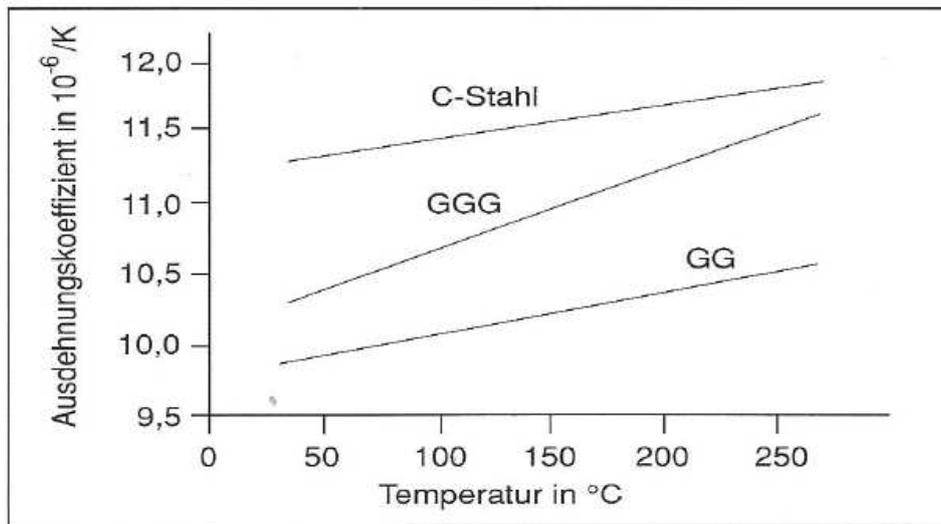


Abbildung 2-20: Linearer Ausdehnungskoeffizient für Stahl, Sphäroguss und Grauguss, aus [7, 53, 54].

Die hohe Dämpfungsfähigkeit ist eine der hervorragendsten Eigenschaften von Grauguss. Die Dämpfungskurve von GJL, GJS und Stahl verhalten sich wie 1 : 1,8 : 4,3 (Abbildung 2-21). Grauguss wird deshalb vermehrt als Werkstoff für schwingungsdämpfende Anwendungen verwendet [50, 55, 56].

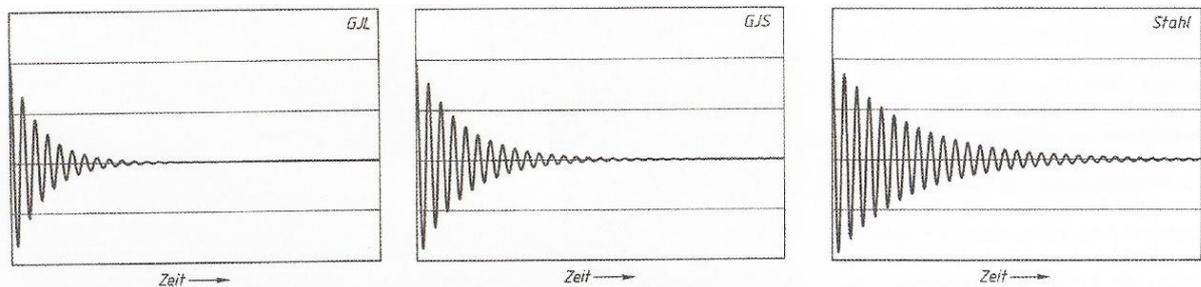


Abbildung 2-21: Dämpfungsverhalten von GJL, GJS und Stahl, aus [50].

2.4 3D-Druck von Sandkernen

Die Verwendung von Formen und Kernen, die mittels 3D-Druckverfahren hergestellt werden, bietet nicht nur Wettbewerbsvorteile hinsichtlich der schnellen und flexiblen Produktion, sondern erweitert die technologischen Möglichkeiten. Die vorliegende Recherche bezieht sich auf ein indirektes pulverbasiertes 3D-Printing-Verfahren mit organischem Bindersystem. Dieses Verfahren wird in der Gießereibranche am häufigsten angewendet. Im Sinne der VDI-Richtlinie 3404 handelt es sich hierbei um einen schichtweisen Bauprozess, der später als Form oder Kern für Gussanwendungen dient [57 bis 59].

Aufgrund der immer größer werdenden Variantenvielfalt verbunden mit kürzeren Entwicklungszeiten, wird das 3D-Drucken von Formen und Kernen neben Prototypen auch für Serien immer bedeutender. Durch das sogenannte Slicen werden CAD-Daten in 2D-Schichten überführt. Der Drucker trägt bei jedem Bauschritt eine ca. 0,25 mm dicke Schicht aus einer organischen Sandmischung auf und bedruckt diese selektiv, abhängig von der jeweils vorgegebenen 2D-Schicht. Anschließend wird der Bauraum gesenkt und eine neue Schicht wird aufgetragen. Die organische Sandmischung besteht aus Sand plus Binder oder Härter. Das Druckmittel ist die jeweils gegensätzliche Komponente, die das 2-Komponentensystem zur Aushärtung im Bauraum bringt. In Abbildung 2-22 sind die Prozessschritte des pulverbasierten 3D-Druckens dargestellt [57, 60 bis 63].

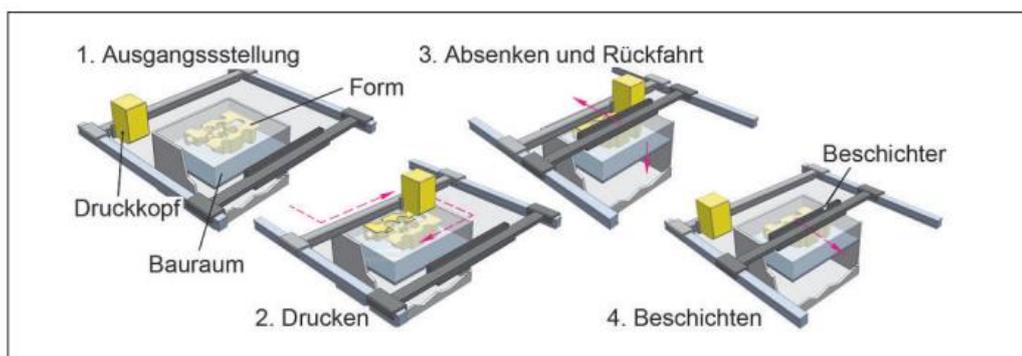


Abbildung 2-22: Prozessschritte des 3D-Sanddruckers, aus [57, 64].

Die Festigkeitseigenschaften von 3D-gedruckten Formen können mit konventionell hergestellten verglichen werden. Die Biegefestigkeiten liegen zwischen 220-380 N/cm² [65].

Durch immer größer werdende Bauräume können mehrere Formen und Kerne gleichzeitig hergestellt werden. Dadurch reduziert sich die Herstellzeit und erhöht die Konkurrenzfähigkeit für Serienanwendungen [65].

3 Experimentelle Methoden

Aufgabe war es, einen Prüfkörper mit innenliegendem Kern zu konstruieren, gießtechnisch zu berechnen und ab zu gießen. Die lokalen Eigenschaften sollten durch Zuhilfenahme von unterschiedlichen Kernen und Kühlmaßnahmen gezielt beeinflusst werden. Mittels Simulation sollten die lokalen Gefügeeigenschaften vorhergesagt werden.

3.1 Konstruktionen und Auslegung des Gießsystems

3.1.1 Konstruktion eines geeigneten Prüfkörpers

Ziel war es, einen gießgerechten Prüfkörper mit innenliegendem Kern und variierender Wandstärke zu konstruieren, bei dem das Gefüge gezielt beeinflusst werden kann. Die Geometrie sollte so gestaltet werden, dass metallographische Schliffe, Zugproben und Proben für die Härtemessung einfach und wiederholgenau entnommen werden können.

Das Resultat ist ein nahezu achsensymmetrisches Gussteil mit einem zylindrischen Kern entlang der Längsachse (siehe Abbildung 3-1). Die einfach gehaltene Geometrie des Kerns ermöglicht neben der Herstellung im 3D-Druckverfahren auch die konventionelle Herstellung im Gießereitechnikum am ÖGI. Aufgrund der konisch verlaufenden Außenmaße weist der Prüfkörper unterschiedliche Wandstärken zwischen 8 und 40 mm auf. Auf der Ober- und Unterseite ist der Prüfkörper abgeflacht und hat dort im dickwandigen Bereich eine Wandstärke von 27 mm. In Abbildung 3-2 ist ein horizontaler Schnitt mit den wichtigsten Abmaßen gegeben. Der Prüfkörper ist zusätzlich mit angemessenen Ausformschrägen und Kantenverrundungen gießgerecht gestaltet.



Abbildung 3-1: CAD-Aufnahme des Prüfkörpers.

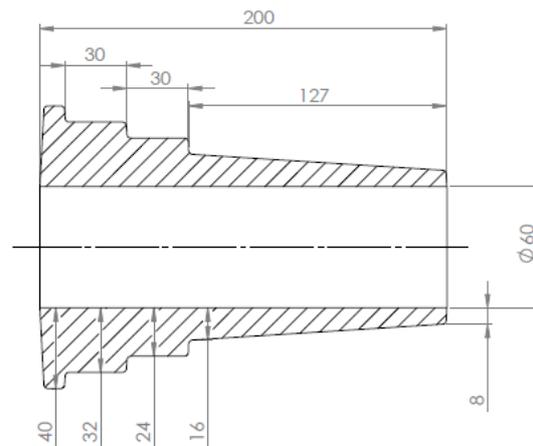


Abbildung 3-2: Hauptmaße des Prüfkörpers.

3.1.2 Auslegung und Berechnung des Gießsystems

Die wichtigste Größe zur Bestimmung von Speiser ist der Modul. Der Modul ist das Verhältnis von Volumen zur abkühlwirksamen Oberfläche (siehe Gleichung 3-1) [66, 67].

$$M = \frac{V}{O} \quad (3-1)$$

M...Modul [cm]

V...Volumen im betrachteten Abschnitt [cm³]

O...abkühlwirksame Oberfläche im betrachteten Abschnitt [cm²]

Der Modul entspricht der Erstarrungsreihenfolge. Je höher der Modul ist, desto später kühlt der Teilabschnitt aus. Dies führt zur Schlussfolgerung, dass Körper mit gleichem Modul dieselbe Erstarrungszeit haben. Daraus folgt der quadratische Zusammenhang zwischen Erstarrungszeit und Modul [14, 66, 67].

Wenn Kerne vorhanden sind, wird die kühlwirkende Oberfläche der Kerne abhängig von deren Dicke bestimmt (siehe Abbildung 3-3) [66].

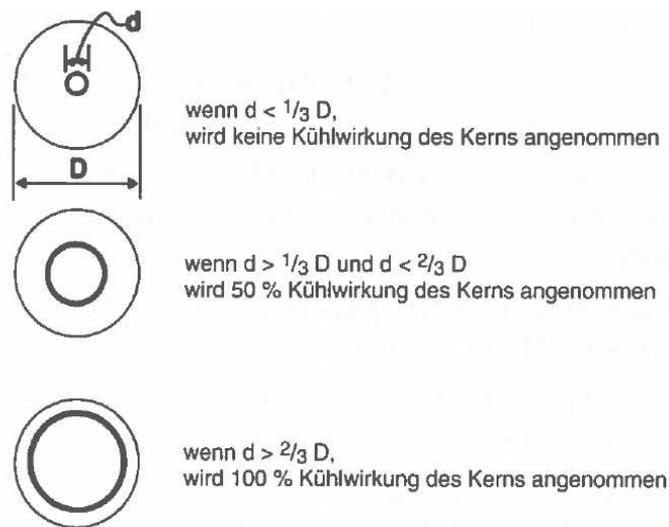


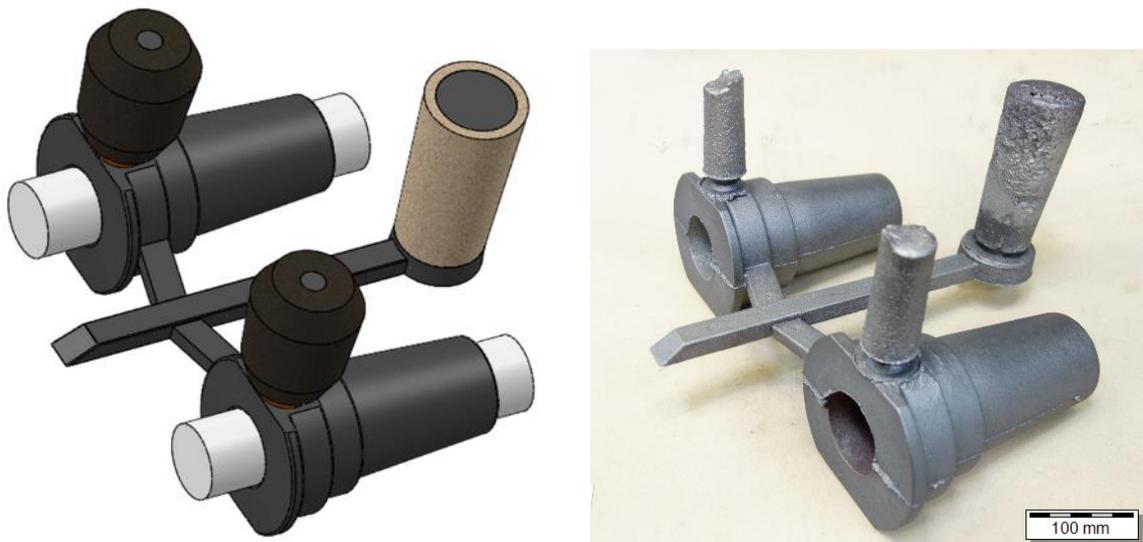
Abbildung 3-3: Kühlwirkung der Kerne in Abhängigkeit vom Durchmesser Verhältnis zum Gussstück, aus [66].

Das Gießsystem wurde nach Nielsen ausgelegt und zur Verwendung einer Eingusshülse abgeändert. Da bei den Versuchsabgüssen die Ausbringung und die damit verbundene Wirtschaftlichkeit keine nennenswerte Rolle spielten, wurde vereinfacht eine Eingusshülse mit Filter und je ein exothermer Speiser von der Firma Foseco verwendet. Das Gießsystem ist für den Abguss von zwei Bauteilen in einer Form ausgelegt. Die Details zu dem ursprünglich optimiert berechneten und dem schlussendlich verwendeten Gießsystem findet man in Tabelle 3-I.

Tabelle 3-I: Details des berechneten und des schlussendlich verwendeten Gießsystems.

	Berechnetes Gießsystem nach Nielsen	Schlussendlich verwendetes Gießsystem
Einguss	Normeinlauf Typ SI Nr.:320	Kalpur Fe-Einguss-Speiser KSPE 5/15/L10 PE von mit Filter SEDEX SDX 50R X 22/10 von Foseco
Abmaße Lauf	Höhe: 1,2 cm mittlere Breite: 2,0 cm	Höhe: 1,4 cm mittlere Breite: 2,2 cm
Abmaße Anschnitte	Höhe: 0,8 cm mittlere Breite: 2,3 cm	Höhe: 1 cm mittlere Breite: 2,6 cm
Speiser	Naturspeiser mit Modul 1,6 cm	exoth. Speiser V 88 L mit Modul 1,7 cm und Schüsselbrechkern BK 4/7/30 Durchtritt 20mm von Foseco

Das resultierende Gießsystem, das sowohl für die praktischen Abgüsse als auch für die Simulationsberechnungen verwendet wurde, ist in Abbildung 3-5 dargestellt. Die exothermen Speiser waren nicht mit Sand bedeckt und standen zirka 2 cm aus dem Formoberkasten heraus. Die Eingusshülse mit integriertem Filter wurde an den 14 cm hohen Oberkasten angepasst. Die Formeinrichtungen mit Modell und Gießsystem wurde am ÖGI simuliert, hergestellt und auf Praxistauglichkeit erprobt.

**Abbildung 3-4:** CAD-Bild und Foto des verwendeten Gießsystems.

3.1.3 Simulation

Mittels der Software Magmasoft wurden Gefügesimulationen am ÖGI durchgeführt. Zusätzlich zur graphischen Ergebnisdarstellung der Simulation werden an ausgewählten Positionen Werte ausgelesen (siehe Abbildung 3-28). Die daraus gebildeten Mittelwerte wurden mit den Ergebnissen der realen Abgüsse verglichen.

3.1.3.1 Ergebnisse Simulation

Vor der Herstellung der Formeinrichtungen wurde die Probengeometrie simuliert und optimiert. In Abbildung 3-5 ist ein Foto der Simulation vor der Optimierung und in Abbildung 3-6 nach der Optimierung des Gießsystems zu sehen.

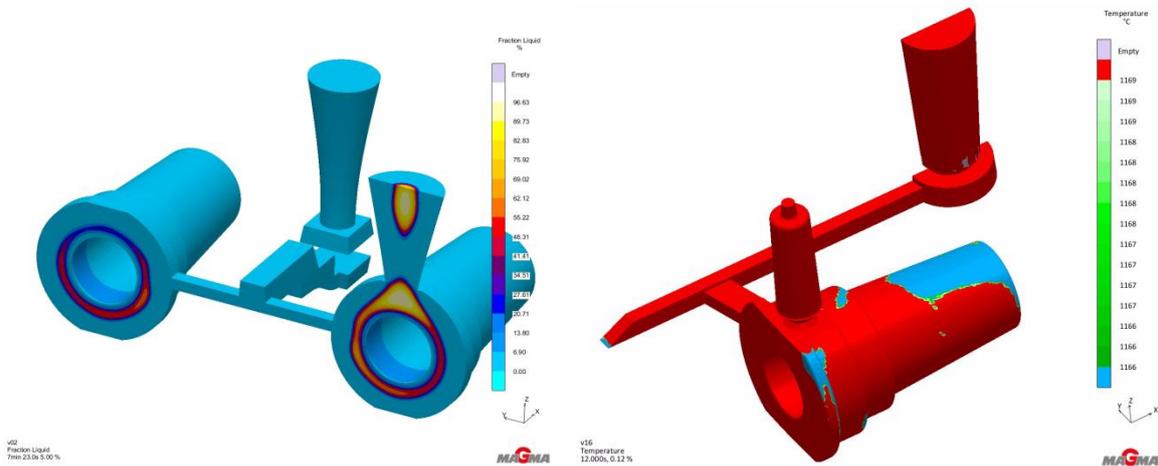


Abbildung 3-5: Simulation vor Optimierung

Abbildung 3-6: Simulation nach Optimierung

Zusätzlich wurden Gefügesimulationen des Prüfkörpers mit vollem Wasserglaskern durchgeführt. Dabei wurden eine Simulation mit Standardparametern von Magmasoft und eine mit abgesenkter Wärmeleitfähigkeit des Formstoffes am ÖGI gemacht.

3.1.4 Konstruktion geeigneter Sandkerne und Kühlmaßnahmen zur lokalen Beeinflussung der Gefügeeigenschaften

3.1.4.1 Kerne

Der Kern hat einen Durchmesser von 60 mm und eine Gesamtlänge von 280 mm. Er wird durch zwei Kernlager mit je 40 mm Länge gehalten. Durch die Variation der inneren Geometrie und der Kühlmaßnahmen sollen die Abkühlkurven und dadurch das Gefüge gezielt beeinflusst werden. Die Herstellung der Kerne erfolgt entweder konventionell oder im 3D-Druckverfahren. In Tabelle 3-II sind die Geometrien und die Spezifikationen der einzelnen Kerne dargestellt.

Tabelle 3-II: Details der verwendeten Kerne.

Bezeichnung	Wasserglas-Kern	gedruckter Kern W=15mm	gedruckter Kern W=5mm	gedruckter Kern voll
Herstellung	gestampft	3D-Druckverfahren, Schichtstärke: 0,28 mm		
Bindersystem	Wasserglas-CO2	Kalt härtendes Phenolharz FB201		
Sand	Quarzsand Giba GLG 30	Quarzsand FS001		
Geometrie	Vollquerschnitt Abbildung 3-7	Wandstärke 15 mm Bohrung mit 30 mm Abbildung 3-8	Wandstärke 5 mm Bohrung mit 50 mm Abbildung 3-9	Vollquerschnitt Abbildung 3-10



Abbildung 3-7: Wasserglas-Kern voll.

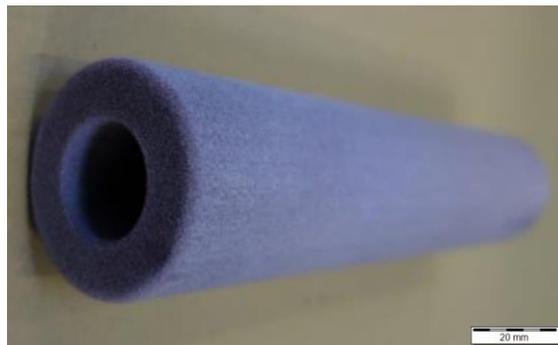


Abbildung 3-8: gedruckter Kern W=15mm.

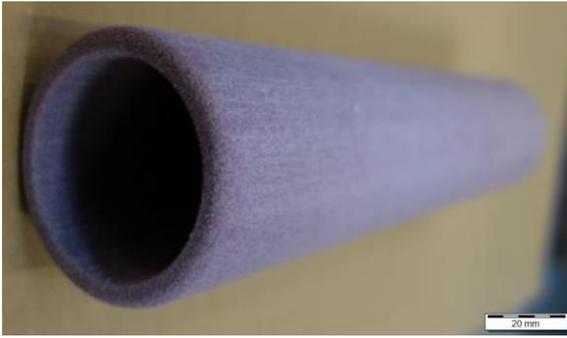


Abbildung 3-9: gedruckter Kern W=5mm

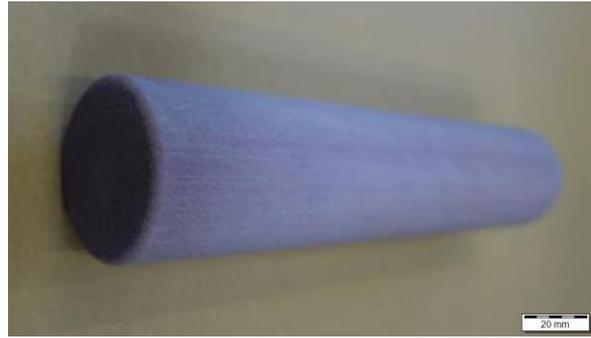


Abbildung 3-10: gedruckter Kern voll

Der Wasserglas-Kern wird per Hand in einen Kernkasten gestampft. Die 3D-gedruckten Kerne werden von einer Partnerfirma zur Verfügung gestellt und mittels indirektem pulverbasierten 3D Printing-Verfahren mit organischem Bindersystem hergestellt (siehe Kapitel 2.4).

3.1.4.2 Kühlmaßnahmen

Die Abkühlung der Schmelze durfte im Bereich der Erstarrung nicht beschleunigt werden, da die Schmelze stabil erstarren musste. Nach der Erstarrung wurde die Abkühlung, speziell im Bereich der eutektoiden Umwandlung, gezielt beeinflusst. Gemäß den ZTU-Diagrammen ergab sich dadurch das entsprechende Gefüge (vergleiche Kapitel 2.1.). Die im Zuge dieser Arbeit betrachteten Maßnahmen mit hohlen Kernen zur Lenkung der Abkühlgeschwindigkeiten sind nachfolgend angegeben:

- Einsatz von hohlen Kernen ohne Zusatzmaßnahme (Kern vollkommen im Formkasten eingeschlossen).
- Zusätzliche Kühlung durch Entlüftung der Kernbohrungen aus dem Formkasten (Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre).
- Zusätzliche Kühlung durch aktive Luftkühlung.
- Zusätzliche Kühlung durch aktive Pressluftkühlung.
- Zusätzliche Kühlung durch Einblasen eines Aerosols.

3.2 Versuchsabgüsse

Das Schmelzen der laut Schmelzeblatt (siehe Anhang A) zusammengestellten Gattierung erfolgte im Mittelfrequenz-Induktionsofen Junker MFT. Zur Bestimmung des Silicium- und Kohlegehaltes wurde eine erste thermische Analyse mit metastabiler Erstarrung durchgeführt. Nach dem Anpassen der chemischen Zusammensetzung und dem Überhitzen auf 1500°C folgte bei der Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit die notwendige Magnesiumbehandlung mittels Tauchmethode. Dabei ist mit einem Magnesiumabbrand von ca. 50% zu rechnen. Zur Einstellung der Kugelform (Nodularität) und Kugelzahl erfolgte eine Pfannenimpfung beim Abstich in die Pfanne und eine Gießstrahlimpfung beim Abgießen in die Sandformen. Die Temperaturmessung in Form, Kern und Schmelze erfolgte ab Beginn des Abgusses. In Abbildung 3-11 ist der Ablauf zur Herstellung von Sphäroguss dargestellt.

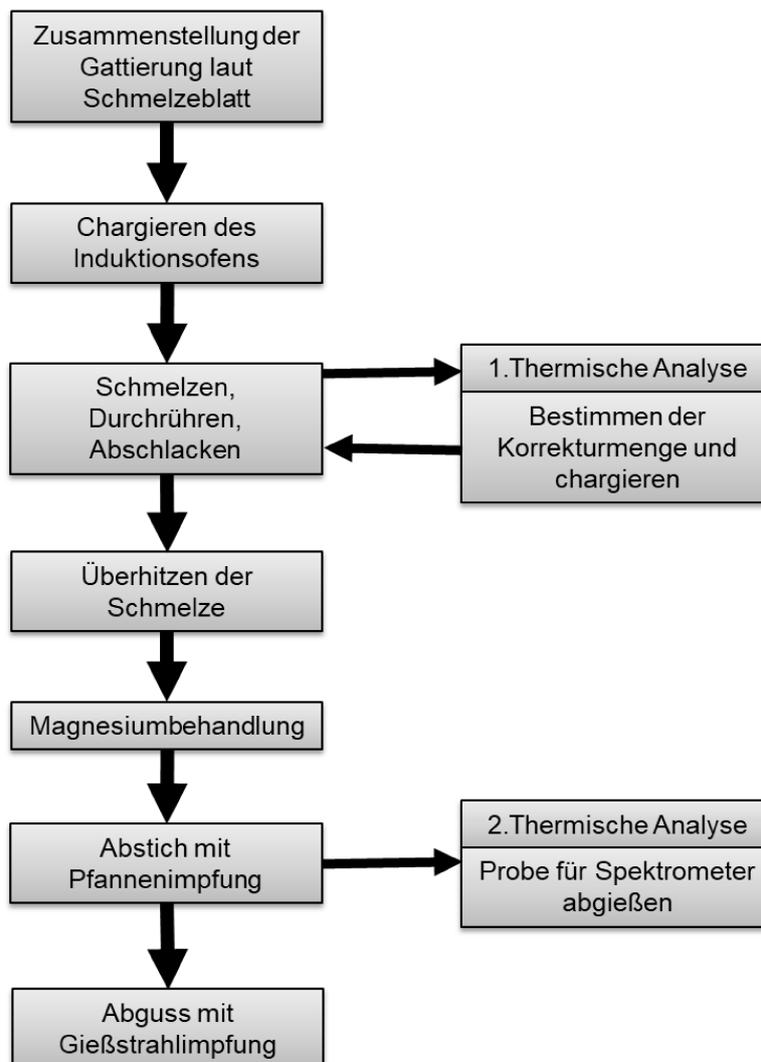


Abbildung 3-11: Schematischer Ablauf zur Herstellung von Sphäroguss.

Insgesamt wurden 3 Versuchsserien mit unterschiedlichen Abgüssen durchgeführt:

1. Vorversuchsabgüsse zur Verifizierung der Praxistauglichkeit des Gießsystems und der Probengeometrie.
2. Vorversuchsabgüsse zur Erprobung der Thermolemente.
3. Hauptversuchsabgüsse mit diversen Kernen und Kühlmaßnahmen zur gezielten Beeinflussung des Gefüges.

3.2.1 Vorversuchsabgüsse zur Verifizierung der Praxistauglichkeit des Gießsystems und der Probengeometrie

Nach Simulation der Probengeometrie wurden die Formeinrichtungen (siehe Abbildung 3-12) und ein Kernkasten (siehe Abbildung 3-13) gefertigt. Es folgten Versuchsabgüsse mit Sphäroguss und Grauguss (3 Abgüsse GJS-400-15, 1 Abguss GJL-200). Die Formkästen wurden per Handformverfahren (Abbildung 3-14) hergestellt und es wurden verschiedene Speiser und Filter getestet. Im Vordergrund der Versuche stand die Verifizierung und Optimierung des Gießsystems sowie Prüfung der Tauglichkeit der Probengeometrie für die weiteren Versuche.

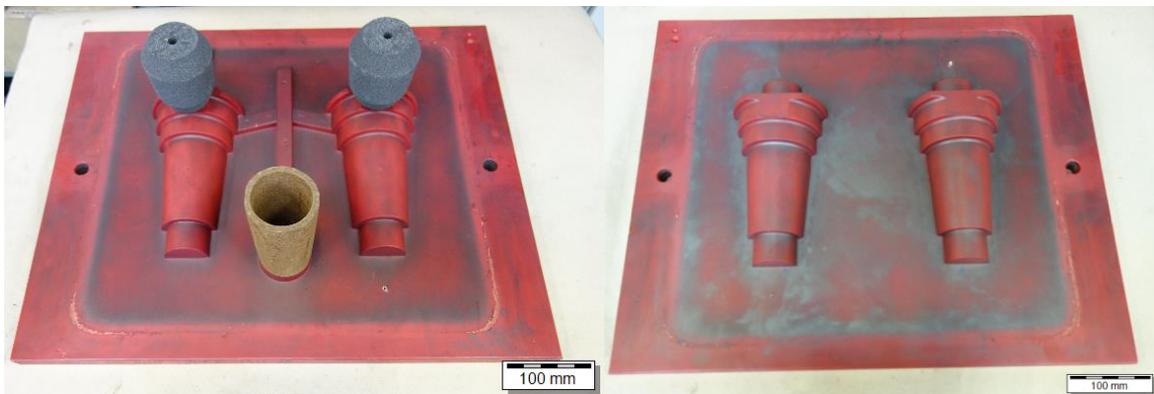


Abbildung 3-12: Formeinrichtungen für die Versuchsabgüsse.



Abbildung 3-13: Verwendeter Kernkasten.

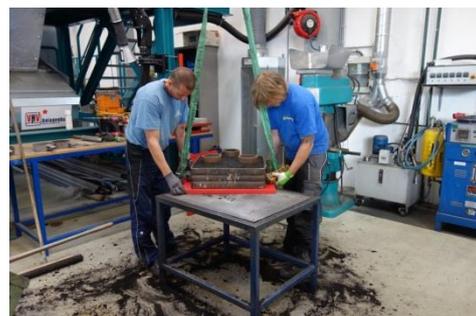


Abbildung 3-14: Handformen am ÖGI.

In Tabelle 3-III sind die experimentellen Details mit den Durchmessern der verwendeten Speiser bei den ersten Vorversuchen angegeben.

Tabelle 3-III: Details der Abgüsse für die ersten Vorversuche.

Nr.	Chargen-Nr. Werkstoff	Nr. der Teile	Filter	Details
1.1	18-4-384	T1	Filter 1	Entlüftungsbohrung D10
	GJS-400-15	T2		Naturspeiser D50
		T3		Foseco V40 mit Brechkern D15 und Entlüftungsbohrung D10
		T4		Foseco V40 mit Brechkern D15 und Entlüftungsbohrung D10
1.2	18-4-385	T5	Filter 1	Naturspeiser D60
	GJS-400-15	T6		Speiserhülse D60
		T7		Foseco D55 H110 mit Brechkern D25
		T8		Foseco D73 H100 mit Brechkern D30
1.3	18-4-386	T9	Filter 1 bei T9&10	Entlüftungsbohrung D10
	GJL-200	T10		Naturspeiser D50
		T11		Foseco D73 H100 mit Brechkern D30, ohne Filter
		T12		Foseco V40 mit Brechkern D15, ohne Filter
1.4	18-4-388	T13	keine Filter	Naturspeiser D60
	GJS-400-15	T14		Foseco V88 L mit Modul 1,7cm und Brechkern D20
		T15		Naturspeiser D60
		T16		Foseco V 88 L mit Modul 1,7cm und Brechkern D20

3.2.2 Vorversuchsabgüsse zur Erprobung der Thermoelemente

Die Abkühlkurve von Gusseisen gibt Aufschluss über die Phasenumwandlungen und der daraus folgend ausgebildeten Gefügephasen (Kapitel 2.3). Aus diesem Grund ist die Kenntnis der genauen Abkühlkurve für die Simulation von großer Bedeutung [68].

Die Temperaturmessung in der Schmelze wird in der Regel mittels Thermoelemente durchgeführt. Vor allem bei dünnwandigen Bauteilen wird die Temperatur der Schmelze durch den Thermodraht und der Keramikhülle beeinflusst. Der Draht und die Keramikhülle wirken wie eine Kühlrippe und können die Messung verfälschen (Abbildung 3-15) [68].

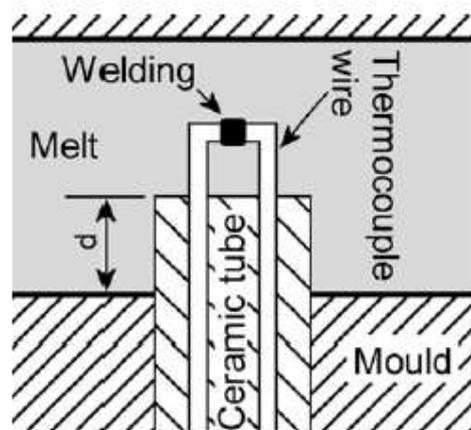


Abbildung 3-15: Schematische Darstellung der Temperaturmessung in einer Schmelze, aus [68].

3.2.2.1 Physikalische Grundlagen

Das physikalische Prinzip der Thermoelemente beruht auf den sogenannten Seebeck-Effekt. Dieser Effekt führt zu einer thermoelektrischen Kraft. Es entsteht eine Ladungsverschiebung entlang des Leiters aufgrund einer Temperaturdifferenz und den damit verbundenen Dichteunterschied der Elektronen (siehe Gleichung 3-2) [68].

$$dE = \sigma_A(T)dT \quad (3-2)$$

E...Seebeck thermoelektrische Kraft

σ_A ...Seebeck Koeffizient von Metall A

T...Temperatur

In einer Leiterschleife (Abbildung 3-16) bestehend aus Metall A und B erhält man eine thermoelektrische Kraft, wenn die Enden der beiden Metalle jeweils T_1 und T_2 ausgesetzt sind. Es liegt also eine Spannung an. Die Temperatur an der Vergleichsstelle muss bekannt sein, um die zweite Temperatur bestimmen zu können. Mit Hilfe einer sogenannten

Kaltstellenkompensation korrigiert man die Ausgangsspannung durch einen definierten Widerstand, da der Referenzpunkt meist von 0°C abweicht [68].

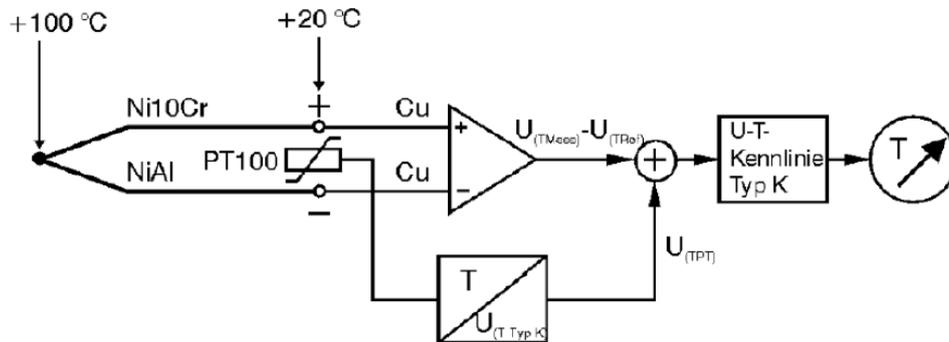


Abbildung 3-16: Leiterschleife zur Temperaturmessung, aus [68].

Das Gesetz des dritten Metalls besagt, dass man ein drittes Metall C zwischen die Enden von Draht A und Draht B setzen kann, ohne die thermoelektrische Kraft zu verändern, solange die Temperaturen an beiden Enden von Metall C gleich sind. Daraus kann man schließen, dass Draht A und Draht B nicht miteinander verschweißt werden müssen und in der Schmelze trotzdem korrekt gemessen werden kann, solange dieselbe Temperatur an den Enden und ein elektrischer Kontakt zwischen Thermodraht und Schmelze vorliegen (siehe Abbildung 3-19) [68 bis 70].

3.2.2.2 Reaktionszeit

Um die Temperatur auch in sehr dünnen Wandstärken messen zu können, muss das Ansprechverhalten des Thermoelements kurz sein [68].

Durch Einsetzen in die Wärmebilanz kann die Temperatur des Thermodrahtes berechnet werden (siehe Gleichung 3-3) [68].

$$V\rho c_p dT = hA(T_c - T)dt \quad (3-3)$$

V...Volumen des Thermodrahtes, der mit Schmelze umgeben ist [m³]

ρ ...Dichte des Thermodrahtes [kg/m³]

c_p ...Spezifische Wärme des Thermodrahtes [J/kg/K]

h ...Wärmeübergangskoeffizient (HTC) [W/m²/K]

A ...Kontaktfläche [m²]

T_c ...Schmelztemperatur [°C]

T ...Temperatur des Thermodrahtes [°C]

Der Wärmeübergangskoeffizient hat einen sehr großen Einfluss auf das Ansprechverhalten des Thermoelements. Eine Schutzschicht auf den Thermodrähten verkleinert den Wärmeübergangskoeffizienten und sollte daher bei dünnen Wandstärken weggelassen werden [68, 69].

Gusseisen mit Kugelgraphit neigt zur Bildung von Oxiden an der Oberfläche der Schmelze. Laut dem Ellingham Diagramm sind die beständigsten Oxide CaO , MgO und Al_2O_3 . Diese sammeln sich während der Füllung am Thermodraht. Durch die Strömung während des Füllprozesses werden sie aber wieder weggeschwemmt. Dies erleichtert die nachfolgende Messung [68, 71, 72].

Es ist von großer Bedeutung, dass die Schmelze am Thermoelement eine gewisse Zeit vorbeifließt. Dadurch wird die Oberfläche gereinigt und die Temperatur der Drahtspitzen entspricht der Schmelztemperatur [68, 72].

3.2.2.3 Messpunkt des Thermoelements

In der Regel ist der Schweißpunkt zwischen den beiden Thermodrähten zugleich der Messpunkt. Durch die leitende Schmelze wird aber der Messkreis verkleinert (siehe Abbildung 3-17). Das Eindringen der Schmelze in die Bohrung des Keramikstabes muss verhindert werden, da die Messposition dadurch verschoben wird. Die Penetration der Schmelze kann durch Keramikhülsen mit Bohrungen deren Durchmesser maximal 0,1 mm größer als der Drahtdurchmesser ist, oder durch Abdichten der Löcher mit Keramikpaste unterbunden werden. [68, 73].

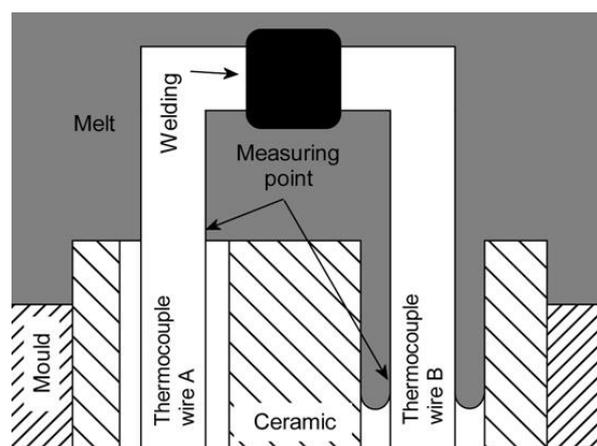


Abbildung 3-17: Verfälschung der Messung durch Penetration der Schmelze, aus [68].

Das Ende der Formfüllung ist durch einen raschen Abfall der Temperatur zu erkennen. Eine typische Temperaturkurve ist in Abbildung 3-18 dargestellt. [68]

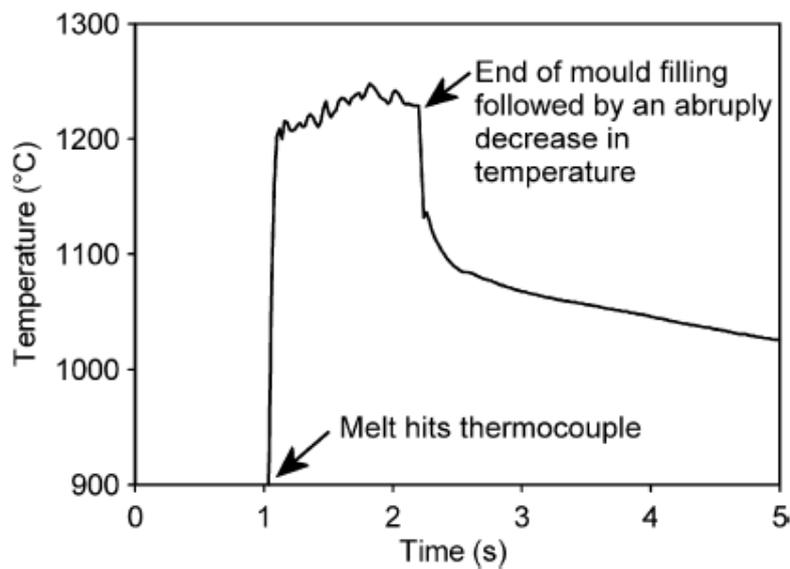


Abbildung 3-18: Typische Temperaturkurve, aus [68].

3.2.2.4 Diffusion und Auflösung des Thermodrahtes

Durch die hohe Temperatur kommt es zu Diffusionsvorgängen zwischen dem Thermodraht und der Schmelze. Der Seebeck-Koeffizient ist abhängig von der chemischen Zusammensetzung und wird dadurch verändert. Dieser Vorgang beeinflusst die Messung in der Praxis nicht, solange kein Temperaturgradient aufgrund der Diffusion hervorgerufen wird [68].

Wenn die Löslichkeit des Thermodrahtes in der Schmelze hoch ist, führen die Diffusionsvorgänge zur Auflösung des Drahtes (Abbildung 3-19). Dies wiederum bewirkt einen guten elektrischen Kontakt zwischen Schmelze und Draht und einen hohen Wärmeübergangskoeffizienten, was zu einer geringen Ansprechzeit führt. Die Auflösung der Schweißperle zwischen den beiden Drähten hat demnach keine Auswirkung auf die Messung [68].

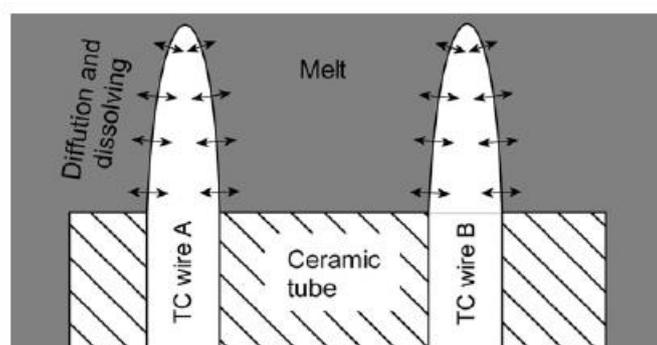


Abbildung 3-19: Die Auflösung der Thermodrähte führt zu einem besseren Ansprechverhalten, aus [68].

3.2.2.5 Praktische Durchführung

In dieser Versuchsreihe wurden verschiedene Thermoelemente auf ihre Messgenauigkeit getestet. Der Fokus wurde auf Thermoelemente gelegt, die zum Messen der Schmelztemperatur dienen.

Die verwendeten Thermoelemente sind in Tabelle 3-IV angeführt. Vor dem Einsatz bei Versuchsabgüssen wurden diese zum Teil bei 1000°C mit einem Typ-S Thermoelement kalibriert. Die Thermodrähte wurden entweder verdrillt oder geschweißt. Der Außendurchmesser (D) und der Innendurchmesser (d) der verwendeten Keramikkapillare sind angegeben.

Tabelle 3-IV: Verwendete Thermoelemente

Nr.	Thermodraht Bezeichnung	Variante	ΔT (1000°C)	Kapillare
1	A (Lagerbestand ÖGI) Typ K D=0,15mm	autogengeschweißt	7°C	D=1,6 d=0,4
2	A (Lagerbestand ÖGI) Typ K D=0,15mm	autogengeschweißt mit Graphitschichte		D=1,6 d=0,4
3	A (Lagerbestand ÖGI) Typ K D=0,15mm	autogengeschweißt, in Glaszylinder		D=1,6 d=0,4
4	Mantelthermoelement Typ-K Klasse I D=1,5mm	in Glaszylinder		D=1,6 d=0,4
5	Mantelthermoelement Typ-K Klasse I D=1,5mm			
6	Typ S D=	autogengeschweißt, in Glaszylinder	0°C	D=1,6 d=0,4
7	B (Lagerbestand ÖGI) Typ K D=0,15mm	autogengeschweißt	4°C	D=1,6 d=0,4
8	B (Lagerbestand ÖGI) D=0,15mm	verdrillt	3°C	D=1,6 d=0,4
9	C Typ K NiCr-Ni Klasse I D=0,35mm	lasergeschweißt		D=2mm d=0,40

10	C Typ K NiCr-Ni Klasse I D=0,35mm	lasergeschweißt	D=2mm d=0,40
----	--------------------------------------	-----------------	-----------------

(Die grün hinterlegten Thermoelemente wurden bei den Hauptversuchen schlussendlich verwendet)

Die Messwerte der Typ-K Thermoelemente wurden mittels Messverstärker der Firma Gantner Instruments erfasst und durch die Software SignaSoft 6000 von Peekel Instruments aufgezeichnet (Abbildung 3-20). Die ersten Versuche wurden mit einem älteren Messverstärker gemessen. Dieser wurde aufgrund der hohen Ausfallrate durch einen neueren ersetzt. Die Werte des Typ-S Thermoelements zur Referenzmessung wurden ausstattungsbedingt mit einem Handmessgerät visualisiert, per Videokamera aufgezeichnet und anschließend manuell niedergeschrieben. Die Auswertung der Messergebnisse erfolgte durch Zuhilfenahme der Software Matlab.



Abbildung 3-20: Messverstärker von Gantner Instruments und Laptop mit Software SignaSoft 6000.

Nach dem Studium der Literatur wurden in Praxisversuchen verschiedene Thermoelemente auf ihre Messgenauigkeit getestet. Zur Vereinfachung wurden drei unterschiedliche Versuchsaufbauten mit der Bezeichnung Typ A, Typ B und Typ C verwendet.

Typ A und B dienten zum Testen der Thermoelemente und der Positionen. Typ C wurde schlussendlich bei den Hauptversuchsabgüssen verwendet.

Bei den Versuchsabgüssen mit dem Versuchsaufbau Typ A (siehe Abbildung 3-21) wurden die zu erprobenden Typ-K Thermoelemente gemeinsam mit einem Typ-S Thermoelement in eine vorgesehene zylindrische Sandform gesteckt und die Ergebnisse mit einander verglichen. Das Abgussgewicht betrug ca. 1,5kg.

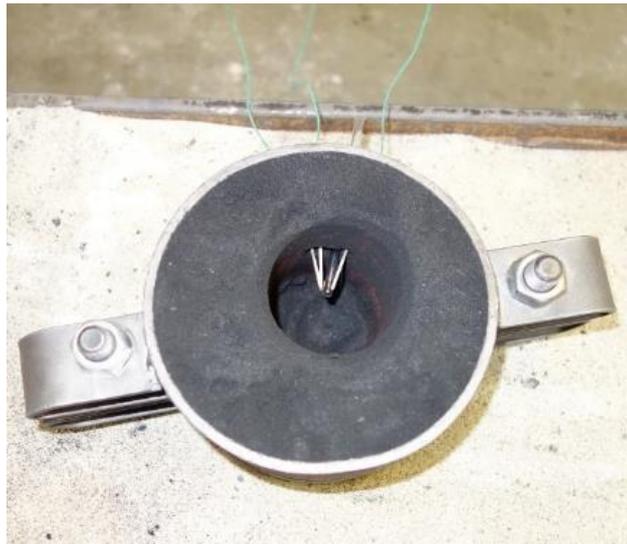


Abbildung 3-21: Versuchsaufbau Typ A.

Beim Versuchsaufbau Typ B (siehe Abbildung 3-22) wurden die unterschiedlichen Typ-K Thermoelemente in den Formkasten für den Versuchsabguss des Prüfkörpers eingebaut. Die Thermoelemente sind zur Lokalisierung immer nach demselben Prinzip durchnummeriert. Im dickwandigen Bauteilbereich wurde bei der Erprobung der Thermoelemente die Temperatur der Schmelze zusätzlich mit einem Typ-S Thermoelement (Abbildung 3-22 Nummer 8) gemessen. Das Typ-S Thermoelement wurde durch eine Glaskapillare geschützt.

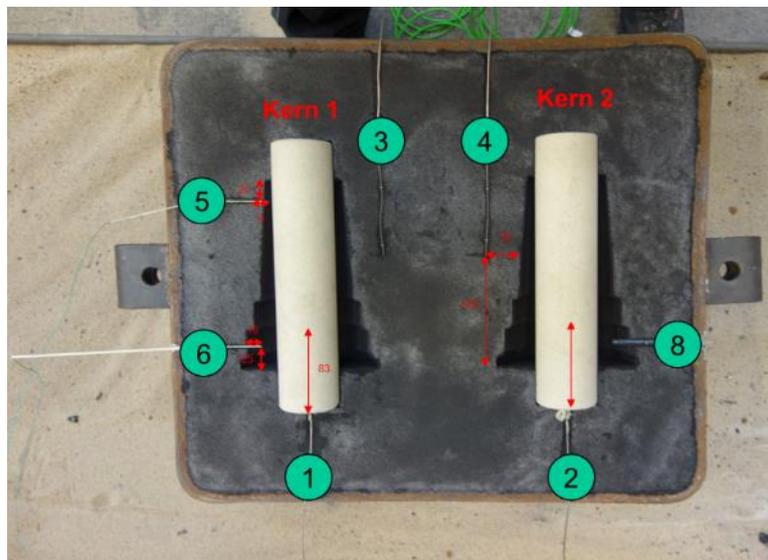


Abbildung 3-22: Versuchsaufbau Typ B.

Beim Versuchsaufbau Typ C (Abbildung 3-23) wurden zur Bestimmung der Abkühltemperatur in der Schmelze (Pos. 5 bis 8) die Thermoelemente Nr. 9 und 10 (siehe Tabelle 3-IV), im Formkasten (Pos. 3 und 4) und im Kern (Pos. 1 und 2) Mantelthermoelemente

(Nr.5) verwendet. Jeder Formkasten wurde mit 8 Thermoelementen ausgestattet. Der Formkasten wurde zur Vorbeugung vor ausfließender Schmelze mit Kernkleber in der Teilungsebene verklebt. Die genauen Positionen der Thermoelemente können aus Abbildung 3-23 entnommen werden.

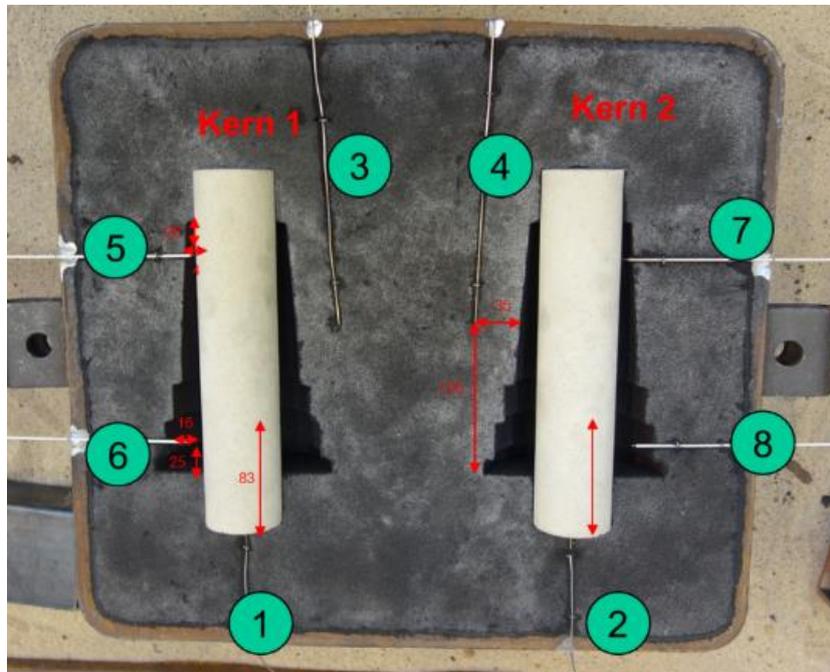


Abbildung 3-23: Versuchsaufbau Typ C.

In Tabelle 3-V sind die Versuchsabgüsse zur Erprobung der Thermoelemente und deren Positionen mit der Nummer (siehe Tabelle 3-IV) des jeweils verwendeten Thermoelementes aufgelistet.

Tabelle 3-V: Abgüsse für die zweiten Vorversuche zum Testen der Thermoelemente.

Nr.	Chargen-Nr. Werkstoff	Nr. der Teile	Versuchsaufbau	Thermoelemente (Tabelle 3-VI)
2.1	GJL		Typ A	Nr. 1, Nr.2, Nr.3, Nr.4
2.2	GJL		Typ A	3* Nr.1, Nr.6
2.3	GJL		Typ B	4*Nr. 5, Nr.6, 2*Nr.8
2.4	18-4-401 GJS-500-7	T50, T51	Typ B	4*Nr.5, Nr.6, Nr.9, Nr.10
2.5	19-4-402 GJS-500-7	T60, T61, T62, T63	Typ C	8*Nr.5, 8*Nr.9

3.2.3 Hauptversuchsabgüsse des Prüfkörpers mit diversen Kernen und Kühlmaßnahmen zur gezielten Beeinflussung des Gefüges

Der Prüfkörper wurde mit dem Werkstoff EN-GJS-500-7 und unterschiedlichen Kernen (siehe Tabelle 3-VI) bei ca. 1400°C abgegossen. Zusätzlich wurden bei jedem Abguss die Abkühl-Temperaturen nach Versuchsaufbau Typ C aufgezeichnet. Es wurde, wie in Tabelle 3-I beschrieben, der Filter Foseco Sedex SDX 50R X 22/10 und der Speiser Foseco V 88 L mit Modul 1,7 cm und Brechkern D 20 für diese Abgüsse verwendet. In Tabelle 3-VI sind die durchgeführten Abgüsse aufgelistet. Bei zusätzlicher Luftkühlung wird die Strömungsrichtung der Luft angegeben. Sie strömt entweder vom Bereich der dünnen zur dicken oder von der dicken zur dünnen Wandstärke. Die meisten Versuchsabgüsse beinhalten einen Prüfkörper mit vollem Wasserglaskern als Referenz.

Tabelle 3-VI: Hauptversuche mit unterschiedlichen Kernen und Kühlmaßnahmen.

Nr.	Chargen-Nr. Werkstoff	Nr. der Teile	Kerne	Aktive Kühlmaßnahme	
3.1	19-4-402	T60	Wasserglaskern	Keine Zusatzmaßnahmen	
	GJS-500-7	T61	Wasserglaskern		
		T62	Wasserglaskern		
		T63	Wasserglaskern		
3.2	19-4-404	T80,	Wasserglaskern	Keine Zusatzmaßnahmen	
	GJS-500-7	T81,	gedruckter Kern W=15mm		
		T82,	gedruckter Kern voll		
		T83	gedruckter Kern W=5mm		
3.3	19-4-405	T90	Wasserglaskern	Keine Zusatzmaßnahmen <u>Luftkühlung von Beginn weg:</u>	
	GJL	T91	gedruckter Kern W=15mm		Luftstrom von dünn- nach dickwandig
		T92	gedruckter Kern W=5mm		Luftstrom von dick- nach dünnwandig
		T93	gedruckter Kern W=5mm		Luftstrom von dünn- nach dickwandig
3.4	19-4-406	T100	Wasserglaskern	Keine Zusatzmaßnahmen <u>Luftkühlung nach der Erstarrung:</u>	
	GJS-500-7	T101	gedruckter Kern W=15mm		Luftstrom von dünn- nach dickwandig

		T102	gedruckter Kern W=5mm	Luftstrom von dick- nach dünnwandig
		T103	gedruckter Kern W=5mm	Luftstrom von dünn- nach dickwandig
3.5	19-3-412	T110	Wasserglaskern	Keine Zusatzmaßnahmen
	GJS-400-15	T111	gedruckter Kern W=15mm	Offenlegung der Kernbohrung
		T112	gedruckter Kern W=5mm	Offenlegung der Kernbohrung
		T113	gedruckter Kern W=5mm	<u>Kühlung mit Luft-Wassermischung nach Erstarrung</u> von dick- nach dünnwandig
3.6	19-4-415	T122	gedruckter Kern W=5mm	Offenlegung der Kernbohrung
	GJS-500-7	T123	gedruckter Kern W=5mm	<u>Pressluftkühlung nach der Erstarrung:</u> Luftstrom von dick- nach dünnwandig

W...Wandstärke des verwendeten Kernes

In Abbildung 3-24 ist der Versuchsaufbau für den Abguss 3.1 mit vollen Wasserglaskernen und ohne Kühlung dargestellt.

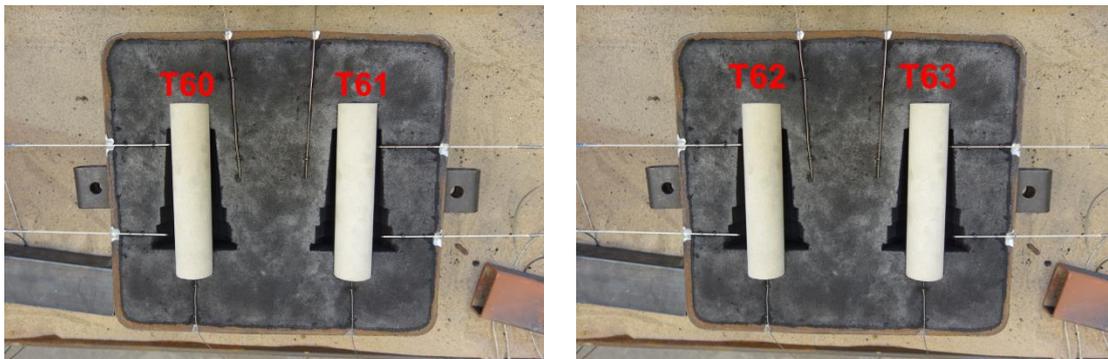


Abbildung 3-24: Versuchsaufbau für Abguss Nr. 3.1 mit vollen Wasserglaskernen.

In Abbildung 3-25 ist der Versuchsaufbau des Abgusses 3.2 mit 3D-gedruckten Kernen ohne zusätzliche Kühlmaßnahmen dargestellt.

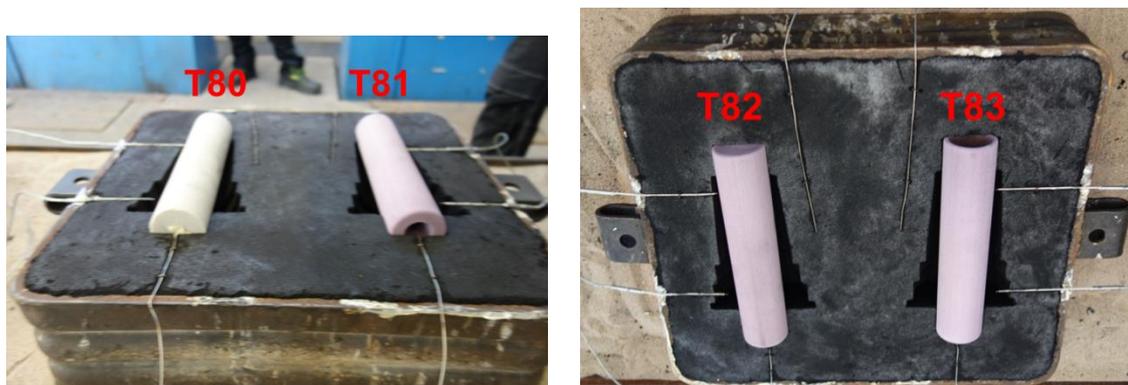


Abbildung 3-25: Versuchsaufbau für Abguss Nr. 3.2 mit 3D-gedruckten Kernen.

Bei zusätzlicher Luftkühlung wird die, mit 7 bar aus der Druckluftleitung kommende, Luft auf drei Schläuche verteilt und mit je einem Rohrstück mit Durchmesser 10mm in die Bohrung des Kerns geleitet. Auf der gegenüberliegenden Seite ist eine 30mm große Öffnung im Formkasten durch welche die Luft ausströmen kann (siehe Abbildung 3-26). Der Pfeil symbolisiert die Strömungsrichtung.

In Abbildung 3-26 ist der Versuchsaufbau des Abgusses 3.3 mit 3D-gedruckten Kernen und zusätzlicher Luftkühlung ab Beginn des Abgusses dargestellt.

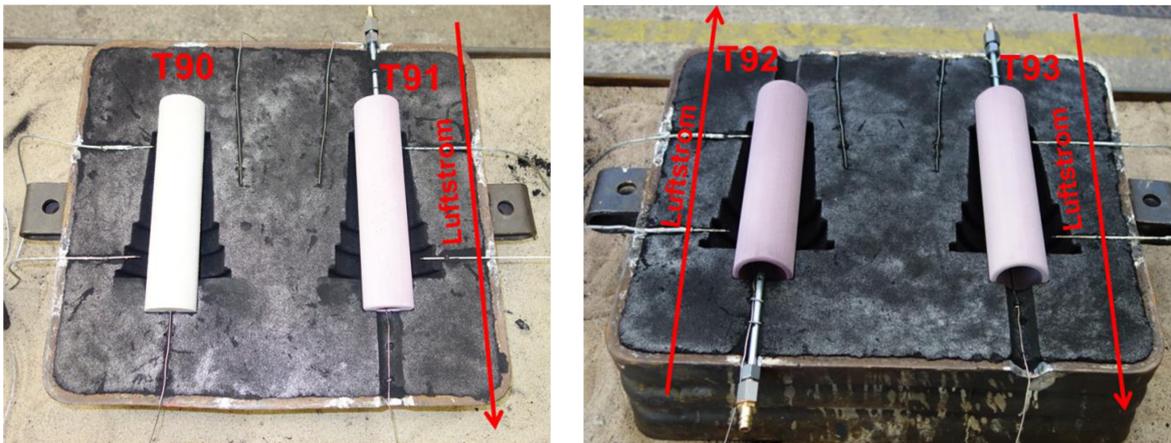


Abbildung 3-26: Versuchsaufbau für Abguss Nr. 3.3 mit 3D-gedruckten Kernen und Luftkühlung ab Beginn des Gießens.

In Abbildung 3-27 ist der Versuchsaufbau des Abgusses 3.4 mit 3D-gedruckten Kernen und zusätzlicher Luftkühlung ab dem Ende der Erstarrung dargestellt.

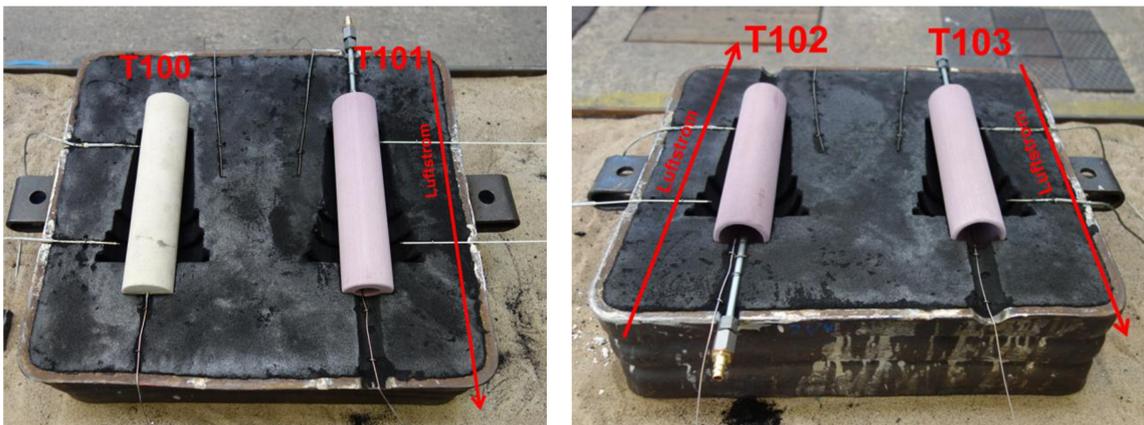


Abbildung 3-27: Versuchsaufbau für Abguss Nr. 3.4 mit 3D-gedruckten Kernen und Luftkühlung ab dem Ende der Erstarrung.

Bei Abguss Nr. 3.5 wurden zwei Kerne durch eine Öffnung mit 30mm Durchmesser an beiden Enden zur Atmosphäre entlüftet und ein Gussteil mit einem Luft-Wassergemisch gekühlt. Bei Abguss Nr. 3.6 wurde ein Kern zur Atmosphäre hin offengelegt und ein Gussteil mit Pressluft gekühlt.

3.3 Untersuchungsmethoden

3.3.1 Probenentnahme

Zur Analyse der abgegossenen Werkstoffe der Hauptversuchsserie wurden ein Zugstab, Späne und Plättchen aus dem unteren Bereich einer mitgegossenen genormten Y2-Probe entnommen. Aus dem Prüfkörper wurden jeweils im dickwandigen und im dünnwandigen Bereich Schliffe und Zugproben herausgetrennt. Zusätzlich wurde eine Platte zur Messung der Härte parallel zur Längsachse aus dem Prüfkörper herausgeschnitten. Das Schneiden der Proben erfolgte mittels Bandsäge mit Kühlung. Die Positionen der Probenentnahme aus den praktischen Abgüssen und der Simulation sind in Abbildung 3-28 dargestellt.

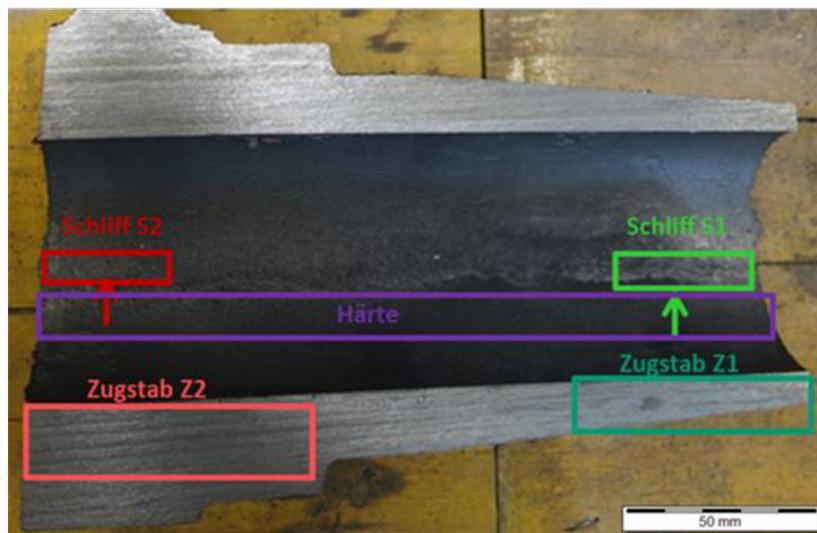


Abbildung 3-28: Probenentnahme aus dem Prüfkörper.

3.3.2 Chemische Analysen

3.3.2.1 Thermische Analyse

Bei der thermischen Analyse werden durch das Aufzeichnen von Abkühl- oder Erhitzungskurven eines Werkstoffs die Halte- und Knickpunkte bestimmt. Daraus lassen sich Zustandsschaubilder generieren [74].

Die thermische Analyse zur Bestimmung des Erstarrungsverlaufs von Gusseisenschmelze ist eine einfache Variante zur Prozesskontrolle in Eisengießereien. Durch die Änderung des Aggregatzustandes, wie die Kristallisation aus der Schmelze oder durch Phasenumwandlung wird Energie frei und es entstehen die charakteristischen Punkte [74].

Abhängig von der Ausprägung der Unterkühlung unterscheidet man, ob es sich um ein stabiles oder metastabiles System handelt. Um den Kohlenstoffgehalt, den Sättigungsgrad und den Siliciumgehalt einer Schmelze bestimmen zu können, verwendet man einen Tigel mit Tellur, der eine metastabile Erstarrung herbeiführt und das Auskristallisieren des Grafit verzögert. Diese Variante zur Bestimmung des Kohlenstoffgehalts ist sehr genau und kann mit der Verbrennungsanalyse gleichgestellt werden. Der Kohlenstoffgehalt und der Siliciumgehalt bei konstantem Phosphorgehalt lassen sich durch empirische Formeln bestimmen [11, 74, 75].

Durch die Abkühlkurve einer stabilen Erstarrung können Aussagen über den Impfzustand gemacht werden. Eine Rekaleszenz unter 3°C verheißt einen guten Impfzustand und bis 5°C ist er als ausreichend zu beurteilen [11, 75].

3.3.2.2 Gravimetrisches Verfahren zur Bestimmung des Gesamtsiliziumgehaltes (nach ÖNORM EN ISO 439:210(D))

Bohrspäne mit einer Dicke von maximal 0,2 mm werden in Salzsäure und Salpetersäure abgeätzt. Dazu ist eine Menge von ca. 5 g erforderlich. Durch Eindampfen einer Perchlorsäure wird das säurelösliche Silizium in hydratisiertes Siliziumdioxid umgewandelt. Danach werden das hydratisierte Silizium und das nicht aufgelöste Silizium abfiltriert. Durch Ausglühen bildet sich unreines Siliziumdioxid und es kann gewogen werden. Der ausgeglühte Rückstand wird zusätzlich mit Fluorwasserstoffsäure und Schwefelsäure behandelt, nochmals ausgeglüht und dann gewogen [76].

3.3.2.3 Infrarotabsorptionsverfahren nach Verbrennung in einem Induktionsofen (nach ÖNORM EN ISO 15350:2010(D))

Die Bestimmung des Kohlenstoffanteils erfolgt durch Umwandlung des Kohlenstoffs in Kohlenstoffmonoxid und Kohlenstoffdioxid durch eine Verbrennung in einem Sauerstoffstrom. Durch Infrarotabsorption kann der Anteil des Kohlenstoffdioxids und Kohlenstoffmonoxids bestimmt werden [77].

Zur Bestimmung des Schwefelgehaltes wird der Schwefel durch eine Verbrennung in einem Sauerstoffstrom oxidiert und durch Infrarotabsorption detektiert [77].

Zur Messung sind Probenplättchen von einheitlicher Größe nötig, die 0,4 mm nicht unterschreiten [77].

3.3.2.4 Praktische Durchführung

Bei den Versuchsabgüssen wurde eine thermische Analyse mit metastabiler Erstarrung zum Korrigieren der chemischen Zusammensetzung der Schmelze gemacht. Nach der Magnesium- und Impfbehandlung wurde eine thermische Analyse mit stabiler Erstarrung zur Bestimmung der Rekaleszenz und des Impfzustandes durchgeführt. Die finale chemische Zusammensetzung wurde nach dem Abguss mittels Nasschemie bestimmt.

3.3.2.5 Ergebnisse Chemie

Die mittels Nasschemie ermittelten chemischen Zusammensetzungen aus der Hauptversuchsserie 3 sind in Tabelle 3-VII dargestellt.

Tabelle 3-VII: Chemische Zusammensetzung von den Abgüssen der Hauptversuchsreihe 3.

Nr.	Bezeichnung	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cu [%]	Mg [%]	Sc
3.1	895 (T60-63)	3,61	2,39	0,18	0,032	0,005	0,44	0,037	1,03
3.2	897 (T80-83)	3,61	2,31	0,06	0,026	0,005	0,44	0,04	1,023
3.3	898 (T90-93)	3,56	2,18	0,046	0,033	0,008	0,57	0,011	0,998
3.4	899 (T100-103)	3,62	2,36	0,061	0,03	0,005	0,60	0,039	1,03
3.5	904 (T110-113)	3,74	2,30	0,10	0,045	0,009	0,014	0,038	1,061
3.6	907 (T122-123)	3,49	2,28	0,068	0,042	0,010	0,55	0,039	0,988

Bei Abguss Nummer 3.3 (Teil 90-93) hat die Magnesiumbehandlung fehlgeschlagen und es kam zu keiner kugelförmigen Ausbildung des Graphits. Bei Abguss 3.5 handelt es sich um einen GJS-400-15.

3.3.3 Statische mechanische Eigenschaften

3.3.3.1 Härteprüfung nach Brinell (nach EN ISO 6506-1:2014)

Die Härteprüfung ist ein wirtschaftliches Verfahren zur Beschreibung des Zustandes eines Werkstoffs und zur Qualitätskontrolle [78].

Martens bezeichnete die Härte als den Widerstand eines Körpers gegen das Eindringen eines Härteren [78].

Bei der Härtemessung nach Brinell wird eine Wolframcarbidgegemischkugel mit dem

Durchmesser D mit einer definierten Kraft F in eine plane Oberfläche einer Probe gedrückt. Durch Vermessen des Eindrucks kann auf die Härte geschlossen werden. Der Durchmesser des Eindrucks ist der Mittelwert aus zwei um 90° verdreht gemessenen Werten (Abbildung 3-29 und 3-30) [78, 79].

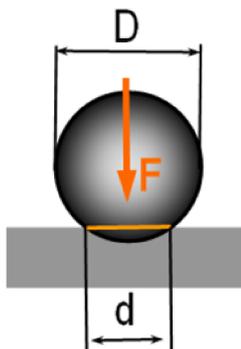


Abbildung 3-29: Schematische Darstellung der Prüfkugel, die mit definierter Kraft einen Eindruck in der Oberfläche des Prüfkörpers erzeugt, aus [78].

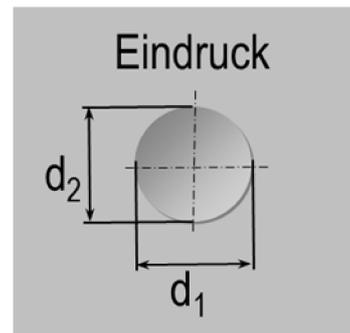


Abbildung 3-30: Der mittlere Durchmesser des Eindrucks ergibt sich aus d_1 und d_2 , aus [79].

Zur Messung von Gusseisen werden Kugeln mit einem Durchmesser von 2,5 mm, 5 mm oder 10 mm verwendet [79].

Die Bezeichnung der Härtemessung enthält in der Regel zuerst den Härtewert, dann das Messverfahren, den Kugeldurchmesser, die Prüfkraft und die Einwirkdauer [79].

3.3.3.2 Zugversuch (nach DIN EN ISO 6892-1: 2009-12)

Mit Hilfe des Zugversuches wird das Festigkeits- und Verformungsverhalten einer definierten Probe eines Werkstoffes durch eine einachsige Zugbelastung ermittelt. Der Zugversuch wird in der Regel bei Raumtemperatur durchgeführt. Der Zugversuch gibt Aufschluss über die statischen und mechanischen Eigenschaften [78, 80].

Die Anfangsmesslänge einer Zugprobe aus Gusseisen mit Kugelgraphit muss 5-mal den Prüfdurchmesser entsprechen und die Geometrie entsprechend Abbildung 3-31 sein. Vorzugsweise ist ein Durchmesser von 14 mm zu wählen. Der Übergangsradius muss mindestens 4 mm betragen [49].

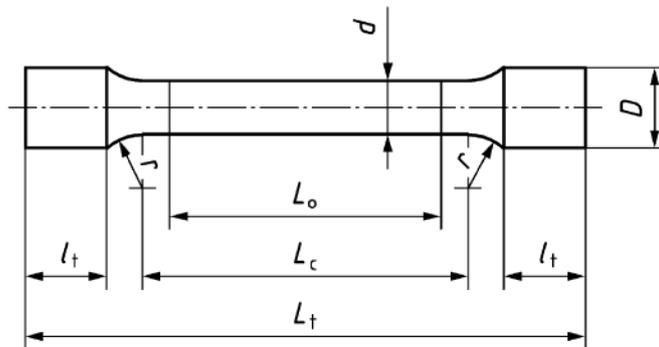


Abbildung 3-31: Geometrie einer Zugprobe aus GJS, aus [49].

3.3.3.3 Praktische Durchführung

Die Härte wurde entlang der Längsachse gemessen. Dafür wurde eine Platte aus dem Prüfkörper getrennt (siehe Abbildung 3.28).

Aus dem dickwandigen Bereich wurden B6 Zugproben, aus dem dünnwandigen Bereich B5 Zugproben und aus der Y2-Probe B10 Zugproben entnommen.

3.3.4 Metallographische Untersuchungen

Die Metallographie beschäftigt sich mit der quantitativen und qualitativen Untersuchung der Struktur und des Gefüges eines Anschliffes. Diese werden mit unterschiedlichen Präparationstechniken hergestellt und mit Hilfe des Lichtmikroskops, dem Rasterelektronenmikroskops und einer Bildverarbeitungssoftware untersucht. Es können Rückschlüsse auf den thermochemischen Zustand, den technologischen Prozess, dem Gefügebau und der Eigenschaft von Metallen und Legierungen gezogen werden. Sie dient auch der Schadensanalyse und als Qualitätskontrolle [81].

3.3.4.1 Probenpräparation

Zuerst wird die Probe dem Bauteil grob mit Hilfe einer Bandsäge oder eines Trennschleifers, entnommen. Danach wird der Schliff mit einer wassergekühlten Säge auf Maß geschnitten. Eine höhere Temperatureinwirkung muss dabei verhindert werden und ein sorgfältiger Schnitt reduziert den Aufwand bei Nacharbeiten [82].

Danach wird die Probe zur besseren Handhabung und der höheren Randschärfe eingebettet. Dies kann entweder mit einem Warmeinbettmittel oder einem Kalteinbettmittel geschehen [82].

Der eingebettete Schliff wird nachfolgend mit einem SiC Schleifpapier der Körnung 220 plan geschliffen und mit der Körnung 600 fein geschliffen. Dies erfolgt mit Wasserschmierung [82].

Das Polieren erfolgt mit Diamantsuspensionen 9 µm, 3 µm und 1 µm auf harten Tüchern. Die Endpolitur wird auf einem mittelharten Tuch mit 1 µm Diamantsuspension und danach mit einer OPS 30 Scheibe durchgeführt. Abschließend wird die Probe mit fließendem Wasser abgewaschen [82].

3.3.4.2 Praktische Durchführung

Die mit Hilfe eines Lichtmikroskops aufgenommenen Gefügebilder wurden laut Norm EN ISO 945-1 ausgewertet. Die Grafit- und Gefügebeurteilung von GJS wurde mit Hilfe der Software AmGuss durchgeführt. Die Grafitbeurteilung wurde an ungeätzten Schliffen, die Gefügebestimmung an geätzten Schliffen, durchgeführt. Dazu wurden die Mittelwerte aus jeweils sechs ungeätzten und vier geätzten Schliffbildern berechnet. Die Ätzung erfolgte mittels 2%-iger Nitallösung.

4 Resultate

4.1 Visuelle Prüfung

Alle abgegossenen Prüfkörper wurden einer visuellen Überprüfung unterzogen. Dabei wurden die vollständige Füllung der Form und die Oberflächenbeschaffenheit kontrolliert. Zusätzlich wurden die Prüfkörper entlang der Längsachse aufgeschnitten und auf Poren, Lunker und Einschlüsse untersucht.

Die Abgüsse 1.1 bis 1.3 zur Verifizierung der Praxistauglichkeit des Prüfkörpers, hatten aufgrund eines Filterbruchs Einschlüsse (siehe Abbildung 4-1).

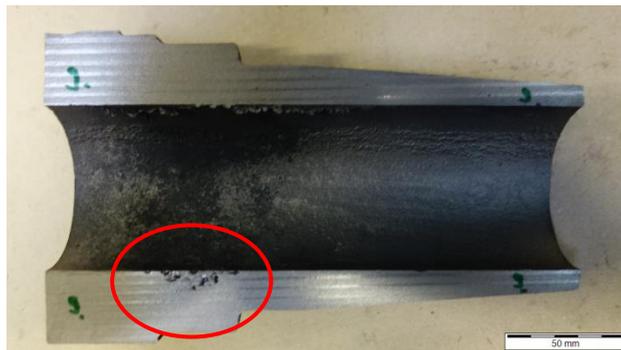


Abbildung 4-1: Einschlüsse aufgrund eines Filterbruchs am Beispiel von Teil 9.

Alle weiteren Abgüsse waren in Ordnung. Es wurden weder Einschlüsse noch Lunker oder Poren gefunden (siehe Abbildung 4-2).

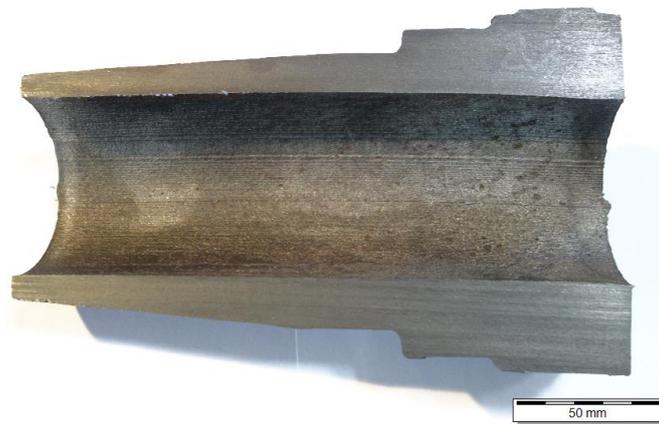


Abbildung 4-2: Gutes Gussstück am Beispiel von Teil 83.

Nur Teil 92 und 93 waren ausgeronnen, da die Kerne mit 5mm Wandstärke, aufgrund des Thermoschocks bei der Kühlung mit Luft durchgebrochen sind (siehe Abbildung 4-3). Bei Abguss 3.5 Teil 113 und Abguss 3.6 Teil 122 ist Schmelze in den Hohlraum des Kerns und auf das Thermoelement geronnen. Die Temperaturmessung wurde dadurch im Kern verfälscht. Die Teile konnten aber trotzdem für die Entnahme von Proben verwendet werden.



Abbildung 4-3: Der Kern ist im Teil 92 und Teil 93 durchgebrochen.

4.2 Ergebnisse Metallographie

In Tabelle 4-I sind die Ergebnisse der Grafitbeurteilung nach EN ISO 945 für die Hauptversuchsserie 3 dargestellt. Die Bezeichnung T60_S1 steht für einen Schliff aus dem dünnwandigen Bauteilbereich von Teil 60, S2 für Schliffe aus dem dickwandigen Bereich.

Tabelle 4-I: Grafitbeurteilung nach EN ISO 945 der Abgüsse 3.1 bis 3.4

Nr.	Grap hit-anteil [%]	Partikel-dichte [Kugeln/mm ²]	Nodul arität [%]	Ferrit-/ Perlit-Verhält nis [%]	Graphitformen					Ric ht-zah l	E C D	Graphitgrößenklassen					
					III	IV	V	VI	V+ VI			8	7	6	5	4	3
volle Wasserglaskerne ohne Kühlung																	
T60_S1	12	495	95	75/ 25	1	0	8	91	99	6	10	14	63	24	0	0	0
T60_S2	11	283	93	52/ 48	1	0	12	87	99	5	10	4	43	51	3	0	0
T80_S1	11	498	95	80/ 20	1	0	8	91	99	6	10	14	71	15	0	0	0
T80_S2	12	257	93	72/ 28	1	0	11	88	99	5	10	2	33	64	1	0	0
T100_S1	12	422	94	65/ 35	1	0	10	89	99	5	10	12	50	36	2	0	0
T100_S2	11	228	90	53/ 47	1	1	24	74	99	4	10	3	29	57	11	1	0
T110_S1	12	514	91	94/ 6	1	1	19	80	99	5	10	17	51	28	3	0	0
T110_S2	12	312	90	97/ 3	1	0	23	76	99	5	10	3	50	44	3	0	0
gedruckte Kerne ohne Kühlung, Wandstärke 5mm																	
T83_S1	12	483	94	78/ 22	0	0	10	90	100	6	10	13	69	19	0	0	0
T83_S2	11	210	90	64/ 36	1	0	18	81	99	5	10	2	28	67	4	0	0
gedruckte Kerne mit Luftkühlung nach der Erstarrung, Wandstärke 15mm																	
T101_S1	11	392	94	48/ 52	1	0	13	86	99	5	10	12	56	31	2	0	0
T101_S2	10	194	88	18/ 82	2	0	25	73	98	4	10	2	26	63	9	1	0

gedruckte Kerne mit Luftkühlung nach der Erstarrung, Wandstärke 5mm																	
T102_S1	10	391	94	25/ 75	1	0	11	88	99	5	10	11	54	34	1	0	0
T102_S2	11	217	90	26/ 74	1	0	19	79	99	4	10	3	29	59	8	1	0
T103_S1	11	377	94	25/ 75	1	0	12	87	99	5	10	10	52	34	4	0	0
T103_S2	11	212	91	21/ 79	2	0	20	78	98	4	10	2	30	59	8	1	0
gedruckte Kerne mit Entlüftung der Kernbohrung, Wandstärke 15mm																	
T111_S1	11	448	91	90/ 10	1	0	20	80	99	5	10	12	55	31	3	0	0
T111_S2	13	231	83	88/ 12	1	1	37	61	98	4	10	2	26	58	14	0	0
gedruckte Kerne mit Entlüftung der Kernbohrung, Wandstärke 5mm																	
T112_S1	12	482	91	90/ 10	1	0	18	80	99	5	10	13	58	26	4	0	0
T112_S2	12	243	88	89/ 11	1	1	25	74	99	5	10	2	32	60	6	0	0
T122_S1	10	404	93	66/ 34	1	0	18	82	99	5	10	10	64	26	0	0	0
T122_S2	10	200	87	45/ 55	1	0	31	68	99	5	10	2	26	70	2	0	0
gedruckte Kerne mit Luft-Wasserkühlung nach der Erstarrung, Wandstärke 5mm																	
T113_S1	9	415	92	8/ 92	1	0	16	83	99	5	10	14	63	21	2	0	0
T113_S2	9	228	89	Härtegef üge	1	1	24	74	98	5	10	3	43	51	4	0	0
gedruckte Kerne mit Pressluftkühlung nach der Erstarrung, Wandstärke 5mm																	
T123_S1	9	399	91	14/ 86	0	0	17	82	99	5	10	13	72	15	0	0	0
T123_S2	10	228	89	27/ 73	1	0	25	73	99	5	10	3	35	61	1	0	0

Die Abbildungen 4-4 bis 4-33 zeigen geätzte und ungeätzte Gefügebilder von ausgewählten Teilen der 3. Versuchsserie.

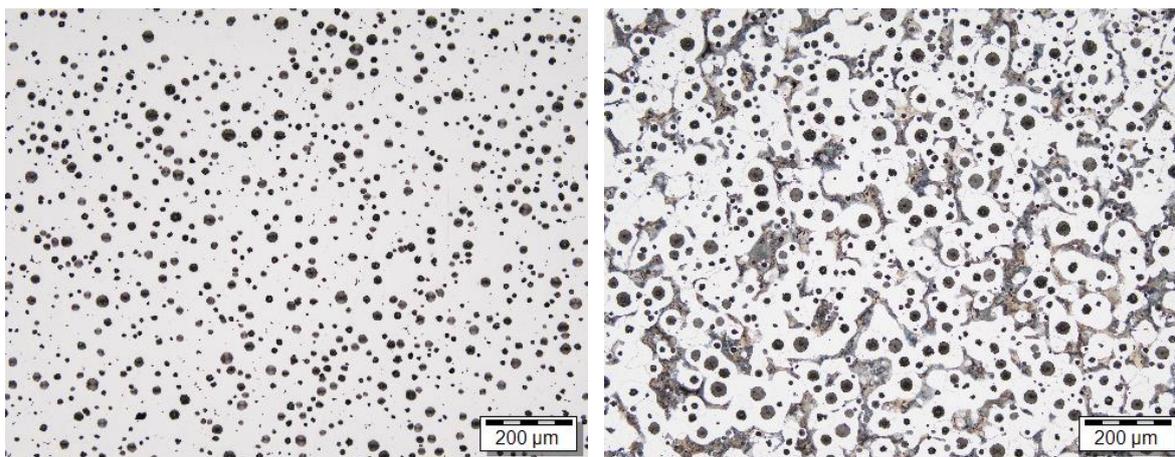


Abbildung 4-4: Schliff T60-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

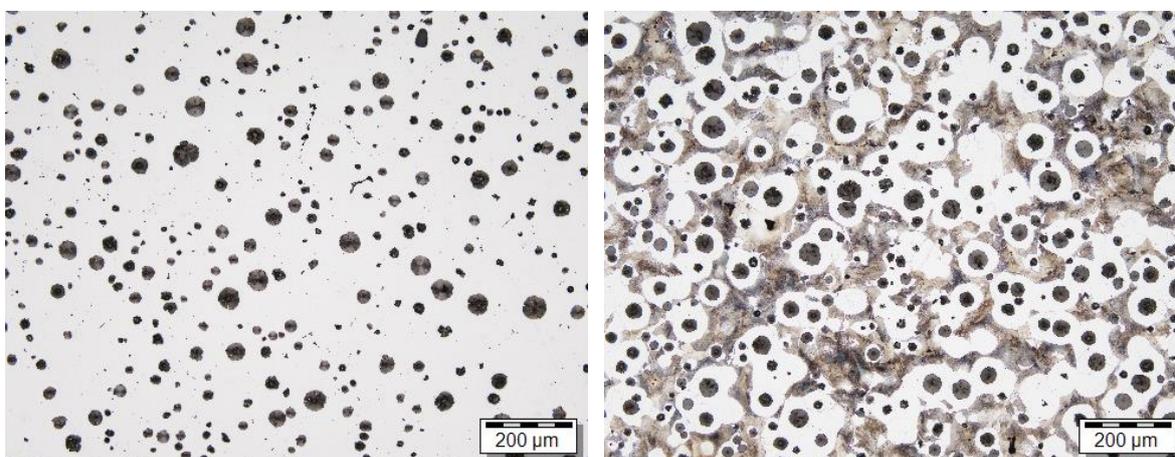


Abbildung 4-5: Schliff T60-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

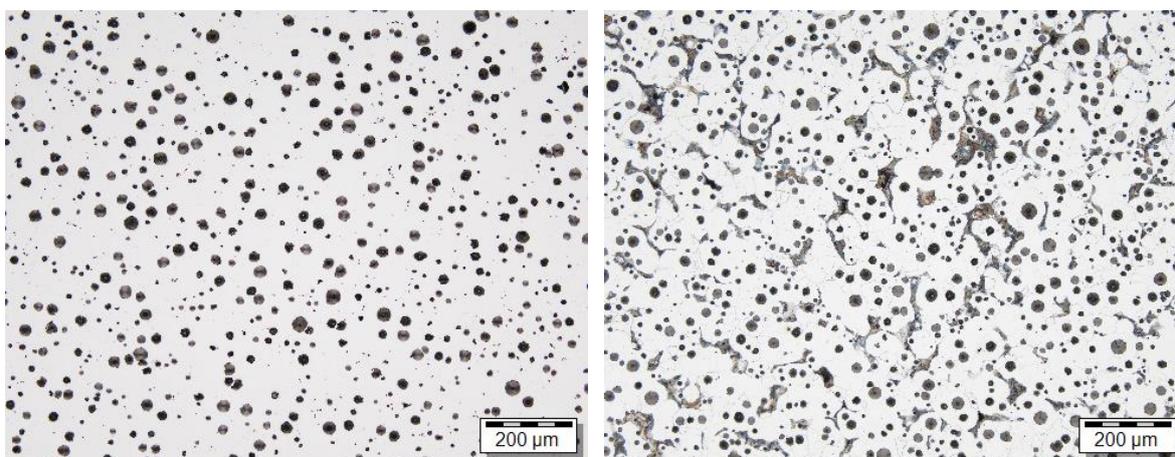


Abbildung 4-6: Schliff T80-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

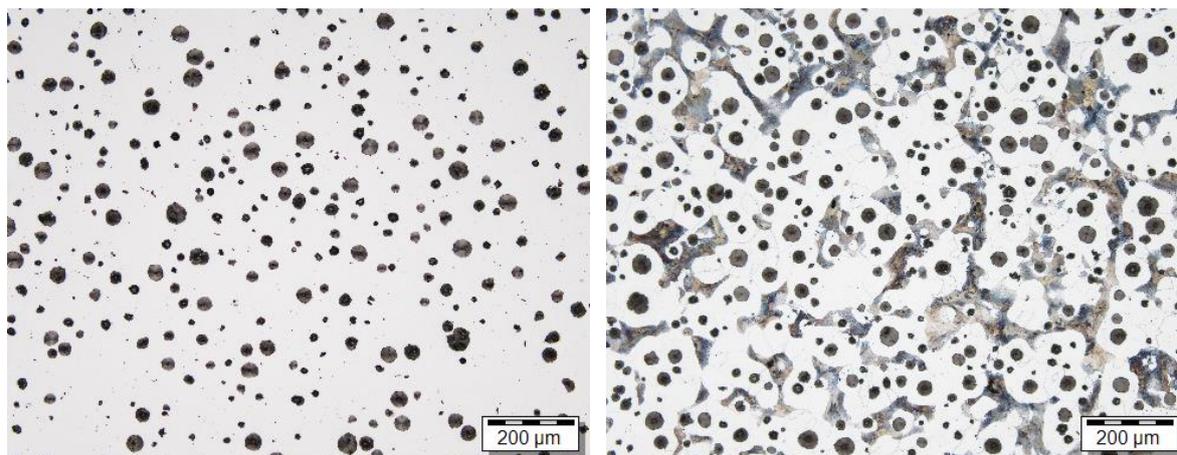


Abbildung 4-7: Schliff T80-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

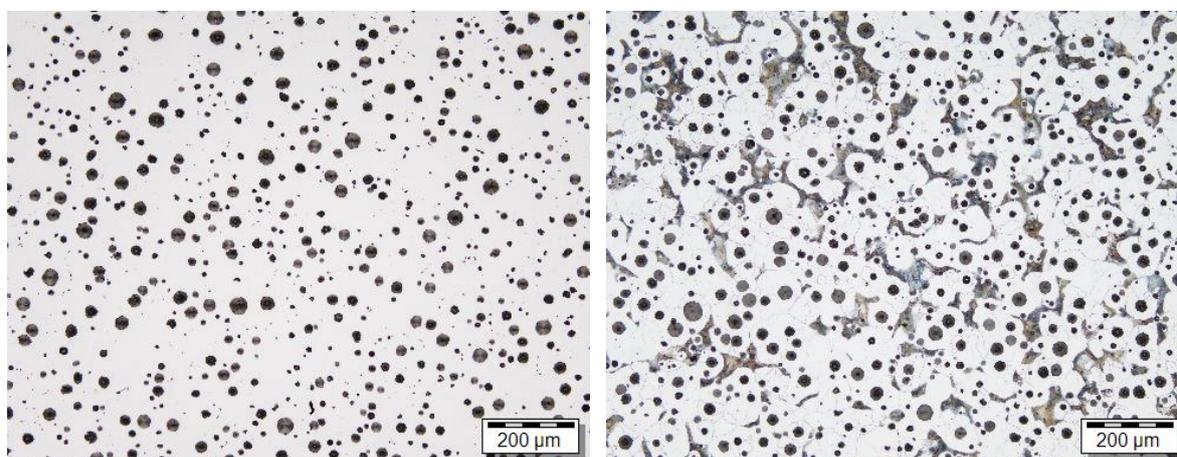


Abbildung 4-8: Schliff T83-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

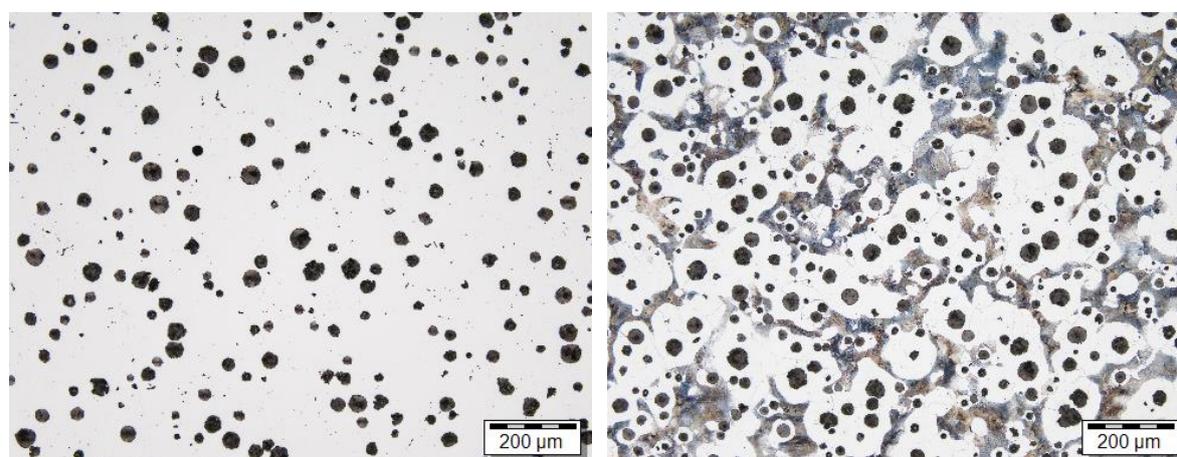


Abbildung 4-9: Schliff T83-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

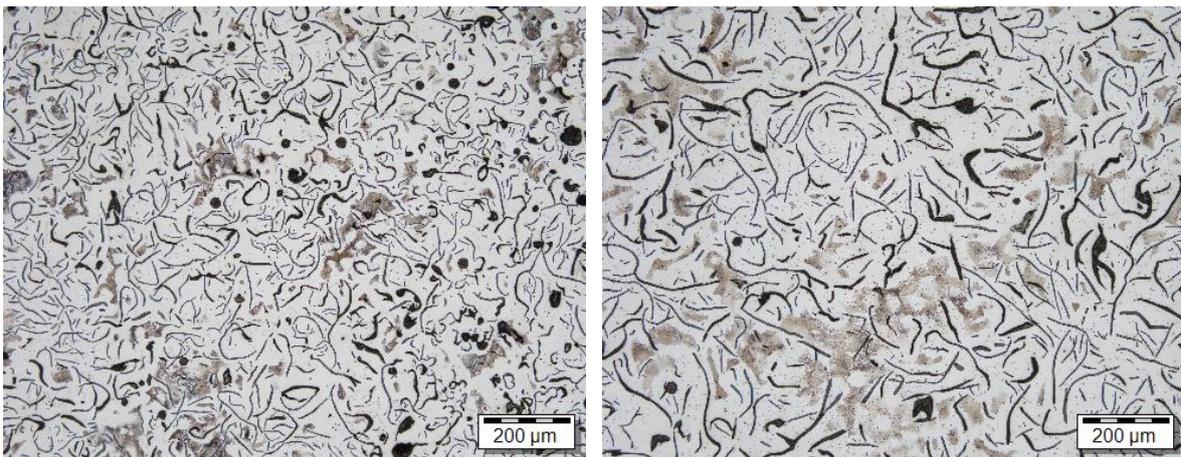


Abbildung 4-10: Schliff T90 S1 dünnwandig und T90-S2 dickwandig, mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes und rechtes Bild: geätzt. Mg-Behandlung hat fehlgeschlagen!

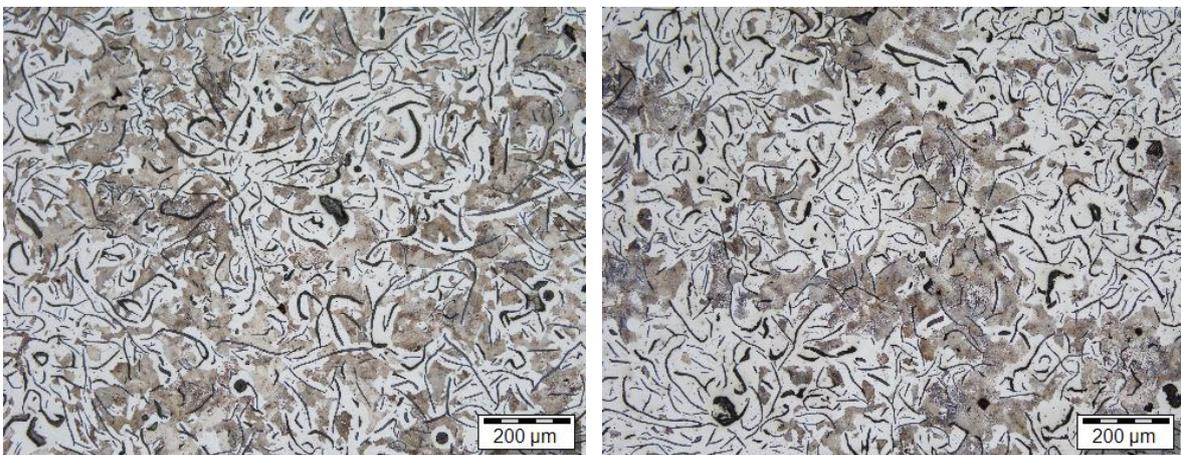


Abbildung 4-11: Schliff T91 S1 dünnwandig und T91-S2 dickwandig, mit hohlem Phenolharzkern mit Wandstärke 15mm und Luftkühlung ab Beginn des Gießvorgangs, linkes und rechtes Bild: geätzt. Mg-Behandlung hat fehlgeschlagen!

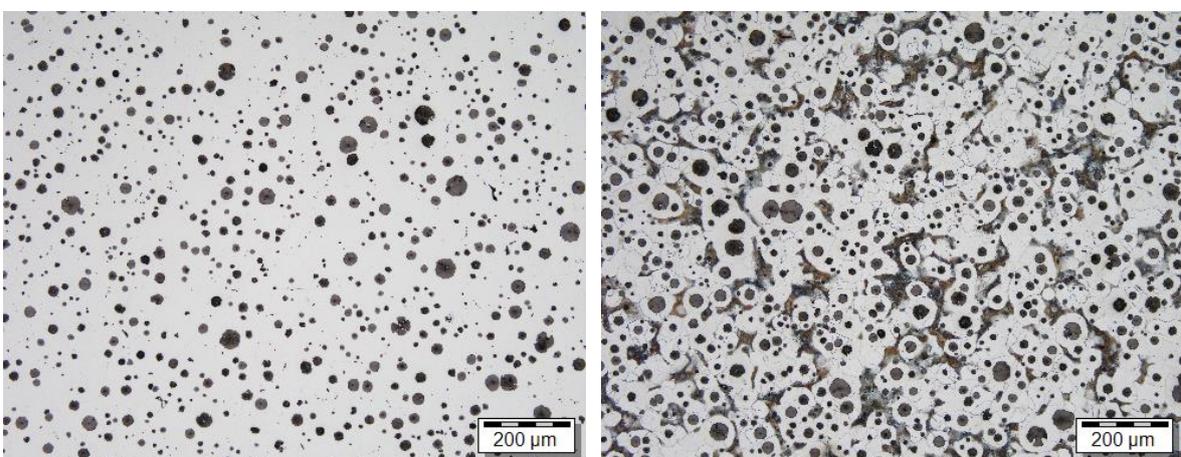


Abbildung 4-12: Schliff T100-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

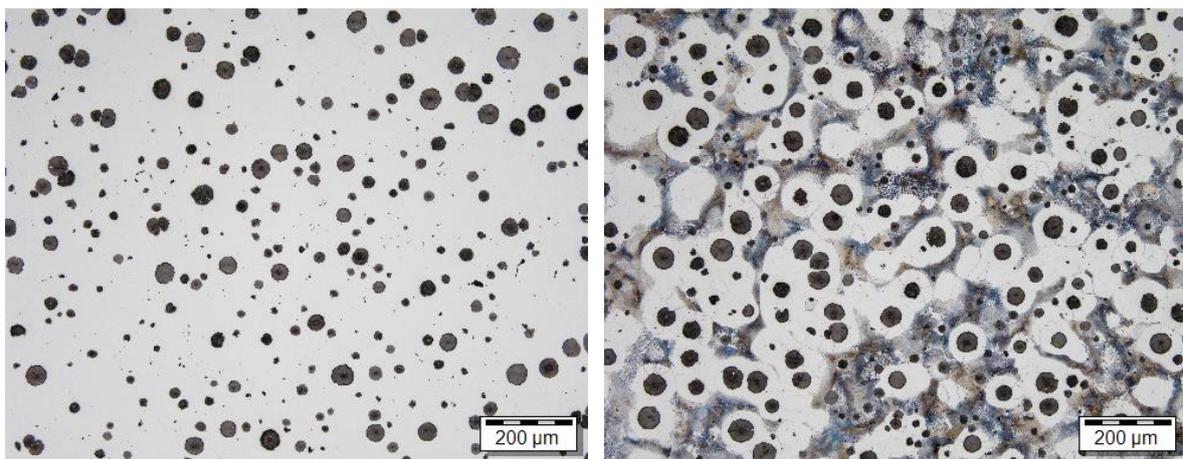


Abbildung 4-13: Schliff T100-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

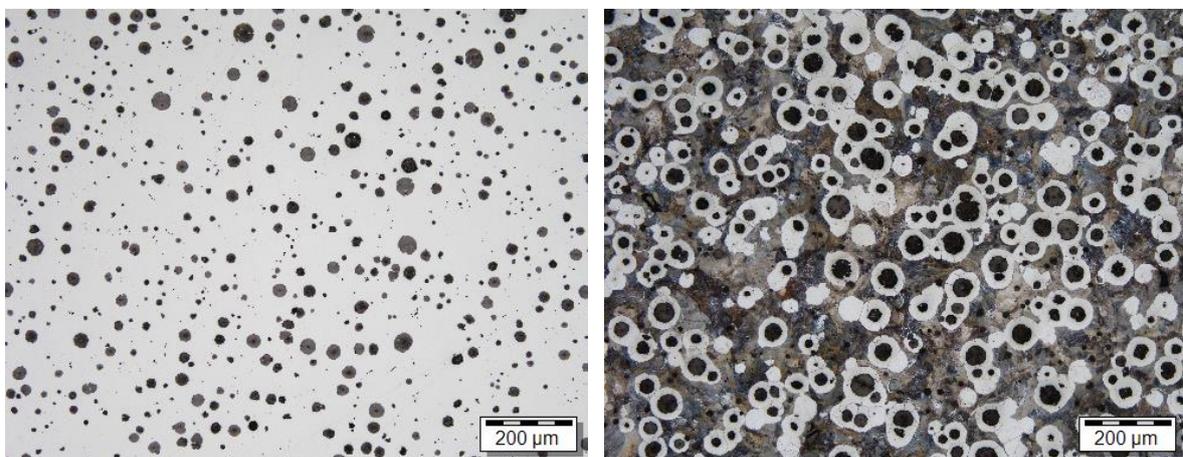


Abbildung 4-14: Schliff T101-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 15mm, Luftkühlung von dünn nach dick nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

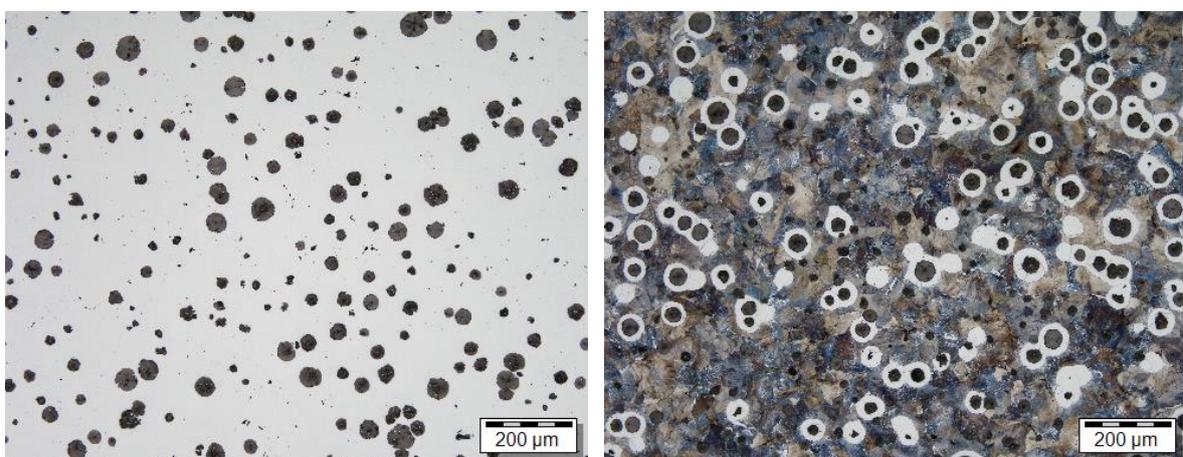


Abbildung 4-15: Schliff T101-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 15mm, Luftkühlung von dünn nach dick nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

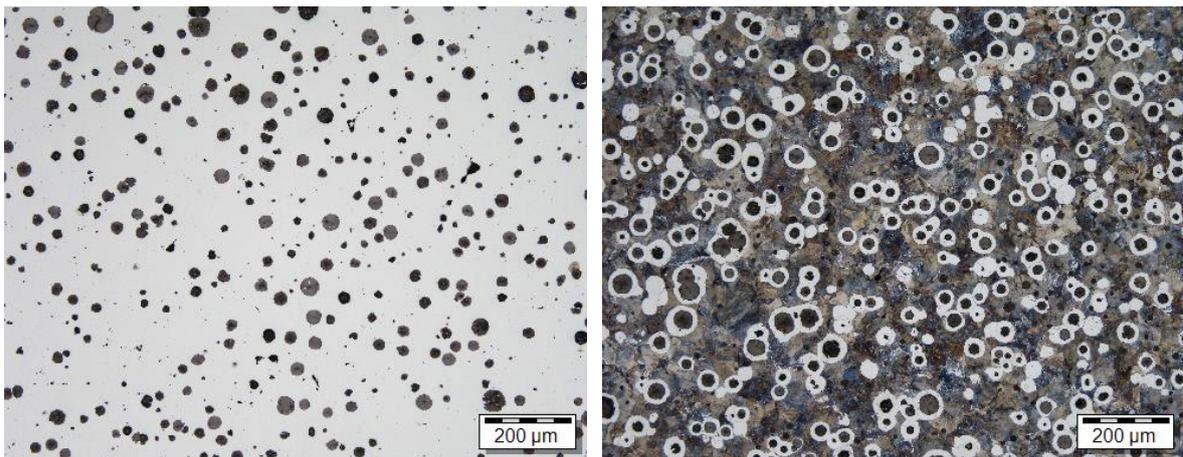


Abbildung 4-16: Schliff T102-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luftkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

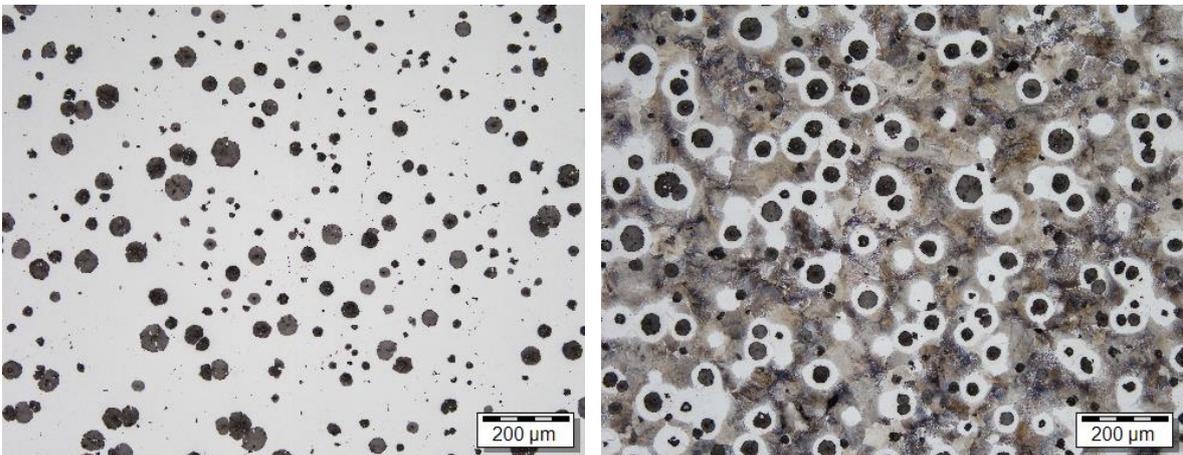


Abbildung 4-17: Schliff T102-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luftkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

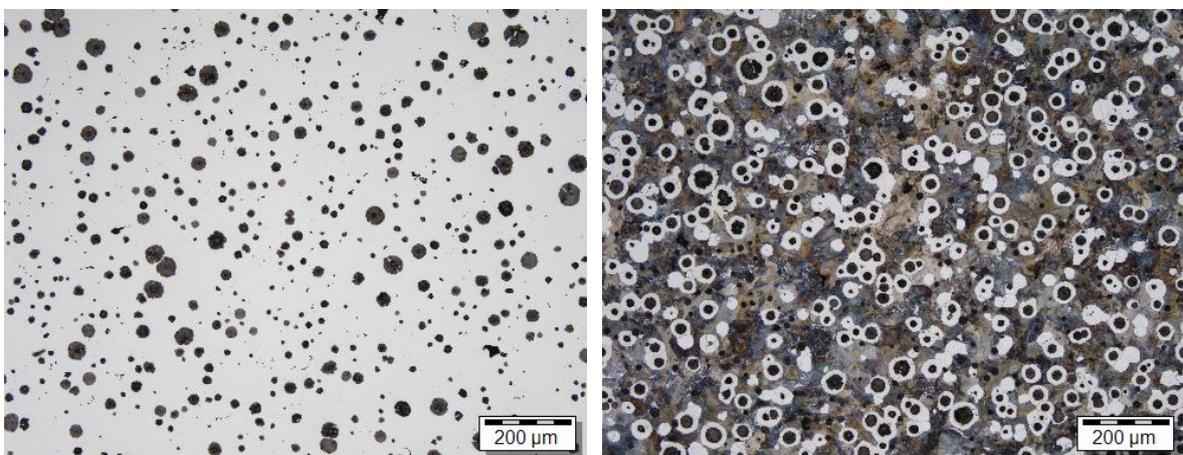


Abbildung 4-18: Schliff T103-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luftkühlung von dünn nach dick nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

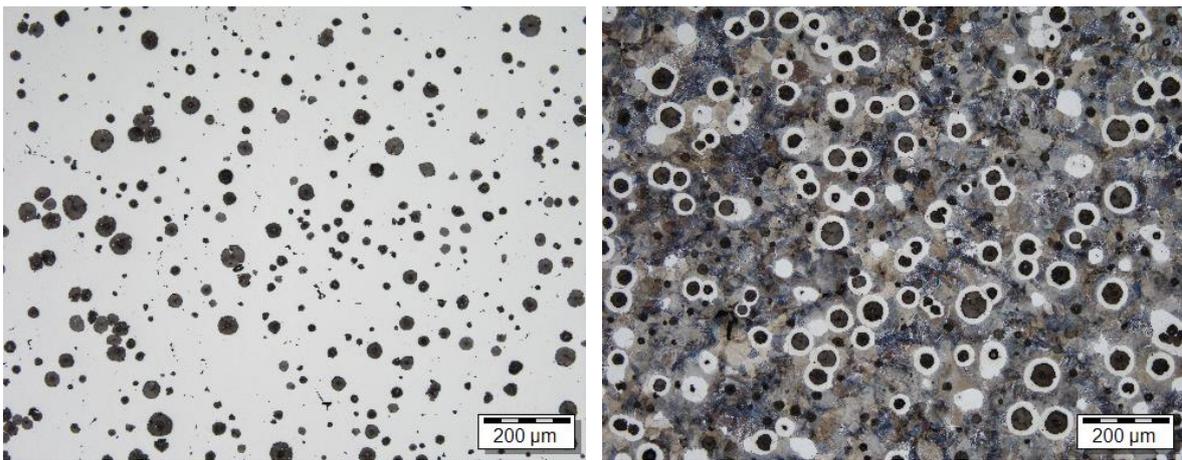


Abbildung 4-19: Schliff T103-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luftkühlung von dünn nach dick nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

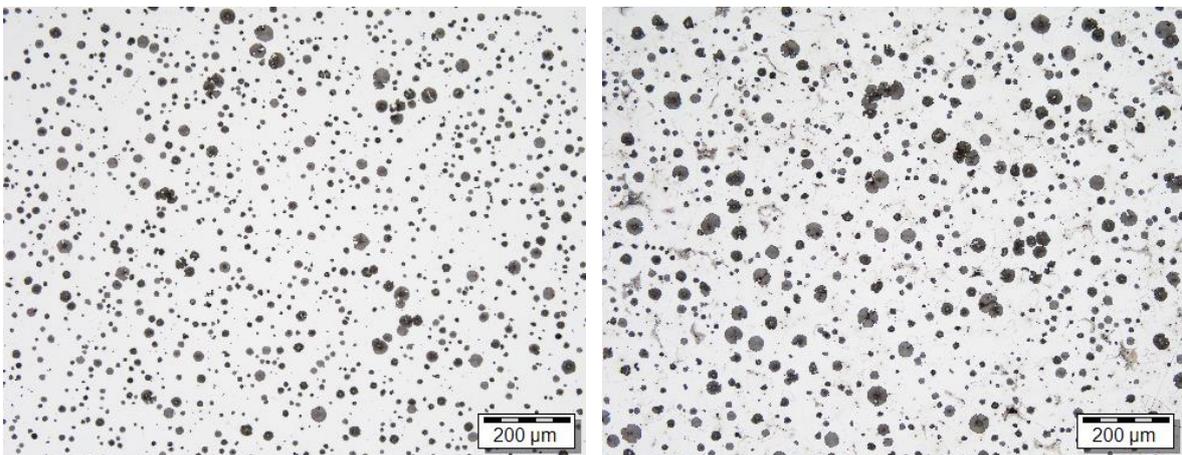


Abbildung 4-20: Schliff T110-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

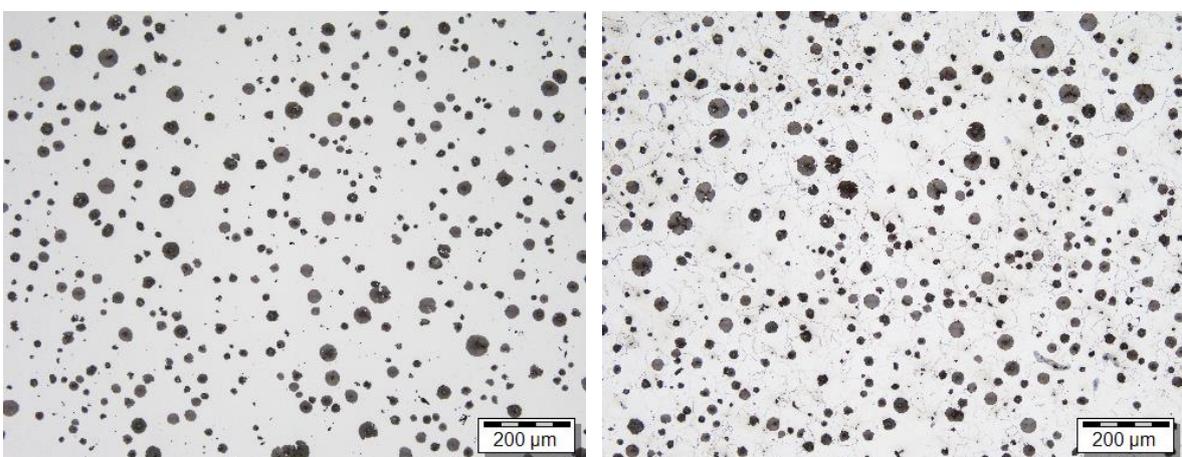


Abbildung 4-21: Schliff T110-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

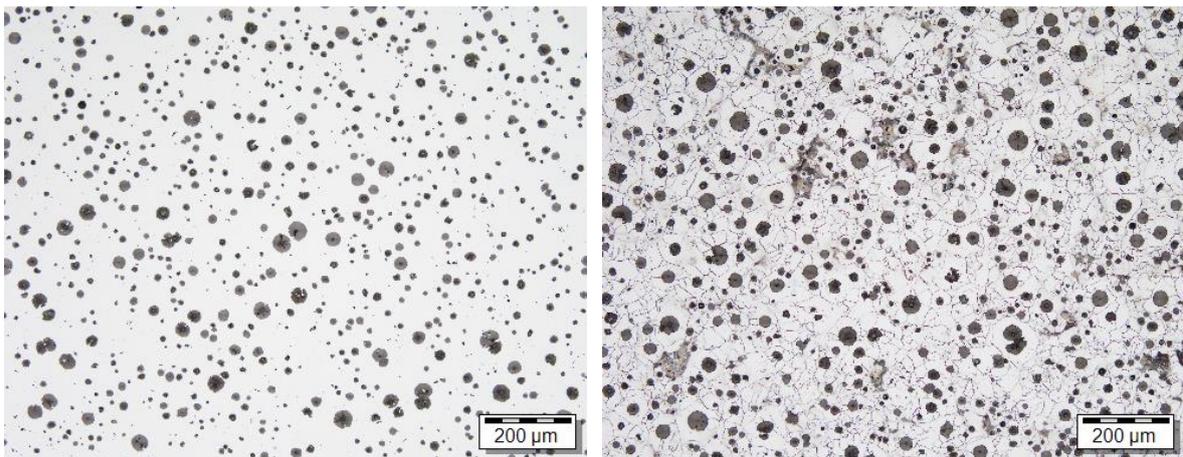


Abbildung 4-22: Schliff T111-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 15mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

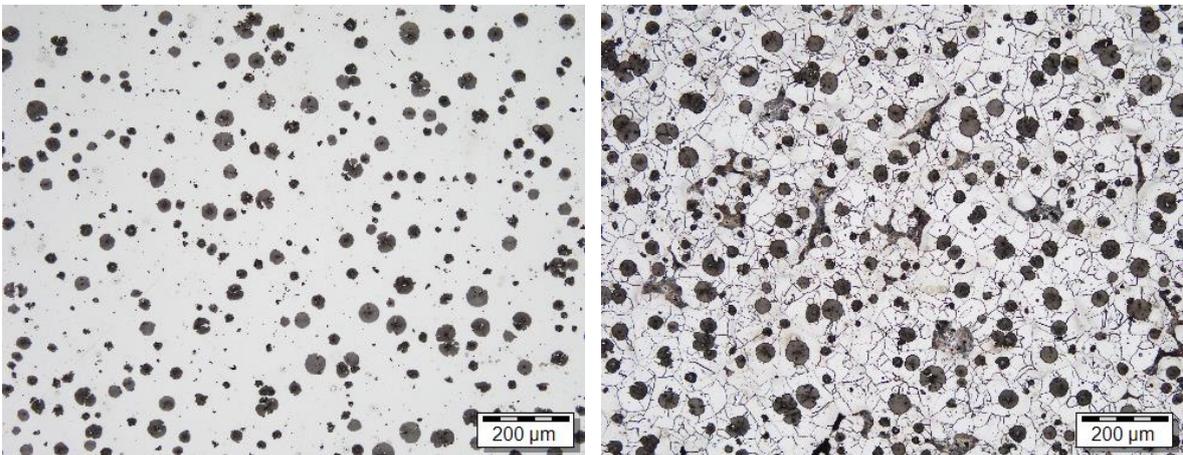


Abbildung 4-23: Schliff T111-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 15mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

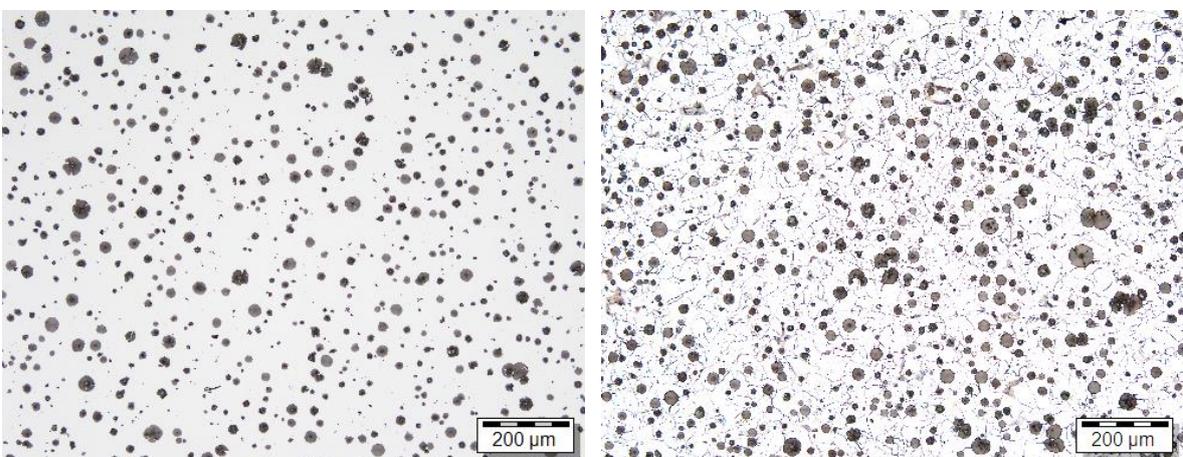


Abbildung 4-24: Schliff T112-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

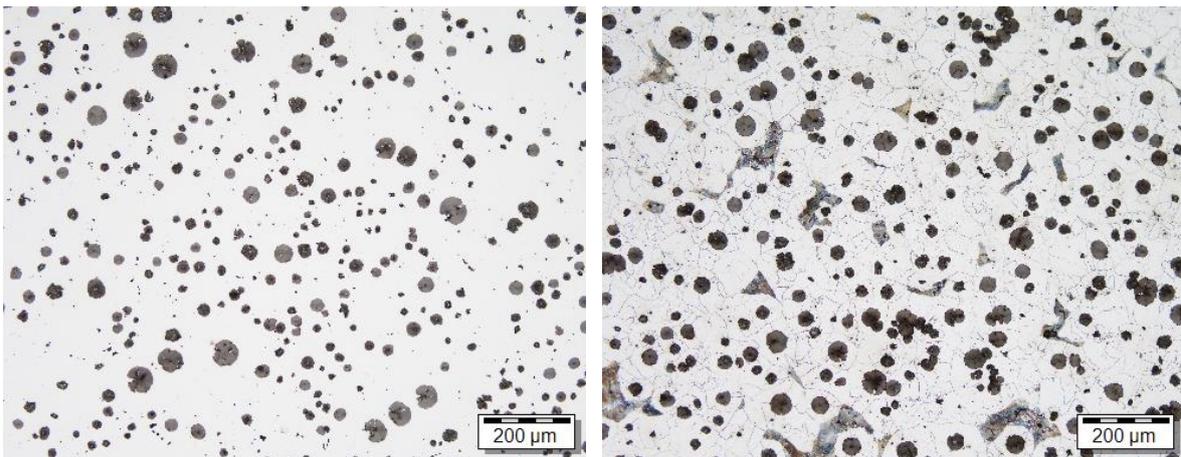


Abbildung 4-25: Schliff T112-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

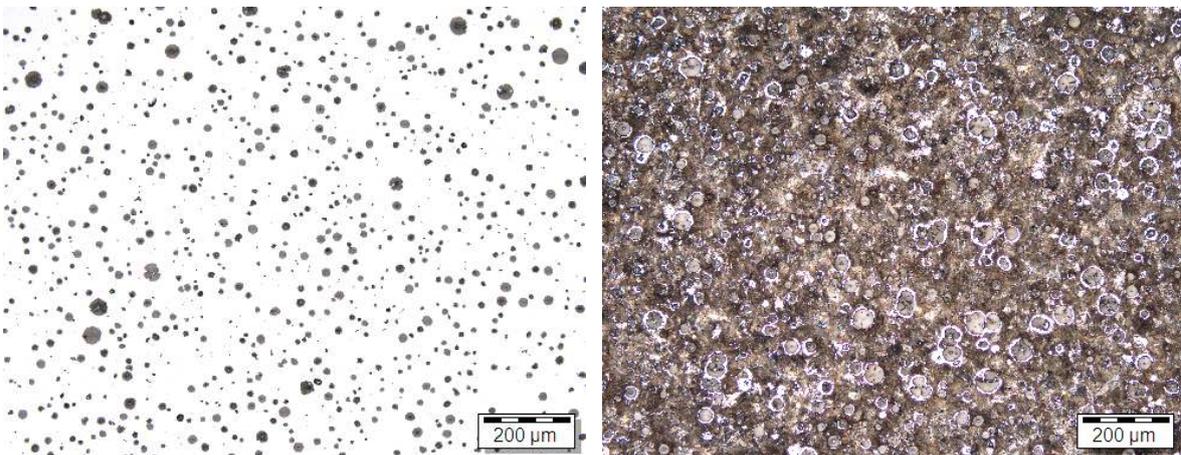


Abbildung 4-26: Schliff T113-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luft- Wasserkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

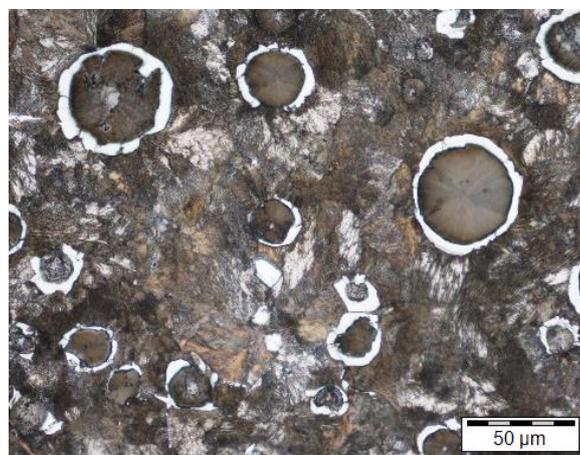


Abbildung 4-27: Schliff T113-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luft- Wasserkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, stark vergrößert, Bild: geätzt.

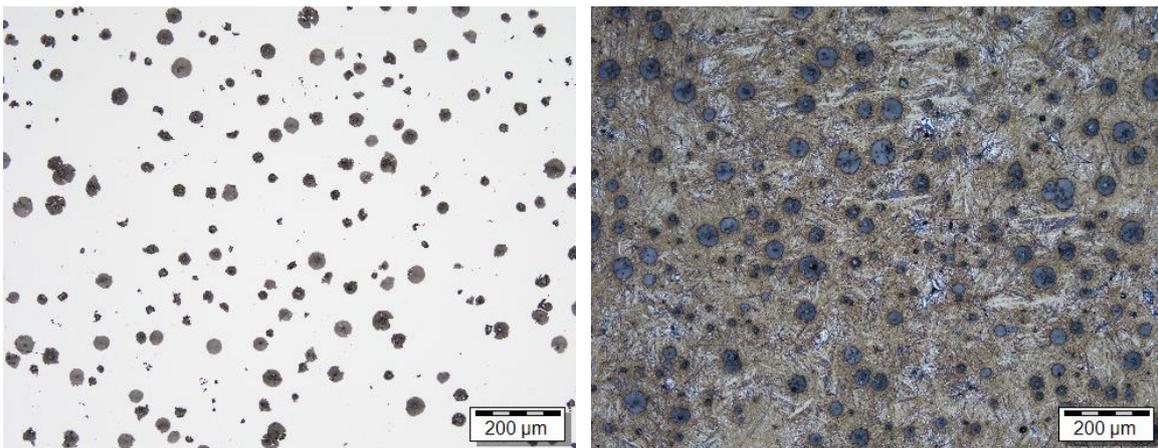


Abbildung 4-28: Schliff T113-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luft- Wasserkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, ca. 3mm von der gekühlten Oberfläche entfernt aufgenommen (Martensit mit Restaustenit), linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

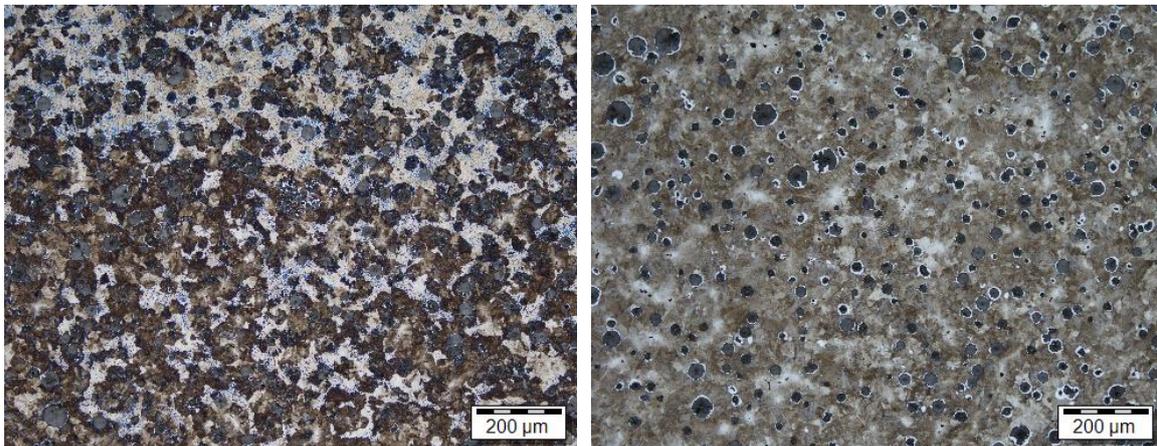


Abbildung 4-29: Schliff T113-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luft- Wasserkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung links: ca. 8mm und rechts: ca. 15mm von der gekühlten Oberfläche entfernt aufgenommen, beide Bilder geätzt.

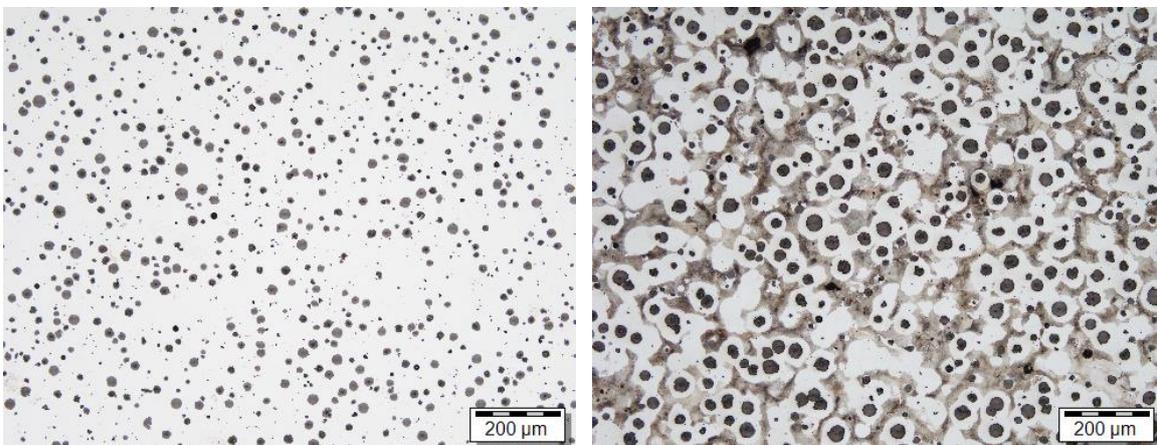


Abbildung 4-30: Schliff T122-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

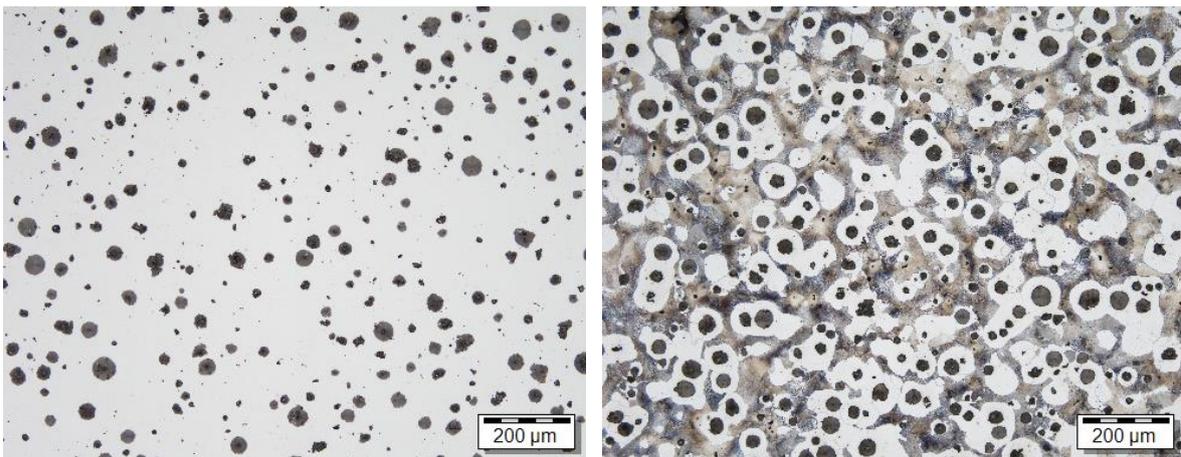


Abbildung 4-31: Schliff T122-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

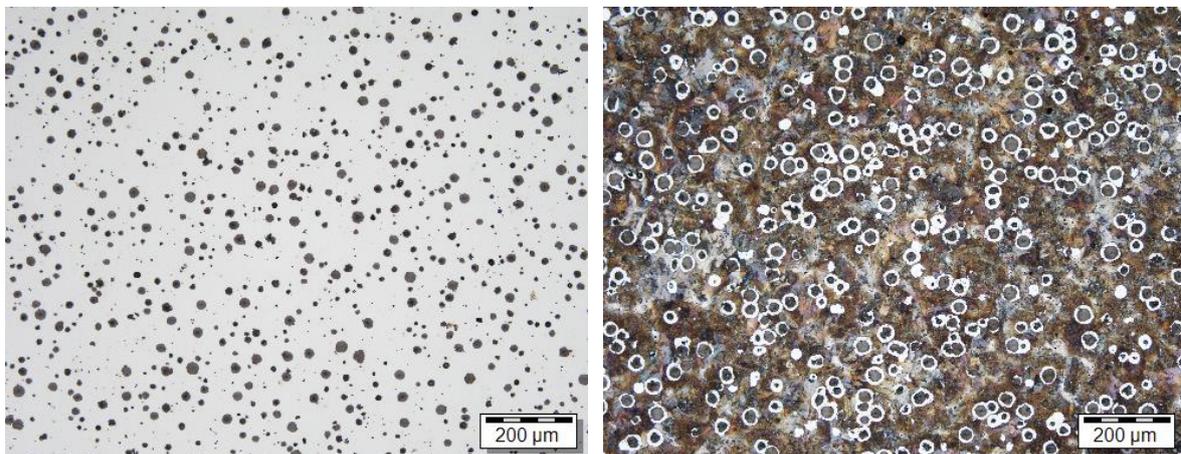


Abbildung 4-32: Schliff T123-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Pressluftkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

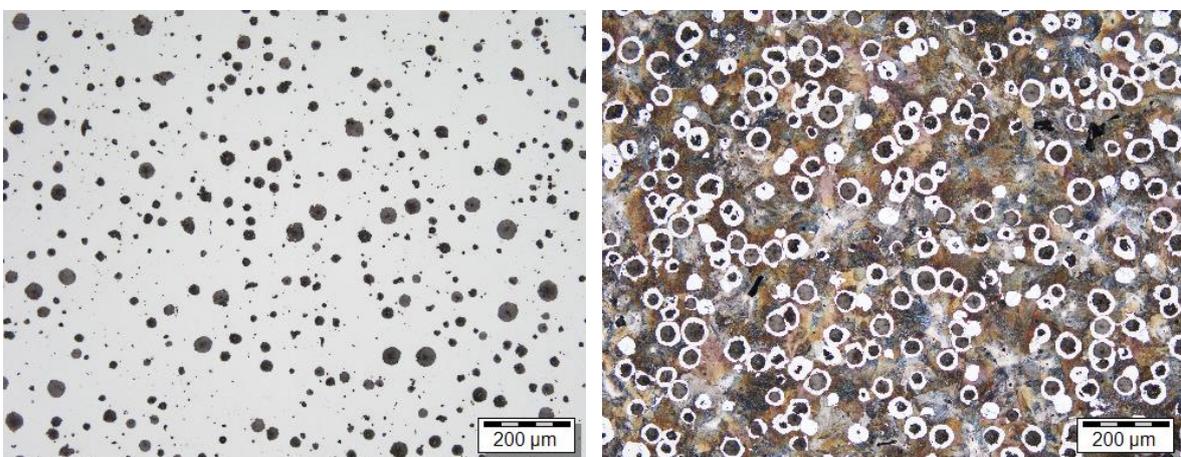


Abbildung 4-33: Schliff T123-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Pressluftkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.

4.3 Aufgezeichnete Abkühlkurven

In Abbildung 4-34 ist die Abkühlkurve des Abgusses Nummer 3.1 dargestellt. Es wurden die Temperaturen im Kern, in der Form, in der dünnwandigen Schmelze und in der dickwandigen Schmelze bei jedem der vier Teile mit Wasserglaskern ohne Kühlung gemessen und aufgezeichnet.

Die Temperatur im Kern (Kern) steigt im Lauf des Abkühlprozesses über die Schmelzetemperatur im dickwandigen Bereich an. Der Kern kann die Wärme nur über das Bauteil ableiten. Deshalb kühlt der Kern langsamer als das Bauteil ab.

Der Verlauf der Schmelzetemperatur im dünnwandigen (Schmelze dünn) und dickwandigen Bereich (Schmelze dick) entspricht typischen Abkühlkurven von Schmelzen aus Sphäroguss. Die eutektische Erstarrung und die eutektoide Umwandlung sind deutlich ersichtlich.

Der Temperaturverlauf im bentonitgebundenen Formstoff (Sand) stimmt mit den Erwartungen überein. Bei ca. 97°C bleibt die Temperatur konstant, da bei dieser Temperatur aufgrund von physikalischen Vorgängen das Wasser im Formstoff verdampft.

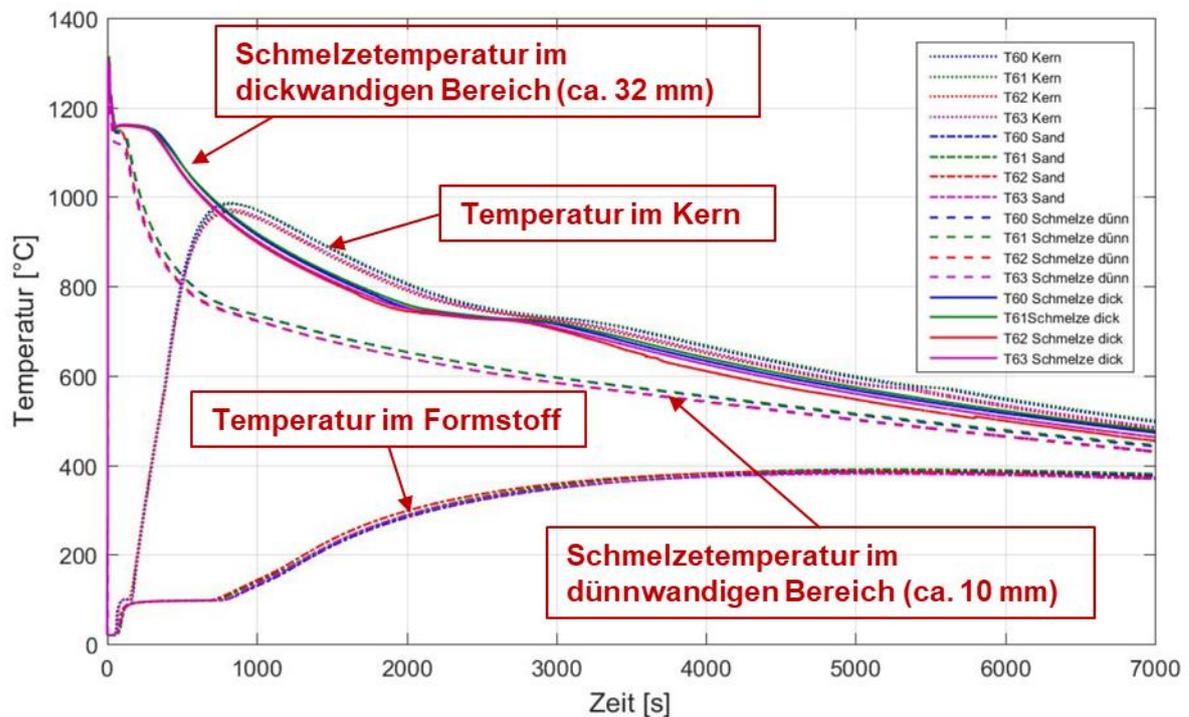


Abbildung 4-34: Abkühlkurven vom Abguss 3.1 (Teil 60-63) mit 4 Wasserglaskernen ohne Kühlung.

In Abbildung 4-35 sind die Abkühlkurven von Abguss Nr. 3.2 dargestellt. Es wurden Teile mit einem Wasserglaskern, einem hohlen Kern mit Wandstärke 5 und 15 mm ohne zusätzliche Kühlmaßnahmen und einem vollen 3D-gedruckten Kern abgegossen.

Im Kern mit 5 mm Wandstärke nimmt erwartungsgemäß die Temperatur am schnellsten zu, gefolgt vom Kern mit 15 mm Wandstärke, dem vollen Wasserglaskern und dem vollen 3D-gedruckten Kern.

Die Temperatur im Kern hat direkte Auswirkung auf den Temperaturverlauf im Bauteil. Die vollen Kerne haben eine höhere Wärmekapazität, deshalb erstarrt die Schmelze in Teilen mit vollen Kernen schneller als in Bauteilen mit hohlen Kernen.

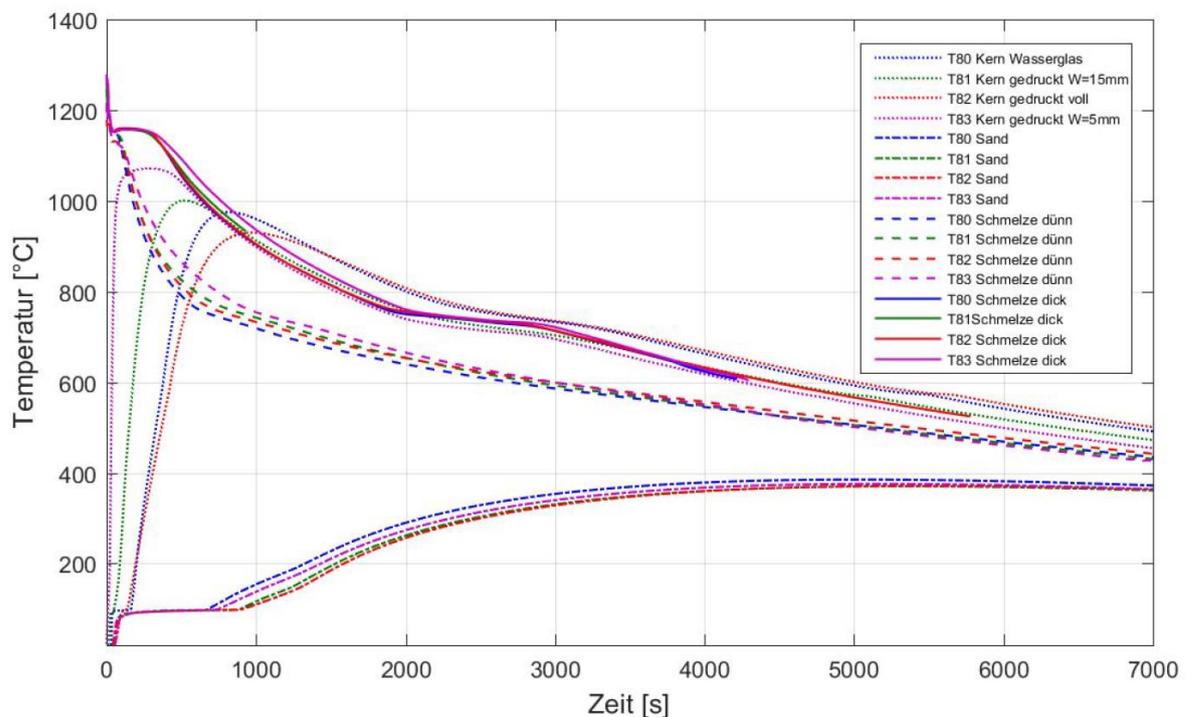


Abbildung 4-35: Abkühlkurven vom Abguss 3.2 (Teil 80-83) mit unterschiedlichen Kernen und ohne zusätzliche Kühlmaßnahmen.

In Abbildung 4-36 sind die Abkühlkurven von Abguss Nr. 3.3 dargestellt. Es wurden Teile mit einem Wasserglaskern ohne Kühlung, zwei hohle Kerne mit Wandstärke 5 mm und einer mit Wandstärke 15 mm mit zusätzlicher Luftkühlung ab Beginn des Gießvorgangs abgegossen. Die Kerne von Teil 92 und 93 (5 mm Wandstärke) sind aufgrund des Thermoschocks durchgebrochen.

Die Temperatur im hohlen Kern mit 15 mm Wandstärke steigt aufgrund der Luftkühlung nicht über 200°C. Die Binderbrücken brennen bei diesen geringen Temperaturen nicht ab und der Kern kann nicht ausgeblasen werden. Deshalb werden nur geringfügig höhere Abkühlraten mit Luftkühlung ab Beginn des Gießvorgangs als ohne Luftkühlung erreicht.

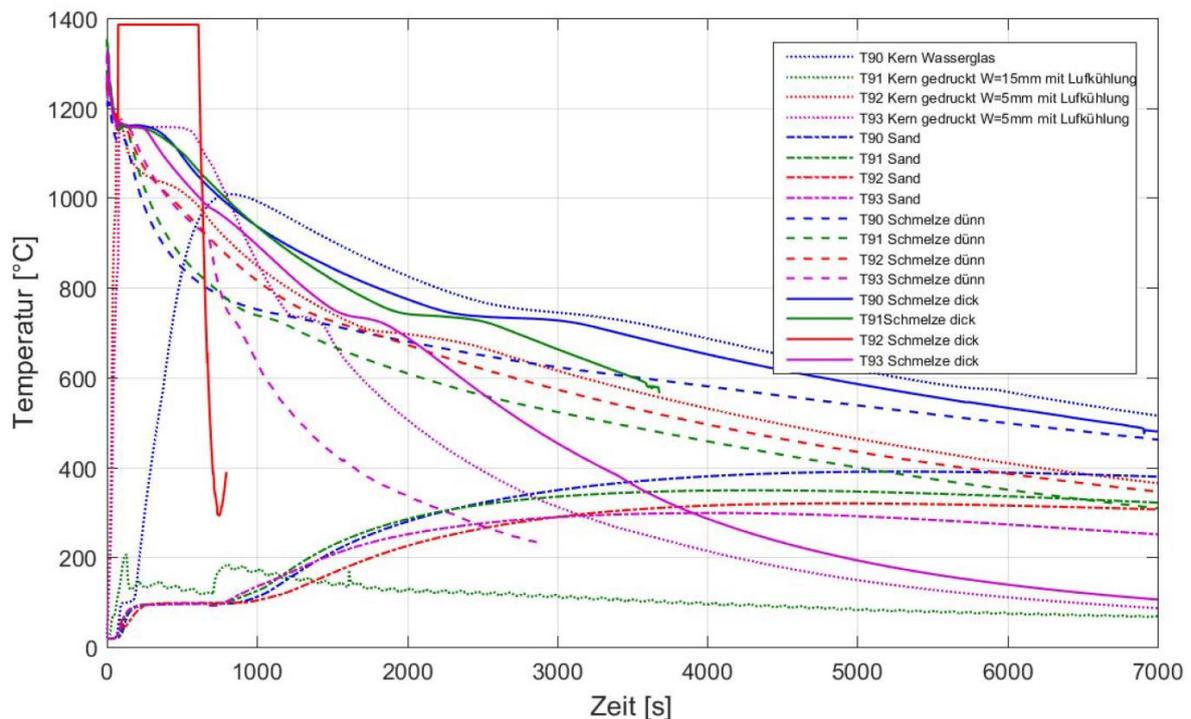


Abbildung 4-36: Abkühlkurven vom Abguss 3.3 (Teil 90-93) mit unterschiedlichen Kernen und Luftkühlung ab Beginn des Gießvorgangs. Kerne von Teil 92 und 93 sind durchgebrochen aufgrund des Thermoschocks.

Abbildung 4-37 zeigt die Abkühlkurven von Abguss Nr. 3.4. Es wurden Teile mit einem Wasserglaskern ohne Kühlung, zwei hohle Kerne mit Wandstärke 5mm und einer mit Wandstärke 15mm mit zusätzlicher Luftkühlung nach der Erstarrung abgegossen. Die hohlen Kerne mit Luftkühlung konnten ausgeblasen werden, da die hohen Temperaturen die Binderbrücken zum Abbrennen brachten. Dadurch konnte auf der blanken Metalloberfläche gekühlt werden und hohe Abkühlraten wurden erreicht.

Abbildung 4-38 zeigt die Abkühlkurven von Abguss Nr. 3.5. Es wurden Teile mit einem Wasserglaskern, zwei hohle Kerne mit Wandstärke 5mm und einer mit Wandstärke 15mm abgegossen. Es waren Ausnehmungen an der Vorder- und Hinterseite der Formkästen, durch die die Kerne zur Atmosphäre hin entlüftet waren. Bei Teil 113 wurde mit einem Luft-Wassergemisch gekühlt. Bei Teil 113 ist Schmelze aufgrund von Undichtheiten im Kernlager auf das Thermoelement im Kern geronnen. Die Messung wurde dadurch verfälscht. Durch die Kühlung mit einer Luft-Wassermischung wurde die höchste Abkühlrate bei den Versuchen erzielt. Der Kern wurde ausgeblasen und das Aerosol kühlte auf der blanken Metalloberfläche.

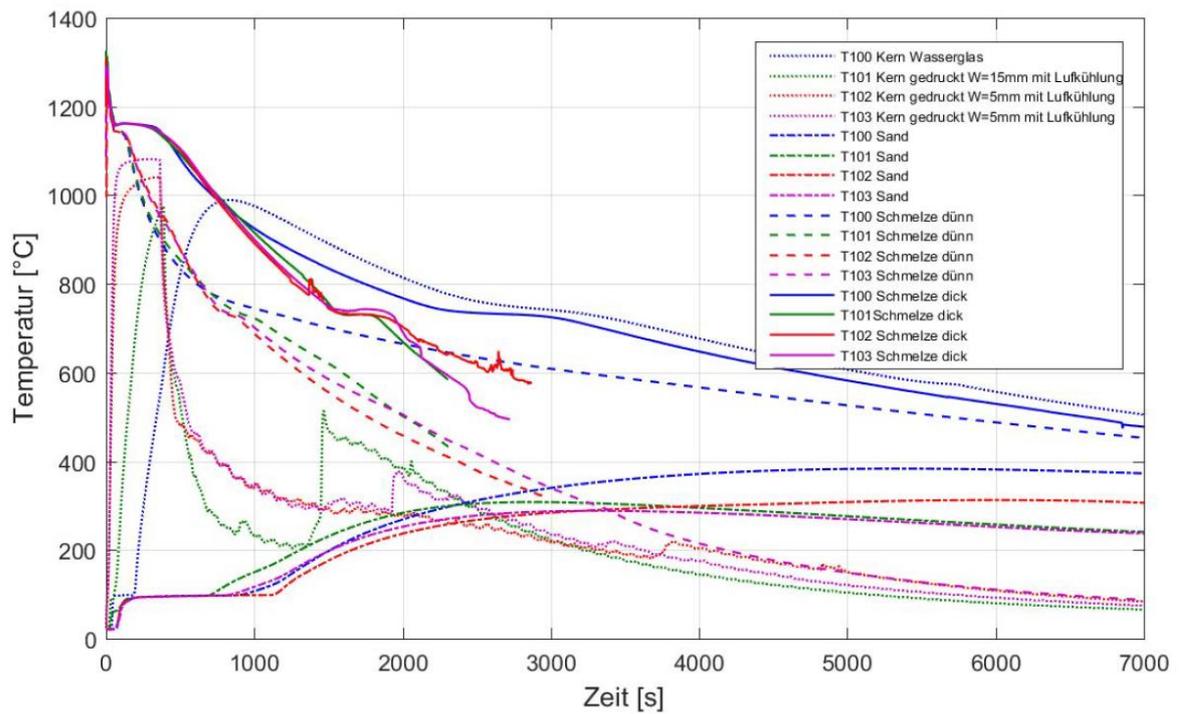


Abbildung 4-37: Abkühlkurven vom Abguss 3.4 (Teil 100-103) mit unterschiedlichen Kernen und Luftkühlung nach der Erstarrung.

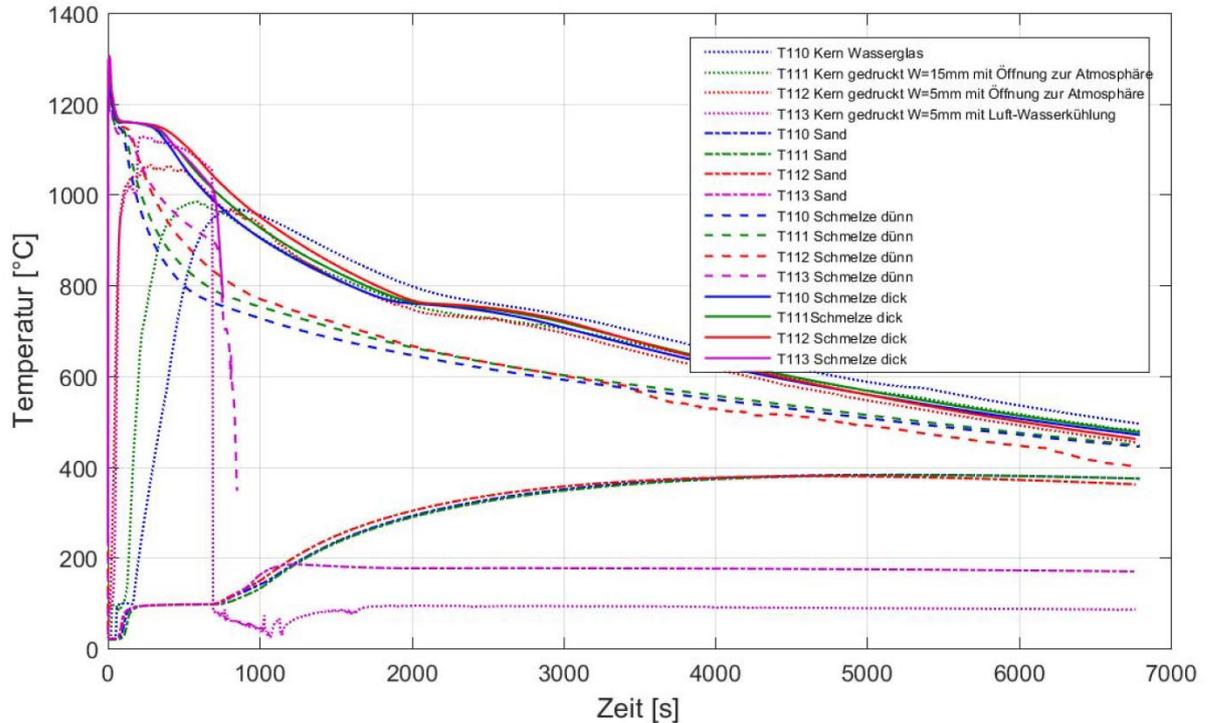


Abbildung 4-38: Abkühlkurven vom Abguss 3.5 (Teil 110-113) mit unterschiedlichen Kernen und mit Öffnung zur Atmosphäre und Teil 113 mit Luft-Wasserkühlung. Die Luft-Wasserkühlung wurde nach ca. 800 Sekunden kurz ausgesetzt.

Abbildung 4-39 zeigt die Abkühlkurven von Abguss Nr. 3.6. Es wurden zwei Teile mit Kernen mit 5mm Wandstärke abgegossen. Bei Teil 122 waren Ausnehmungen an der Vorder- und Hinterseite der Formkästen, durch die der Kerne zur Atmosphäre hin entlüftet war. Bei Teil 123 wurde mit Pressluft gekühlt. Der hohle Kern mit Pressluftkühlung konnte ausgeblasen werden, da die hohen Temperaturen die Binderbrücken zum Abbrennen brachten. Dadurch konnte auf der blanken Metalloberfläche gekühlt werden und hohe Abkühlraten wurden erreicht.

Bei Teil 122 ist Schmelze aufgrund von Undichtheiten im Kernlager auf das Thermoelement im Kern geronnen. Die Messung wurde dadurch verfälscht.

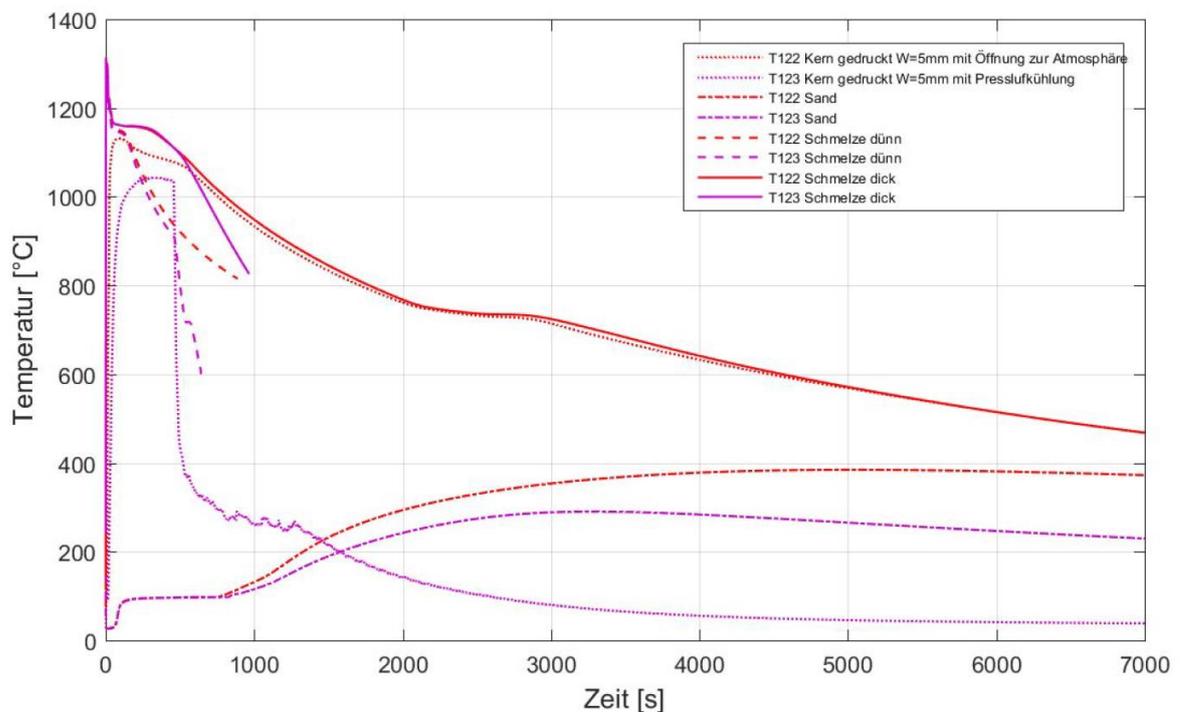


Abbildung 4-39: Abkühlkurven vom Abguss 3.6 (Teil 122-123) mit hohlen Kernen und Öffnung zur Atmosphäre und Teil 123 mit Pressluftkühlung. Die Schmelze hat das Thermoelement im Kern von Teil 122 erreicht, dadurch stimmt die aufgezeichnete Kerntemperatur nicht.

4.4 Ergebnisse Festigkeitseigenschaften

4.4.1 Zugversuch

In den folgenden Abbildungen sind die Ergebnisse der Zugversuche dargestellt. Es wurden Proben aus dem dünnwandigen Bauteilbereich, maßgebende Wandstärke ca. 10 mm (Z1), und dem dickwandigen Bauteilbereich, maßgebende Wandstärke ca. 32 mm, entnommen.

In der Abbildung 4-40 sind die Ergebnisse der Zugversuche des Abgusses Nr. 3.1 mit Wasserglaskernen dargestellt. Die Festigkeitseigenschaften nehmen mit der Wandstärke zu und die Dehnungseigenschaften ab. Dies stimmt mit dem höheren Anteil an Perlit im dickwandigen Bereich überein.

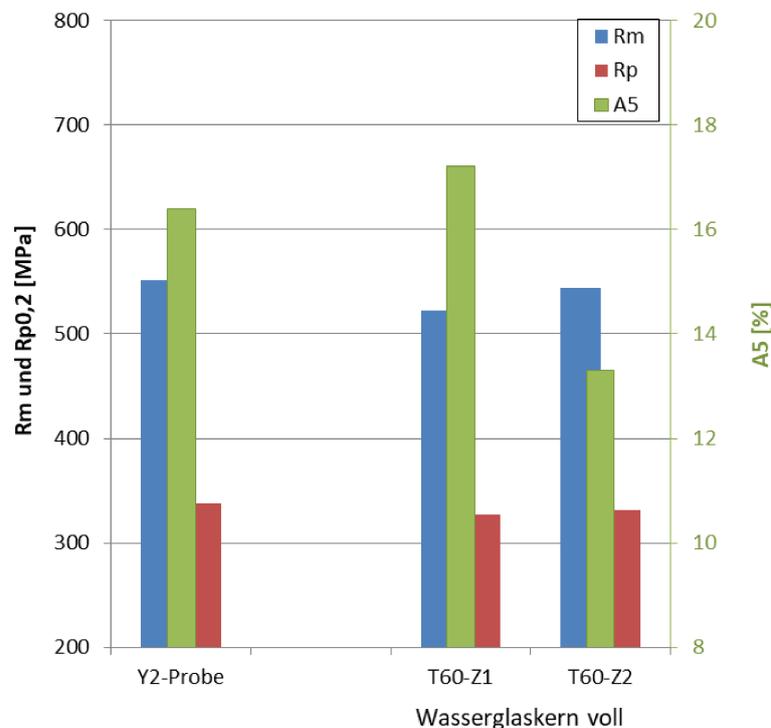


Abbildung 4-40: Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung vom Abguss 3.1 (Teil 60-63).

In Abbildung 4-41 sind Festigkeitseigenschaften von Teil 80 und Teil 83 des Abgusses Nr. 3.2 mit einem Wasserglaskern und einem 3D-gedruckten Kern mit 5mm Wandstärke dargestellt. Durch die verzögerte Erstarrung kommt es zu einer geringeren Dichte der Graphitkugeln und zu einer Erhöhung des Perlitanteils. Dies spiegelt sich bei den Festigkeitseigenschaften ebenfalls wieder.

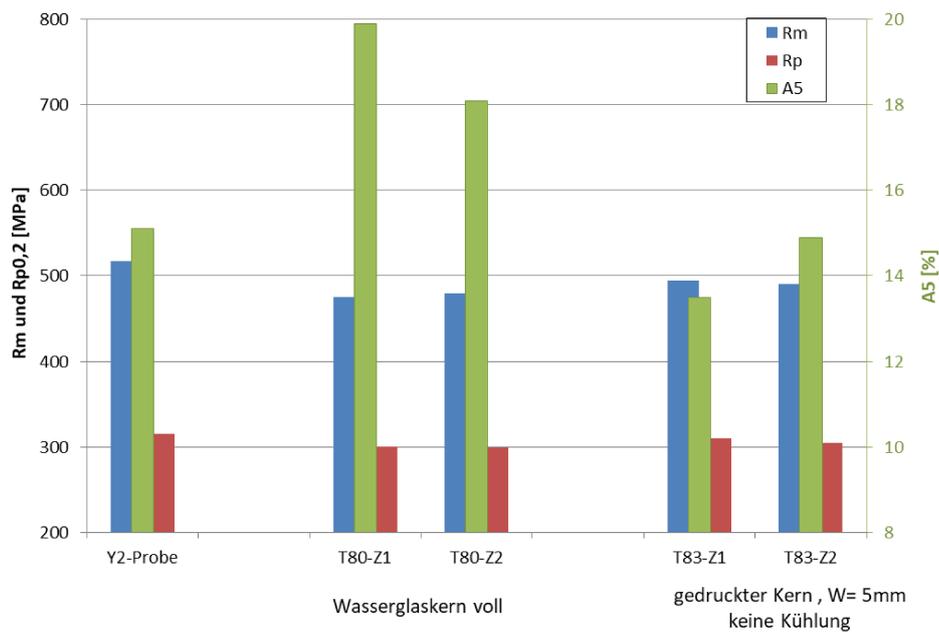


Abbildung 4-41: Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung vom Abguss 3.2 (Teil 80-83) ohne zusätzliche Kühlmaßnahmen.

In Abbildung 4-42 sind die Festigkeitseigenschaften der Teile aus dem Abguss Nr. 3.4 dargestellt. Die Teile T101, T102 und T103 haben aufgrund der schnelleren Abkühlung einen höheren Anteil an Perlit und weisen die damit verbundenen mechanischen Eigenschaften auf. Die höhere Abkühlrate wird durch Ausblasen der Kerne nach der Erstarrung und zusätzlicher Luftkühlung erreicht. Die Kerne hatten Wandstärken von 5 und 15 mm und es wurde von unterschiedlichen Seiten eingblasen.

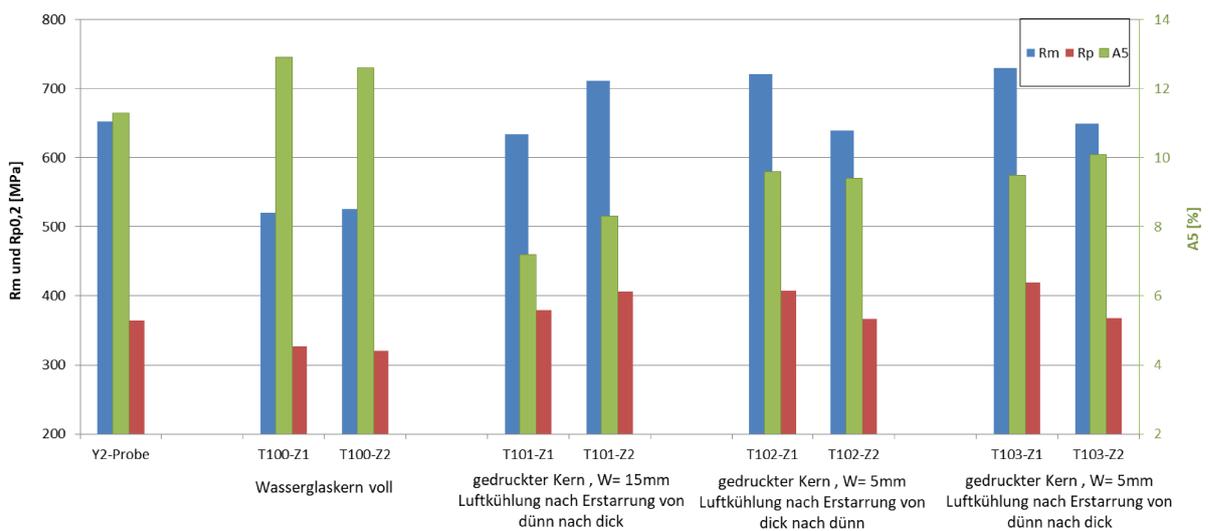


Abbildung 4-42: Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung vom Abguss 3.4 (Teil 100-103) mit Luftkühlung nach der Erstarrung der Schmelze.

In Abbildung 4-43 sind die Festigkeitseigenschaften von Abguss 3.5 dargestellt. Es wurde ein GJS-400-15 als Ausgangsmaterial verwendet. Bei den Teilen 111 und 112 wurde die Kernbohrung entlüftet. Der Perlitgehalt steigt dadurch geringfügig an und die Kugeldicht nimmt ab. Bei Teil 112 wird ein Einschluss vermutet, da die mechanischen Eigenschaften gering sind. Bei Teil 113 wurde mit einem Luft-Wassergemisch nach der Erstarrung gekühlt. Durch das Ausblasen des Kerns wurde direkt auf der metallischen Oberfläche gekühlt. Eingeblassen wurde im dickwandigen Bauteilbereich. Dadurch kühlte das Gusseisen im dickwandigen Bereich am stärksten ab und es entstand eine Härtegefüge in der Randschicht. Bei Teil 113 wurde nur eine Zugprobe aus dem dünnwandigen Bereich entnommen. Dieser Bereich weist einen großen Anteil an sehr feinen Perlit (Sorbit) auf. Im dünnwandigen Bereich wurden 1014 Mpa mit 3,2% Bruchdehnung gemessen.

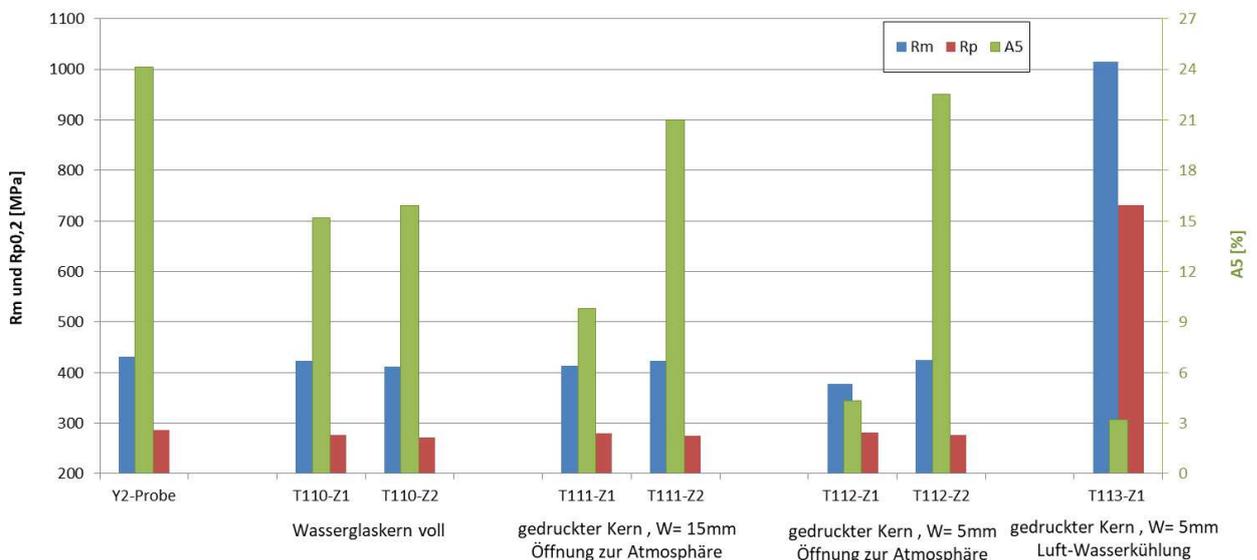


Abbildung 4-43: Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung vom Abguss 3.5 (Teil 110-113) mit Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre (GJS-400-15).

In Abbildung 4-44 sind die Ergebnisse von Zugproben aus dem Abguss Nr. 3.6 dargestellt. Der Prüfkörper T123 wurde mit Pressluft gekühlt. Im Gegensatz zur einfachen Luftkühlung wie bei Abguss Nr.3.4 wurde hier mit zirka dreifacher Luftmenge gekühlt. Der Kern wurde nach der Erstarrung ausgeblasen und direkt an der metallischen Oberfläche gekühlt. Die starke Pressluftkühlung führte zu starken Abkühlraten und zur Ausbildung einer überaus perlitischen Matrix. Im dünnwandigen Bereich wurden dadurch ca. 880 MPa bei 7 % Bruchdehnung gemessen.

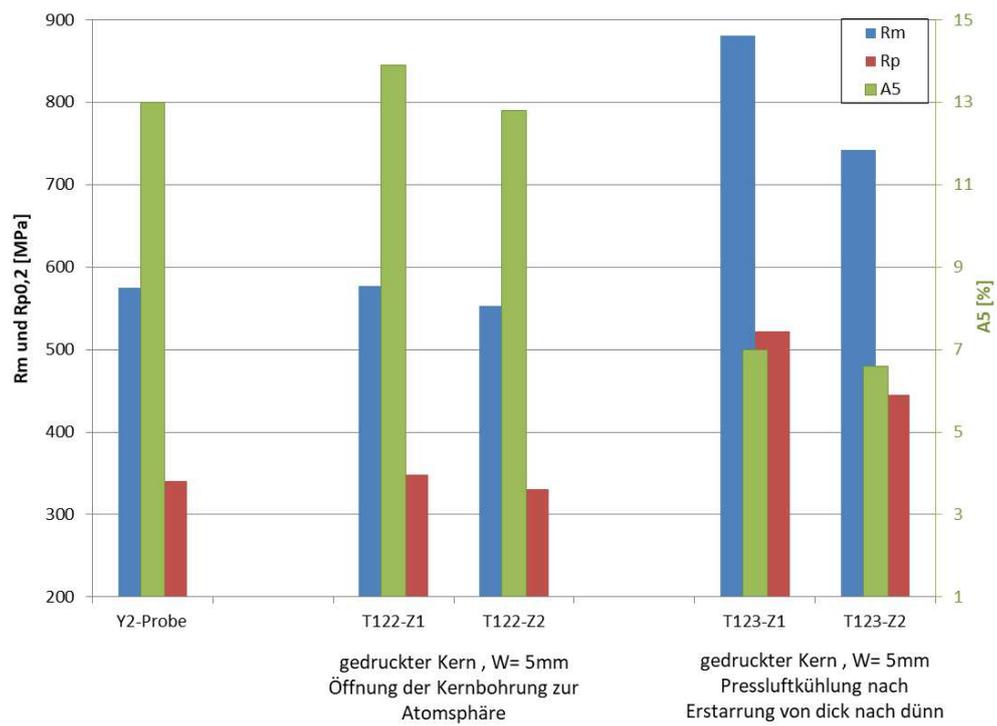


Abbildung 4-44: Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung vom Abguss 3.6 (Teil 122-123) mit Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre und Pressluftkühlung nach der Erstarrung der Schmelze.

4.4.2 Härte

In der Abbildung 4-45 sind die Ergebnisse der Brinell-Härtemessung des Abgusses Nr.3.1 dargestellt. Es ist eine geringe Härtezunahme vom dünnwandigen zum dickwandigen Bauteilbereich erkennbar. Die Härte bei Verwendung eines Wasserglaskerns liegt zwischen 180 und 200 HBW.

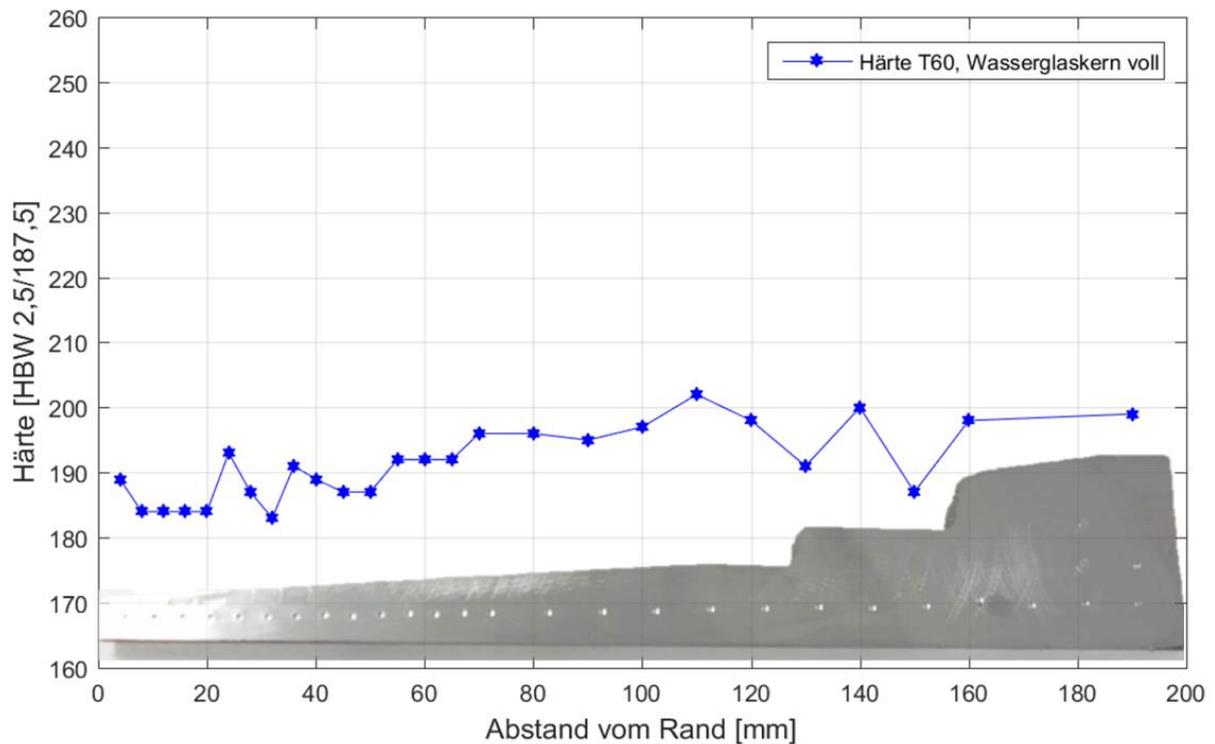


Abbildung 4-45: Brinellhärte von Abguss 3.1 Teil 60.

In der Abbildung 4-46 sind die Ergebnisse der Brinell-Härtemessung des Abgusses Nr.3.2 dargestellt. Das Teil 83 mit dem hohlen Kern ist im Gegensatz zu Teil 80 mit dem vollen Wasserglaskern aufgrund des höheren Perlitanteils um zirka 10 HBW härter.

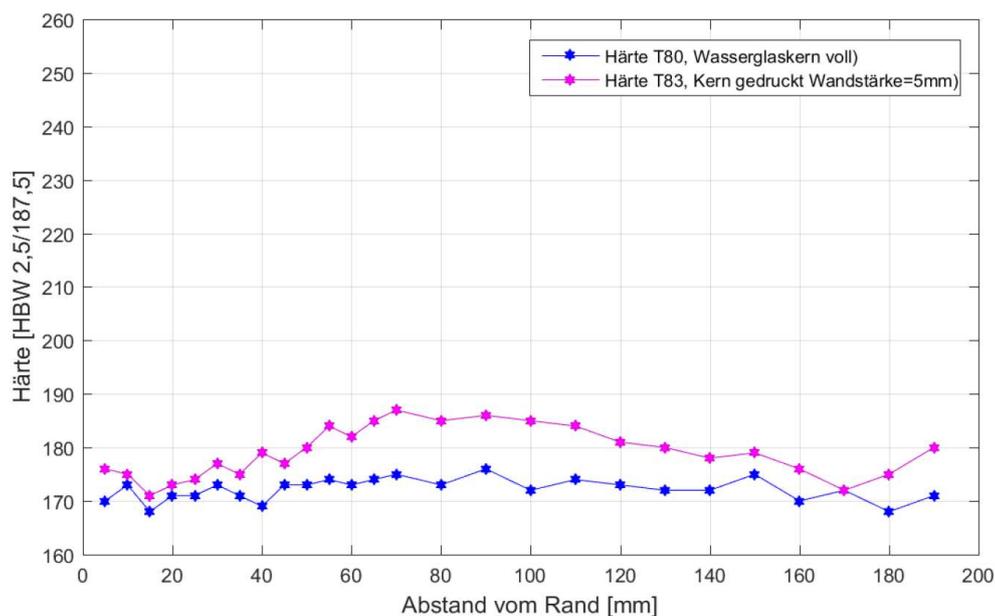


Abbildung 4-46: Brinellhärte von Abguss 3.2 Teil 80 mit Wasserglaskern und Teil 83 mit hohlem Kern mit Wandstärke 5mm ohne zusätzlicher Kühlmaßnahme.

In der Abbildung 4-47 sind die Ergebnisse der Brinell-Härtemessung des Abgusses Nr.3.4 dargestellt. Die Teile 101 und 103 wurden mit Luft nach der Erstarrung gekühlt. Teil 101 wurde im Bereich der dünnwandigen Bauteilwandstärke langsamer entkernt. Dies führte zu einer geringeren Abkühlrate und zu einem geringeren Anstieg an Härte in diesem Bereich im Vergleich zu den Bereichen mit schneller Entkernung.

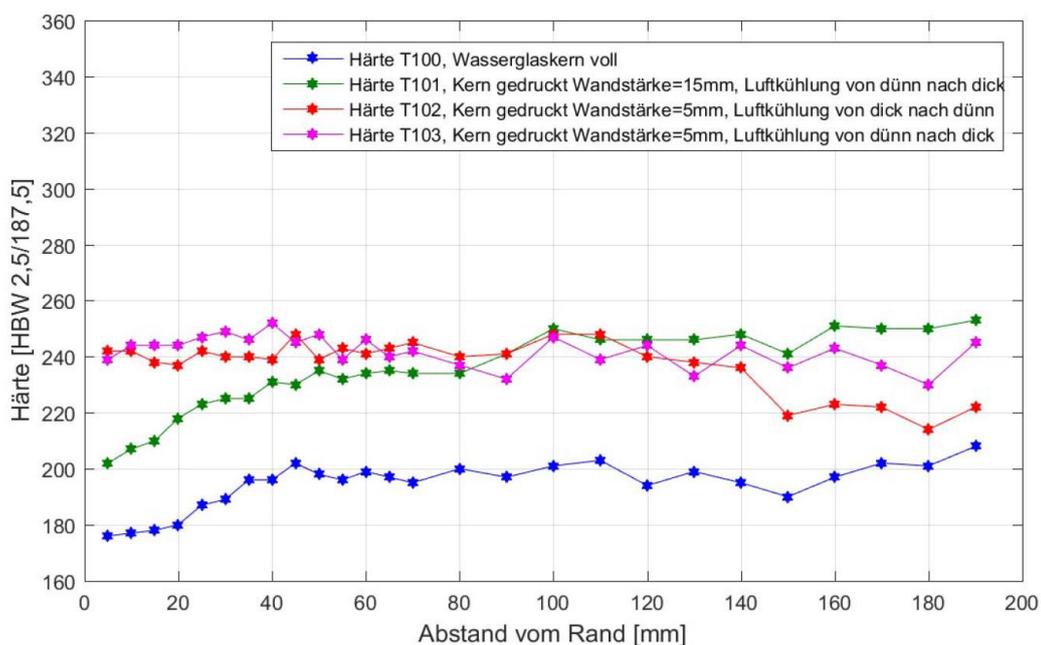


Abbildung 4-47: Härteverlauf von Abguss 3.4 (Teil 100-103) mit Luftkühlung nach der Erstarrung der Schmelze.

Bei dem Abguss Nr. 3.5 mit dem Werkstoff GJS-400-15 kam es nur zu einer geringen Härtesteigerung durch einen 3D-gedruckte Kerne mit Wandstärke 5 mm und Entlüftung der Kernbohrung. Der dickere Kern mit Wandstärke 15 mm und Entlüftung der Kernbohrung führte zu keiner nennenswerten Beeinflussung der Härte (siehe Abbildung 4-48).

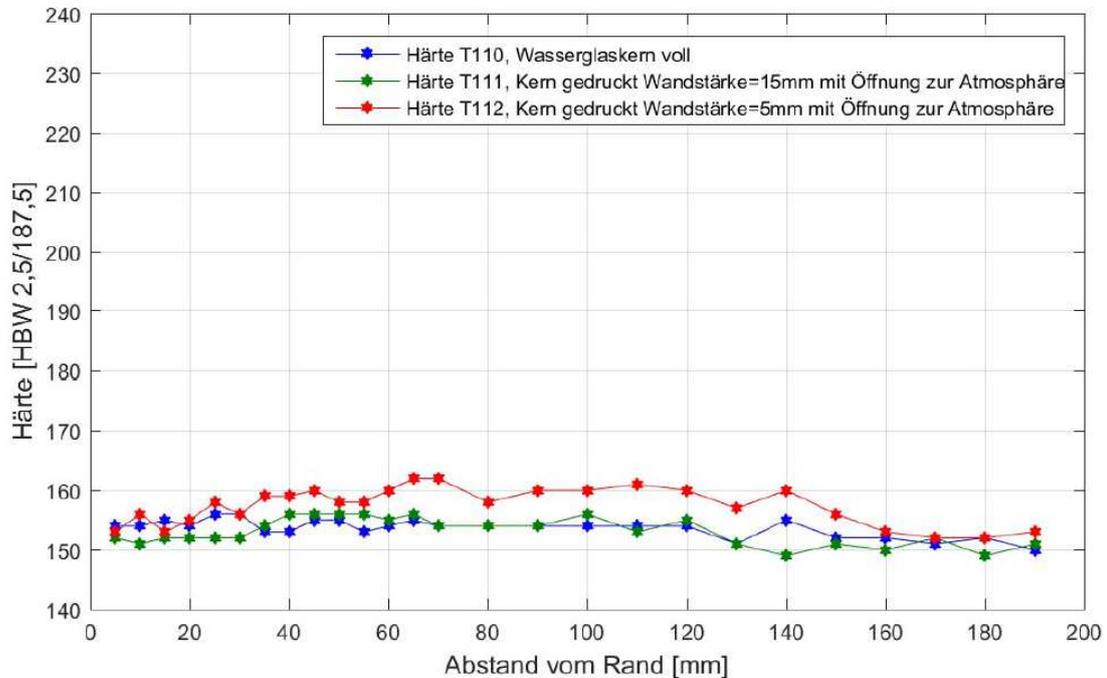


Abbildung 4-48: Härteverlauf von Abguss 3.5 (Teil 110-113) mit Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre. Bei Teil 113 wurde zusätzlich mit einem Luft-Wassergemisch gekühlt.

Bei Teil 113 desselben Abgusses Nr. 3.5 wurde mit einer Luft-Wassermischung gekühlt. Die starke Unterkühlung führte zu einem Härtegefüge mit Martensit in der Randschicht des dickwandigen Bauteilbereichs. Im dünnwandigen Bereich wurde wie auch im dickwandigen Bereich nach der Martensitschicht feiner Perlit gefunden.

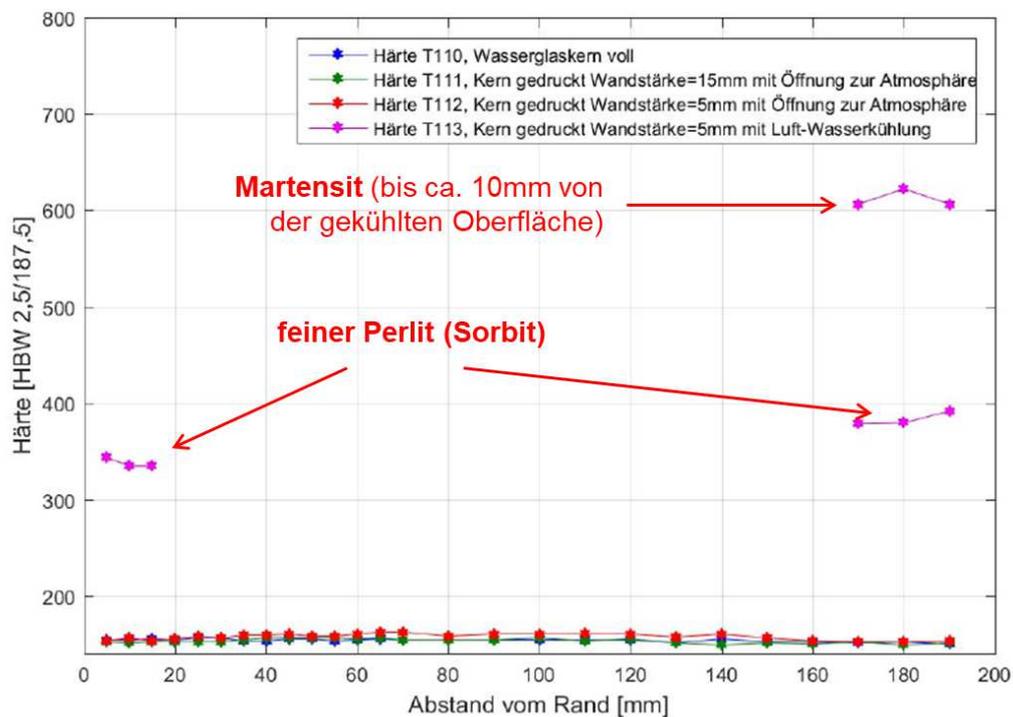


Abbildung 4-49: Härteverlauf von Abguss 3.5 (Teil 110-113) mit Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre. Bei Teil 113 wurde zusätzlich mit einem Luft-Wassergemisch von dick nach dünnwandig gekühlt.

In Abbildung 4-50 sieht man den Verlauf der Brinell-Härte des Abgusses Nr. 3.6. Durch Pressluftkühlung kommt es zu einer Härtezunahme von bis zu 100HB.

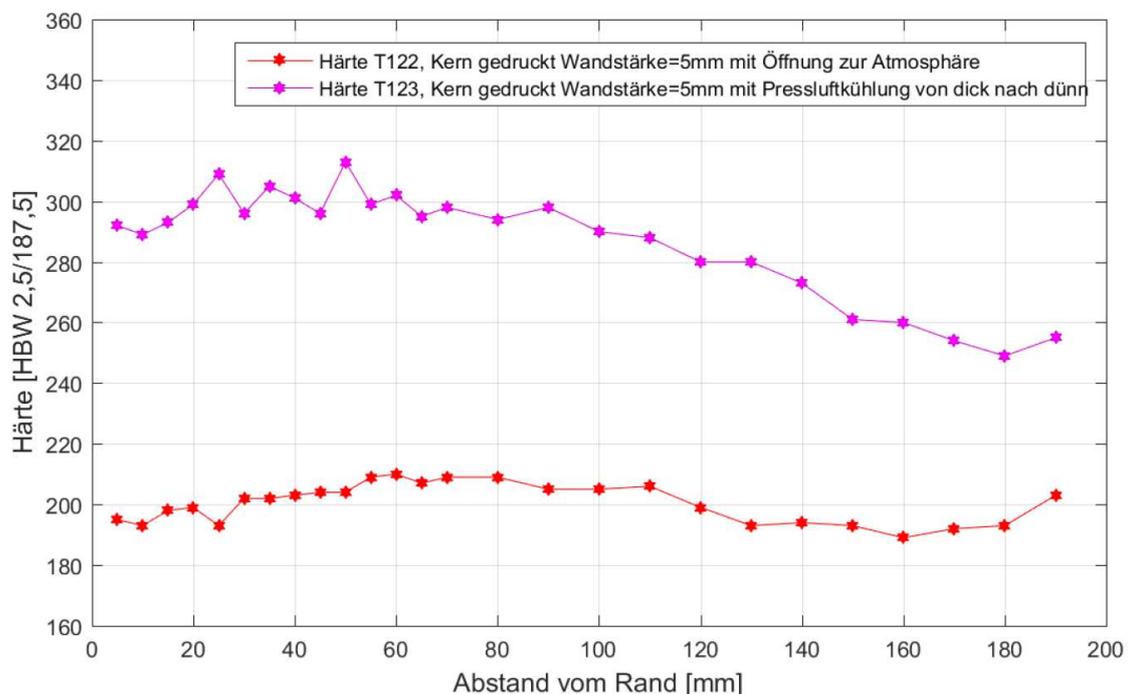


Abbildung 4-50: Härteverlauf von Abguss 3.6 (Teil 122-123) mit Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre. Bei Teil 123 wurde mit Pressluft gekühlt.

5 Diskussion

5.1 Einsatz von 3D-gedruckten Kernen

Prinzipiell kann das Gefüge mit Kernen gezielt beeinflusst werden.

Durch die verminderte Wärmekapazität von hohlen Kernen erfolgt die Erstarrung langsamer als bei vollen Kernen. Die Kugeldichte nimmt dadurch ab und der Perlitgehalt steigt. Dieser Zusammenhang ist für den dickwandigen Bereich in Abbildung 5-1 dargestellt. Dieser Trend gilt ebenfalls für den dünnwandigen Bereich des Gussteils.

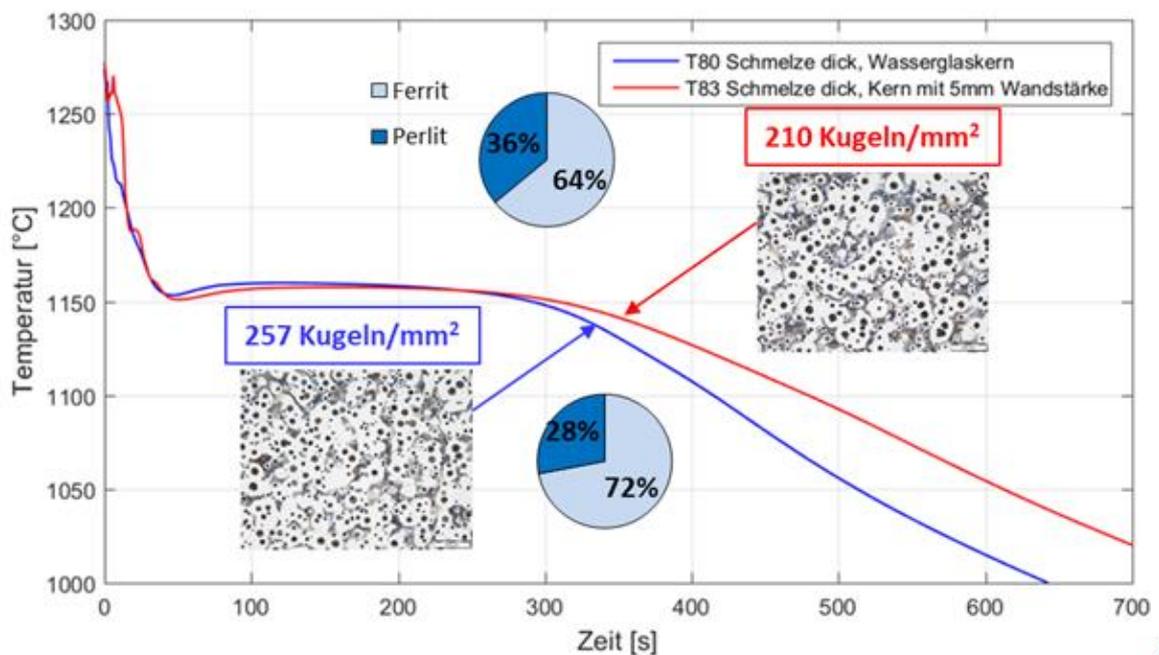


Abbildung 5-1: Verzögerte Erstarrung durch hohle Kerne.

5.2 Kühlmaßnahmen

Die Abkühlkurve bei der Verwendung von hohlen Kernen, ohne zusätzliche Kühlmaßnahmen, ist der Abkühlkurve bei der Verwendung von vollen Wasserglaskernen im Bereich der eutektoiden Umwandlung sehr ähnlich. Dies gilt für hohle Kerne mit und ohne Entlüftung der Kernbohrung zur Atmosphäre (siehe Abbildungen 5-2 und 5-3).

Die Abkühlung kann durch zusätzliche Kühlmaßnahmen (Luftkühlung, Pressluftkühlung, Luft-Wasserkühlung) beschleunigt werden (siehe Abbildungen 5-2 und 5-3).

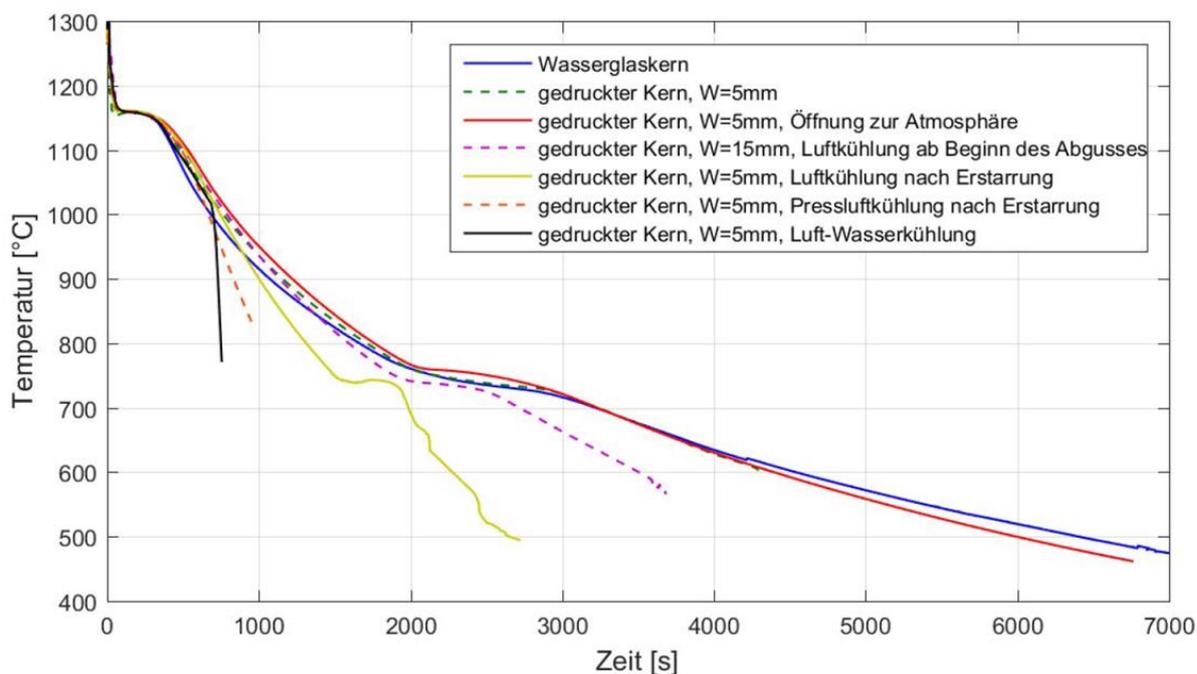


Abbildung 5-2: Auswirkungen der unterschiedlichen Kühlmaßnahmen auf die Abkühlkurven im dickwandigen Bauteilbereich (maßgebende Wandstärke 32 mm).

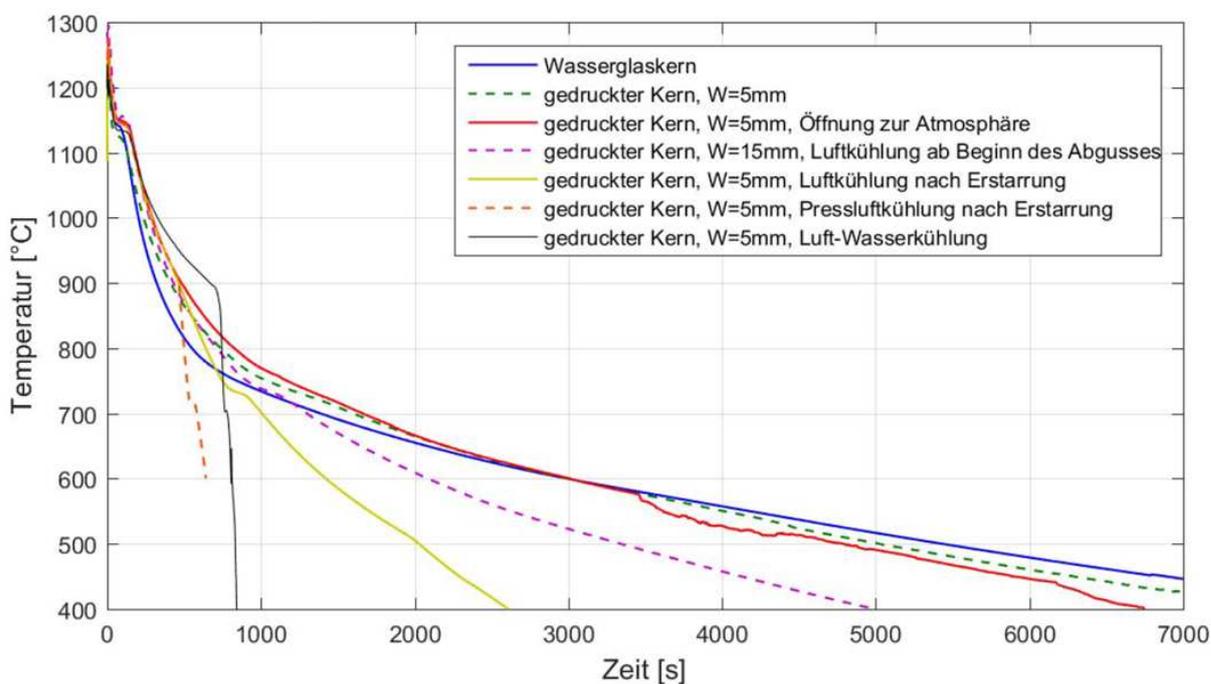


Abbildung 5-3: Auswirkungen der unterschiedlichen Kühlmaßnahmen auf die Abkühlkurven im dünnwandigen Bauteilbereich (maßgebende Wandstärke ca. 10 mm).

Bei Luftkühlung, solange die Schmelze noch flüssig war, sind die Kerne mit 5mm Wandstärke (T92 und T93) aufgrund von Thermospannungen gebrochen und die Schmelze ist ausgeronnen. Nur der Kern mit 15mm Wandstärke (T91) hat diesen Belastungen Stand gehalten (siehe Abbildung 4-36). Die Kühlwirkung ist, aufgrund der isolierenden Wirkung des Kerns, jedoch gering.

Durch aktive Kühlung nach der Erstarrung kann das Ausfließen der Schmelze verhindert werden. Der Kern ist sehr hohen Temperaturen ausgesetzt. Dadurch brennen die Binderbrücken ab (siehe Abbildung 5-4), der Kern verliert an Festigkeit und kann zusätzlich noch vollständig entfernt werden. Danach wird auf der blanken Metalloberfläche gekühlt (siehe Abbildung 5-5) und hohe Abkühlraten werden erzielt (siehe Abbildung 4-37 bis 4-39).



Abbildung 5-4: Die Binder in den Kernen brennen ab.

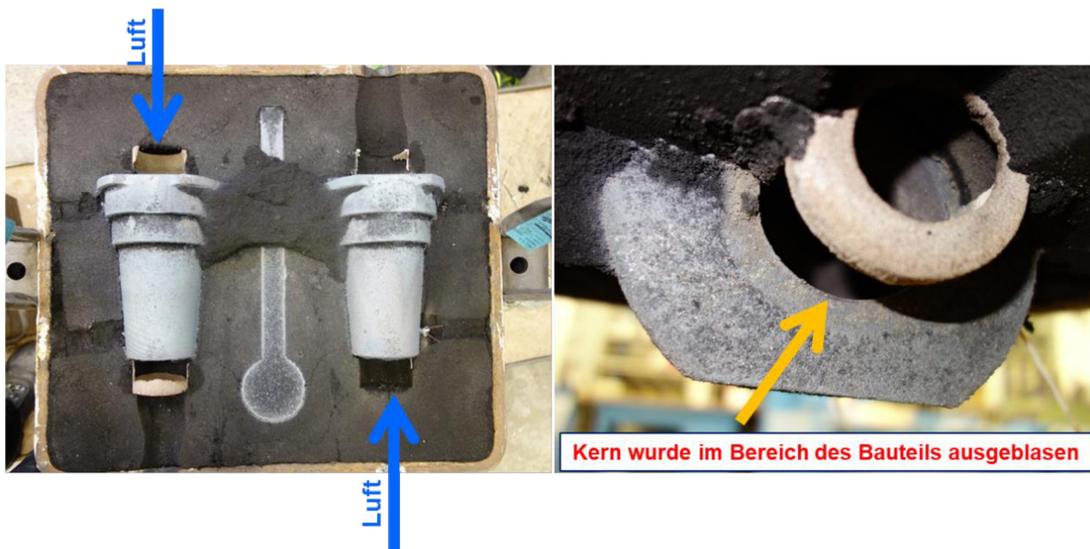


Abbildung 5-5: Die Kerne wurden vollständig ausgeblasen und es konnte an der blanken Gusseisenoberfläche gekühlt werden.

Durch das Entfernen des Kerns wird die isolierende Wirkung umgangen und eine schnelle Abkühlung erreicht. Aus diesem Grund spielt die Wandstärke der hohlen Kerne nur eine untergeordnete Rolle. Es wurden nur geringe Unterschiede zwischen den

Abkühlgeschwindigkeiten bei der Verwendung von Kernen mit 5 mm und 15 mm im Bereich der eutektoiden Umwandlung beobachtet (siehe Abbildung 5-6). Die Erstarrung erfolgt bei der Verwendung des dickwandigen Kerns schneller, da die Masse und damit verbunden die Wärmekapazität größer ist. Die Einblasrichtung beeinflusst die lokale Abkühlrate nur begrenzt. (siehe Abbildung 5-6).

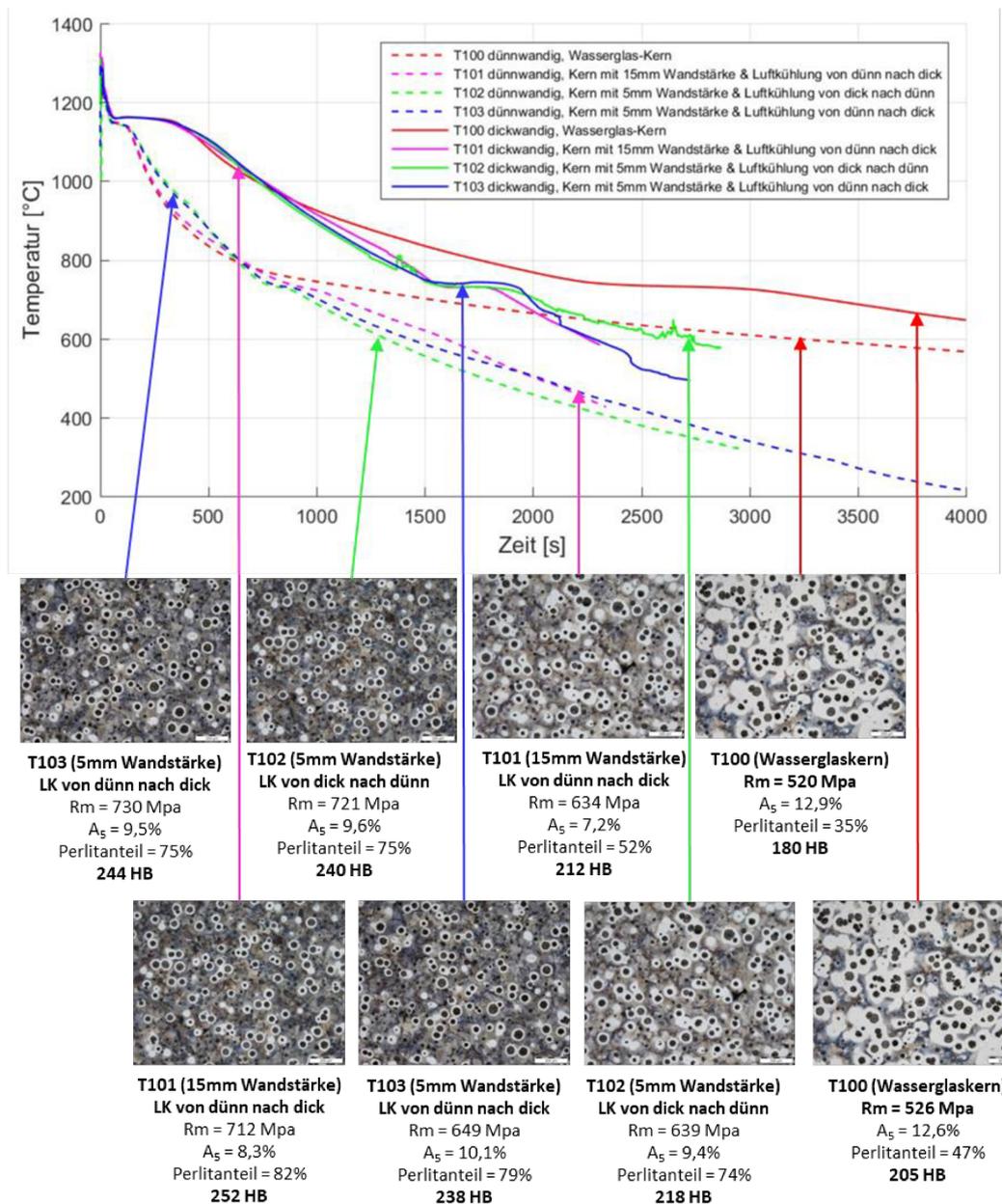


Abbildung 5-6: Einfluss der Luftkühlung auf das Gefüge bei Variation der Wandstärke der Kerne und der Einblasrichtung.

In den Abbildungen 5-7 und 5-8 sind die Abkühlkurven unter der Verwendung verschiedener Kühlmaßnahmen auf einer logarithmischen Zeitachse mit den resultierenden Gefügen und Gefügeigenschaften dargestellt.

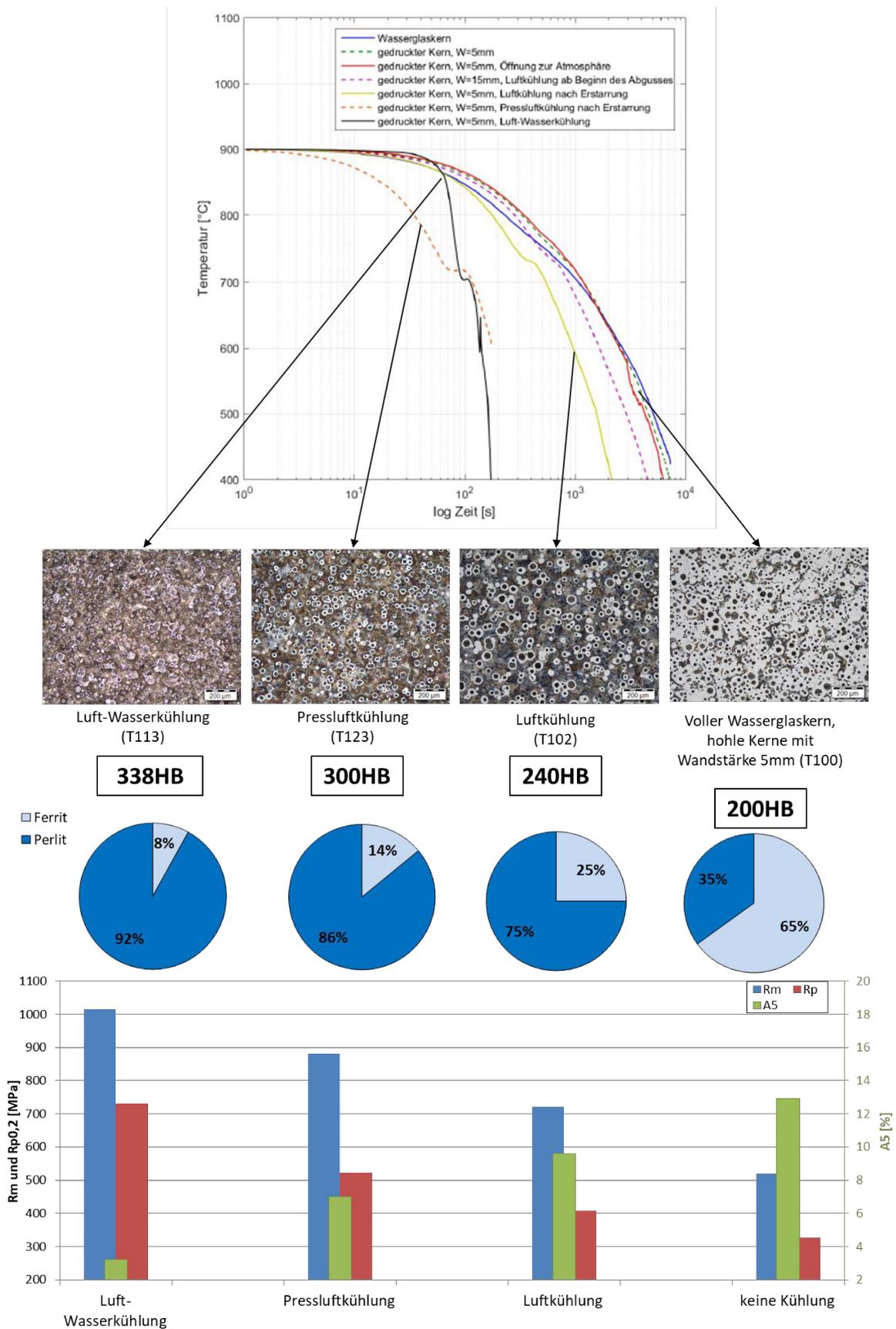


Abbildung 5-7: Zusammenhang zwischen den Abkühlkurven, den Gefügen und mechanischen Eigenschaften im dünnwandigen Bereich (maßgebende Wandstärke ca. 10 mm).

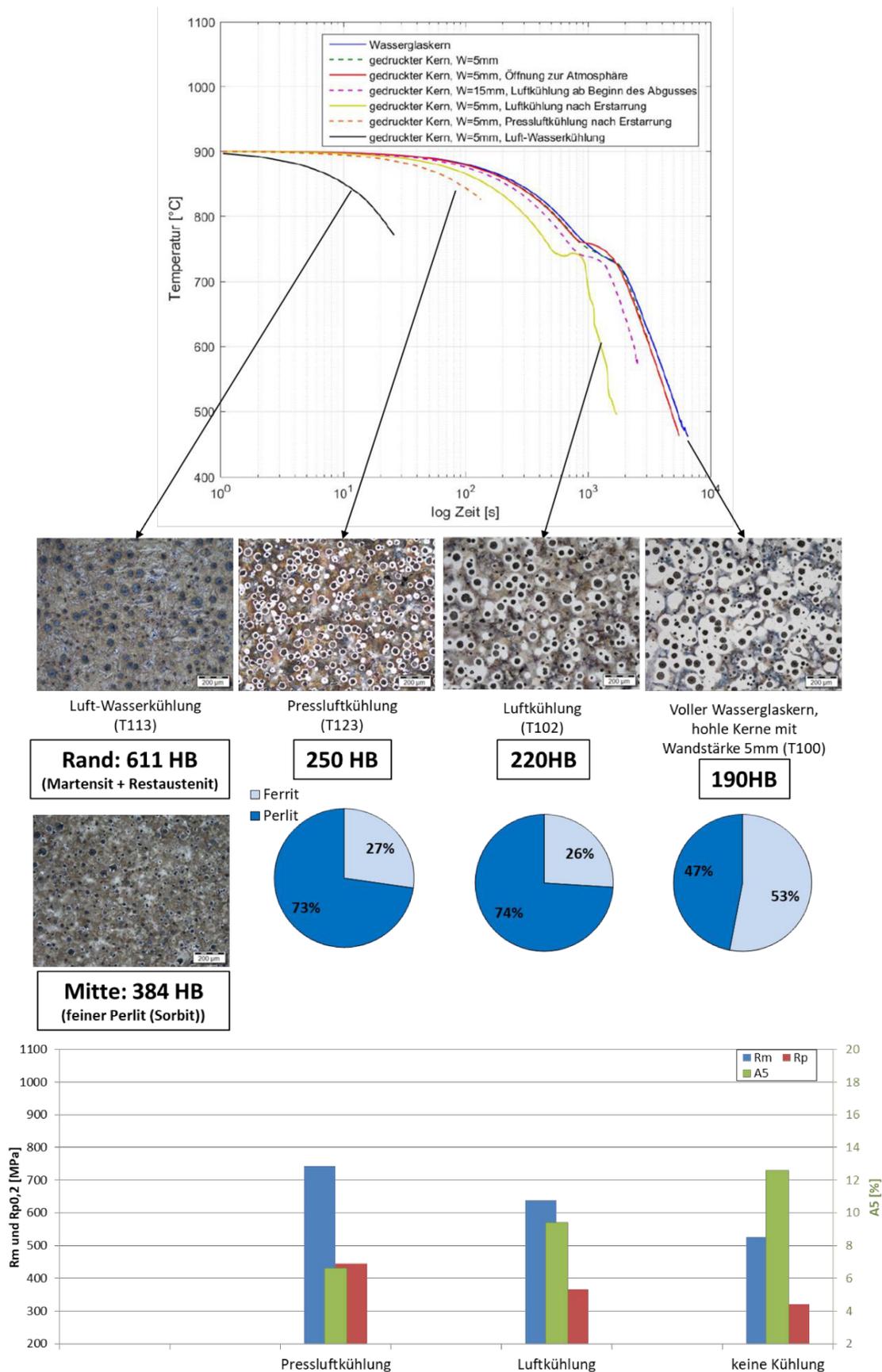


Abbildung 5-8: Zusammenhang zwischen den Abkühlkurven, den Gefügen und mechanischen Eigenschaften im dickwandigen Bereich (maßgebende Wandstärke ca. 32 mm).

5.3 Simulation und Temperaturmessung

Die Temperaturmessung in der Schmelze kann mit den verwendeten Thermoelementen (siehe Tabelle 3-I Nr.9 und Nr.10) mit einer Standardabweichung unter 15°C im Bereich der eutektoiden Umwandlung aufgezeichnet werden. Abbildung 5-9 zeigt die Mittelwerte und die Standardabweichungen des Abgusses 3.1 von jeweils vier Messungen. Diese Genauigkeit reicht für aussagekräftige Schlussfolgerungen und der Bestimmung von Randbedingungen für die Simulation aus.

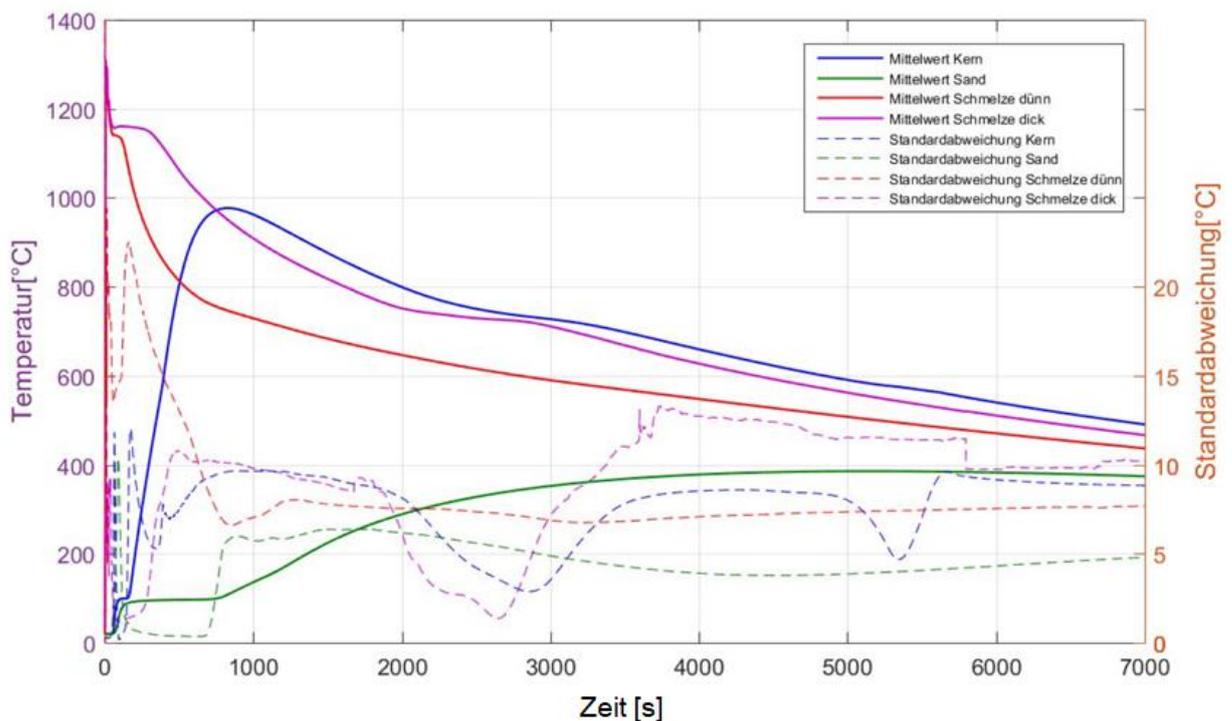


Abbildung 5-9: Mittelwerte aus jeweils 4 Abkühlkurven mit Standardabweichungen vom Abguss 3.1 (Teil 60-63). Die strichlierten Linien stellen die Standardabweichungen dar.

In Abbildung 5-10 sieht man den Vergleich der Abkühlkurven aus einem realen Abguss, der Simulation mit Standardparametern und mit optimierten Randbedingungen. Die Simulation kann den thermischen Belastungszustand des Formstoffs nicht berücksichtigen. Deshalb stimmen die Abkühlkurven nur im Bereich der Erstarrung sehr gut mit der Realität überein. Bei weiterer Abkühlung kann der abnehmende Wärmeübergangskoeffizient nicht simuliert werden und es kommt zu Abweichungen. In Abbildung 5-11 sieht man die Wärmeleitfähigkeit des Formstoffs in Abhängigkeit von der Temperatur. Bei abnehmender Temperatur folgt der Formstoff in der Realität annähernd der roten Linie, da Binderbrücken zerfallen und es lokal zu Spaltbildungen kommt.

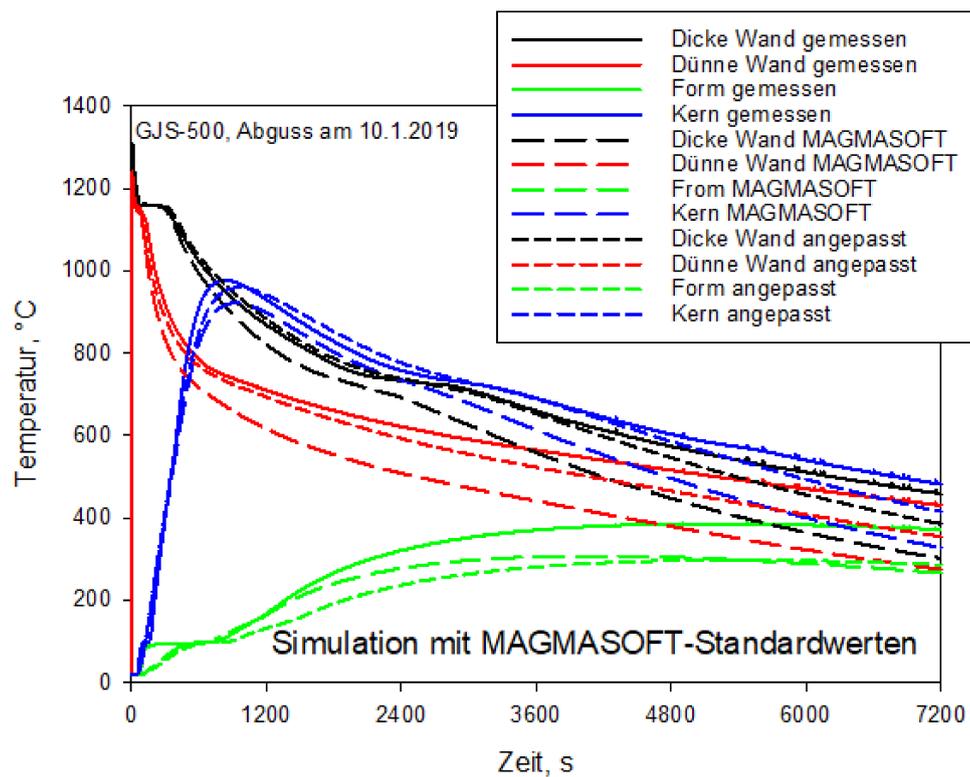


Abbildung 5-10: Vergleich der Abkühlkurve aus einem realen Abguss mit Simulationen

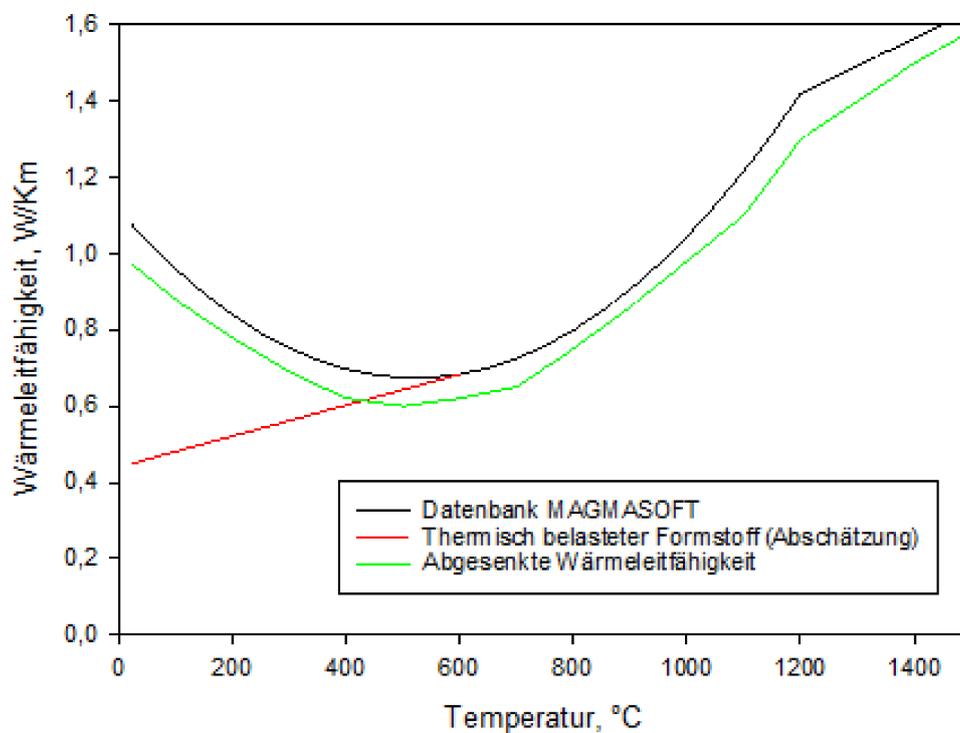


Abbildung 5-11: Wärmeleitfähigkeit des Formstoffs in Abhängigkeit von der Temperatur.

In Abbildung 5-12 ist der Härteverlauf der Simulationen mit Standardparametern und optimierten Parametern mit den realen Abgüssen mit vollen Wasserglaskernen verglichen.

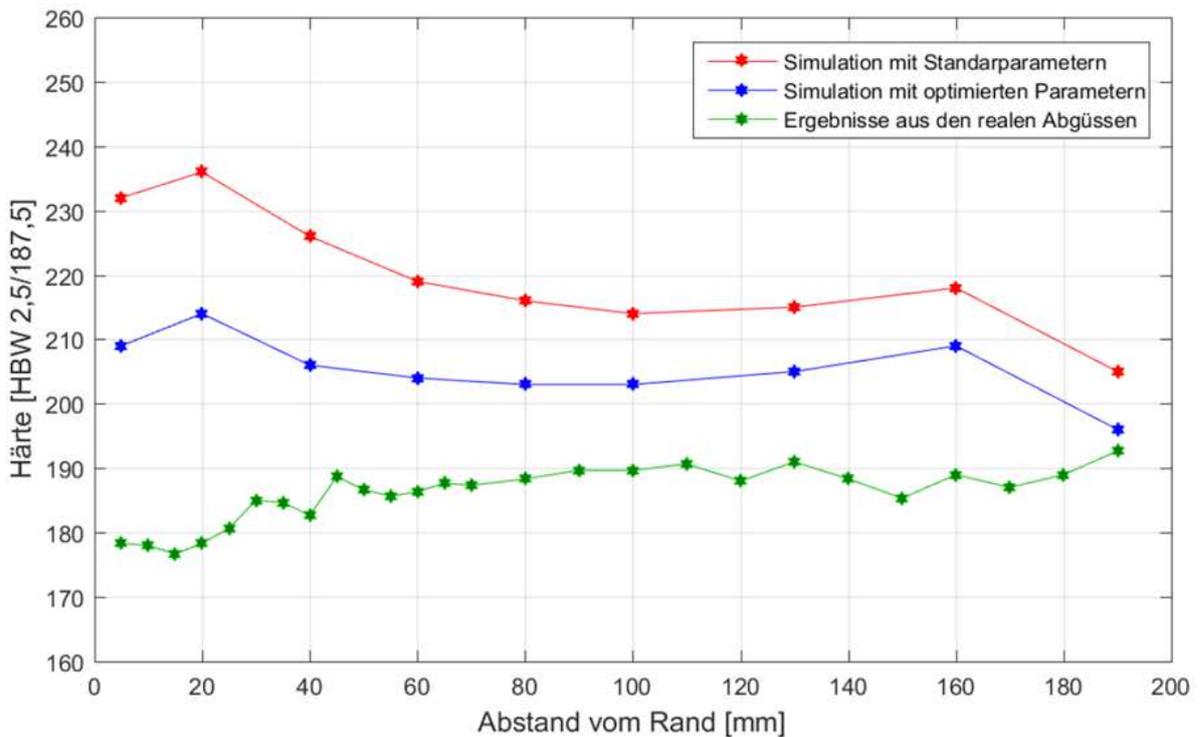


Abbildung 5-12: Härtevergleich zwischen realen Abgüssen mit Wasserglaskern und Simulationen.

Die Abbildungen 5-13 bis 5-16 vergleichen weitere simulierte Eigenschaften mit der Realität. Die dargestellten Werte der Simulation sind Mittelwerte aus definierten Bereichen. Die Werte aus den realen Abgüssen sind Mittelwerte aus drei Abgüssen mit Wasserglaskern.

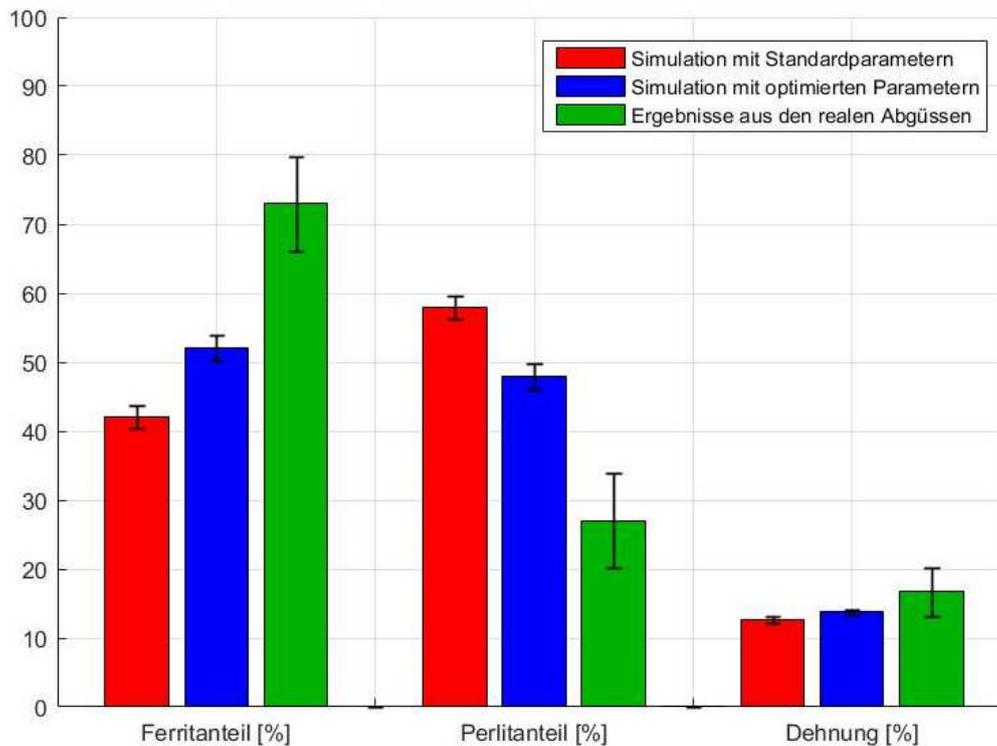


Abbildung 5-13: Ferrit-/ Perlitverhältnis und Dehnung im dünnwandigen Bereich

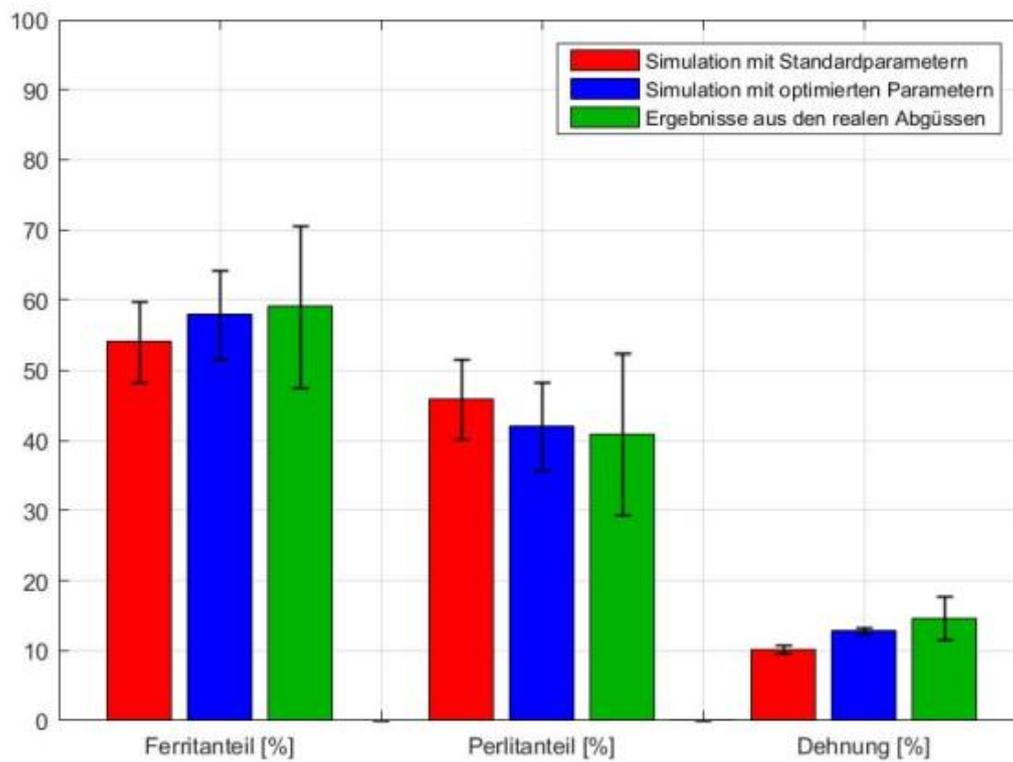


Abbildung 5-14: Ferrit-/ Perlitverhältnis und Dehnung im dickwandigen Bereich

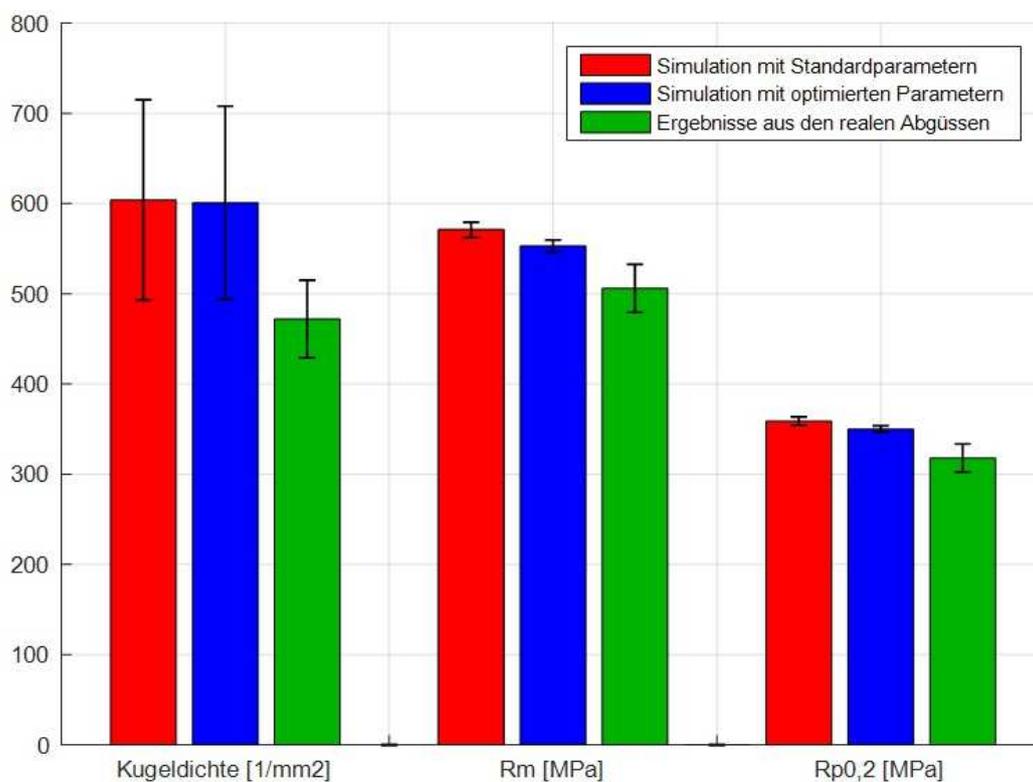


Abbildung 5-15: Kugeldichte und mechanische Eigenschaften im dünnwandigen Bereich

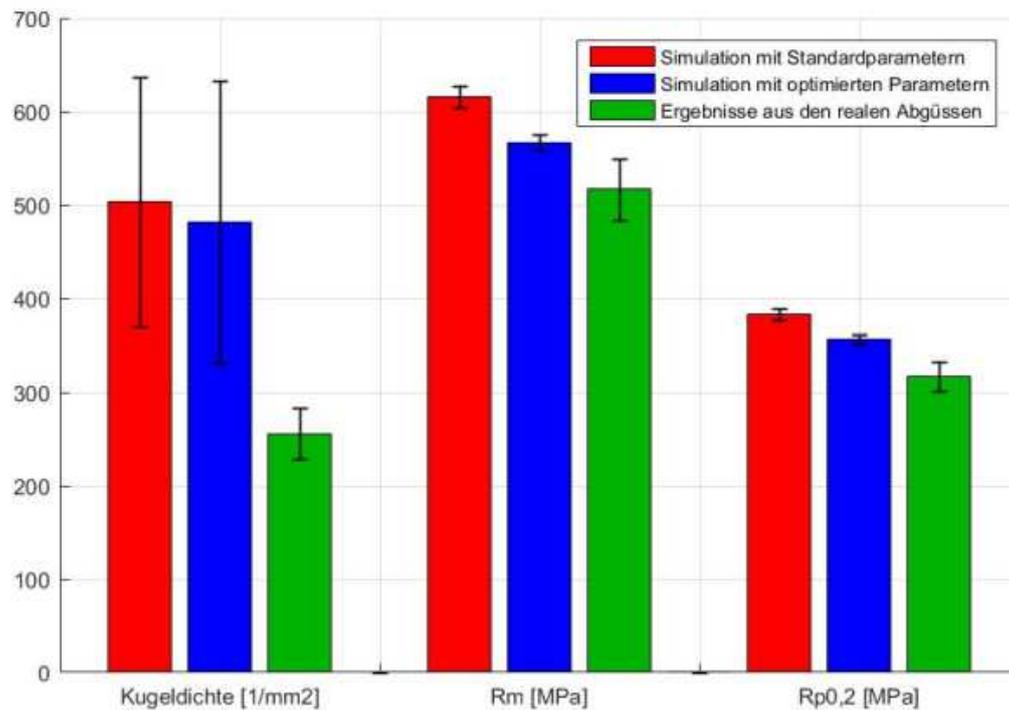


Abbildung 5-16: Kugeldichte und mechanische Eigenschaften im dickwandigen Bereich

Der Impfzustand wurde in der Simulation als sehr gut und die Ausbringung mit 100% angenommen. Dies führt jedoch zu einer zu hohen Kugeldichte und Abweichungen bei den mechanischen Eigenschaften (siehe Abbildungen 5-13 bis 5-16). In weiterer Folge wird der Impfzustand angepasst. Dadurch wird eine bessere Übereinstimmung der Simulation mit der Realität erwartet.

Generell konnte im Rahmen dieser Arbeit gezeigt werden, dass mit dem Einsatz von 3D-gedruckten Kernen und dem Einsatz von einfachen Kühlmaßnahmen die eutektische und eutektoide Umwandlung entkoppelt und voneinander unabhängig gezielt beeinflusst werden können. Dadurch können bestimmte Gefügeeigenschaften lokal ganz gezielt eingestellt werden.

6 Zusammenfassung

Die lokalen Eigenschaften können durch die Verwendung von unterschiedlichen Kernen und Kühlmaßnahmen gezielt beeinflusst werden. Durch hohle Kerne mit geringer Wandstärke kann die Erstarrung verzögert werden. Dadurch wird die Tendenz zur Weißerstarrung minimiert und die Dichte der Grafitkugeln vermindert. Die geringere Kugeldichte und die geringfügig veränderte Abkühlkurve bevorzugen die Bildung von Perlit.

Durch zusätzliche Kühlmaßnahmen wie Luft, Pressluft oder Luft-Wasserkühlung kann die eutektoide Umwandlung signifikant beeinflusst werden. Durch Kühlmaßnahmen ab dem Beginn des Gießvorgangs kann es bei den dünnwandigen Kernen aufgrund von Thermospannungen zu Kernbrüchen und dem Ausfließen von Schmelze kommen. Zusätzlich wird der Kern von Beginn an gekühlt, die Binderbrücken brennen nicht ab und dickwandige Kerne verbleiben im Gussteil. Der Kern wirkt isolierend und die Abkühlung kann nur geringfügig beeinflusst werden.

Die Festigkeit der Kerne wird in der Regel nur bis zum Vorhandensein einer erstarrten Randschale des Gusseisens benötigt. Durch den verzögerten Beginn der Kühlung kann ein Kernbruch und das Ausfließen der Schmelze verhindert werden. Die Kerne sind dadurch längerer Zeit hohen Temperaturen ausgesetzt, organische Binderbrücken brennen ab und der lose Sand kann innerhalb von Sekunden ausgeblasen werden. Deshalb hat das Kühlmedium direkten Kontakt mit der Oberfläche des Gussteils und hohe Abkühlraten können umgesetzt werden.

Bei den Versuchen konnten durch einfache Pressluftkühlung Festigkeitssteigerungen von über 70% erreicht werden. Es wurde z.B. der Werkstoff GJS-500-7 abgegossen und Zugfestigkeiten von 880 MPa bei Dehnungen von 7% im Gusszustand erlangt.

Die Verwendung von 3D-gedruckten Kernen ermöglicht neben der Gestaltungsfreiheit auch Vorteile hinsichtlich der Beeinflussung von lokalen Eigenschaften. Die lokale Beeinflussung der Eigenschaften ohne zusätzliche Wärmebehandlung beinhaltet großes Einsparungspotential bei den Durchlaufzeiten und den Energiekosten.

Die Ausbildung der Gefügeeigenschaften unterliegt vielen Randbedingungen. Dies erschwert die Simulation, kann aber durch Parameterstudien verbessert werden. Die Abkühlung erfolgt in der Simulation tendenziell schneller, da der Zerfall des Binders und die damit verbundene Abnahme der Wärmeleitfähigkeit nicht nachgebildet wird.

7 Literaturverzeichnis

- [1] Bleck, W.: Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis, 3. überarb. Aufl., Mainz, Aachen, 2010, S.76-80.
- [2] Davis, J. R.: Cast irons, ASM specialty handbook, 2nd ed., ASM international, Materials Park, Ohio, 1999.
- [3] Wüller, E.: Einfluss von Legierungselementen auf die Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit, Mönchengladbach, 2015.
- [4] Konstruieren + gießen (1993) Nr. 1/2.
- [5] Herfurth, K.: Gusseisen-kleine Werkstoffkunde eines viel genutzten Eisenwerkstoffs, Solingen, https://www.kug.bdguss.de/fileadmin/content/themen/Gusseisen-kleine_Werkstoffkunde/SD-Gussiesen-1-07.pdf, abgerufen am 10.5.2019.
- [6] Horstmann, D.: Das Zustandsschaubild Eisenkohlenstoff und die Grundlagen der Wärmebehandlung der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute/ Werkstoffausschuss: Bericht, 5., neubearb. Aufl., Bd.180, Stahleisen, Düsseldorf, 1985.
- [7] Hasse, S.: Duktiles Gusseisen, Handbuch für Gusserzeuger und Gussverwender, Schiele & Schön, Berlin, 1996, S.3-92.
- [8] Walton, C. F.: Iron Castings Handbook. s.l.: IRON CASTINGS SOCIETY, INC., 1981.
- [9] Kirchheimer, K.: Optimierung von Eigenschaften und Gefüge moderner mischkristallverfestigter Sphärogusswerkstoffe durch kontrollierte Herstellprozesse, Leoben, 2015.
- [10] Bargel, H.-J.: Werkstoffkunde, 9, Springer, Berlin, 2005.
- [11] Koppensteiner, E.: Weiterbildungsseminar Eisengusstechnologie I, Metallurgie der Eisengusswerkstoffe, ÖGI, Leoben, 2018.
- [12] Heyn, E.: Hütte: Taschenbuch für Eisenhüttenleute, 1.Auflage, Berlin, 1910, S.906.
- [13] Piwowarsky, E.: Gußeisen, 2. Auflage, Springer, Aachen, 1951, S.191-199.
- [14] Wlodawer, R.: Gelenkte Erstarrung von Gußeisen, Dichtspeisung von Gußstücken aus Gußeisen mit Lamellen-, Kugel- und Vermiculargraphit sowie aus Temperguß, geformt in

- Sand, Kokille und kombinierten Sand-Kokillenformen, Unveränd. Nachdr, Gießerei-Verl., Düsseldorf, 1992.
- [15] Hanemann, H. und A. Schrader: Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40).
- [16] Bauer, W.: Graphitmorphologie, Entstehung, Einflussgrößen, Kontrolle, Leoben, 2017, S.1-33.
- [17] ASM Specialty Handbook: Cast Irons, Kapitel: Solidification Characteristics of Cast Iron, S. 16-30.
- [18] Ruxanda, R., etal.: On the Eutectic Solidification of Spheroidal Graphit Iron: An Experimental and Mathematical Approach.
- [19] Köchling, H und O. Liesenberg: Stahlguß- und Gußeisenlegierungen, mit 56 Tabellen, 1. Aufl., Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, Leipzig, 2001.
- [20] Clemens, H.: Übungsskriptum für Metallkunde, MU Leoben, Leoben.
- [21] Koppensteiner, E.: Weiterbildungsseminar Eisengusstechnologie I, Werkstoffkunde, Leoben, 2018.
- [22] Hasse, S.: Gefüge der Gusseisenlegierungen, Schiele & Schön, Berlin, 2008.
- [23] Hasse, S.: Einbringen von Legierungselementen in Gußeisen, Giesserei-Praxis, 2004, S.8.
- [24] Neumann, F.: Gieß.techn. wiss. Beih.11, 1959.
- [25] Neumann, F.: Gießerei 47, 1960.
- [26] Oldfield, W.: BCIRA 10, 1962.
- [27] Löhberg, K. und P. Schöndorf: Gieß.techn. wiss. Beih.17, 1965.
- [28] Davis, J. R. und S. D., Henry: Cast irons, ASM specialty handbook, 2nd printing, ASM international, Materials Park, Ohio, 1999, S.33.
- [29] Patterson, W.: Der Werkstoff Gusseisen. In: Handbuch der Gießereitechnik, Bd.1, Teil 2, Springer-Verlag, Berlin/Göttingen/Heidelberg, 1960.
- [30] Draphal, S.: Gieß. Techn. Wiss. Beih 15, 1963.
- [31] Boyles, A.: The structure of cast iron Amer. Soc. Metals, Ohio, 1947.
- [32] Röhrig, K. und D. Wolters: Legiertes Gußeisen Bd. 1, Gießerei-Verlag GmbH., Düsseldorf, 1970.
- [33] Röhrig, K. und W. Farihurst: ZTU-Schaubilder, Gießerei-Verlag Düsseldorf, 1979.

- [34] Motz, J.M.: VDI-Bericht Nr. 469, 1983.
- [35] Müller, J. und W. Siefer: Gießereiforschung 42, Nr. 1, 1990, S.19-35.
- [36] Shea.M. M.: AFS Transactions 86 (1978), S. 7-12.
- [37] Askeland. D. und R. Gupta: AFS Transactions 81 (1973), S. 313-320.
- [38] Lalich, M. und C. R. Loper jr.: AFS Transactions 81 (1973), S. 238-244.
- [39] Watmought, T. und A. Hieber: AFS Transactions 88 (1990), S.353-362.
- [40] Lepand, H., U. Komp und H. Jahnkow: Gießerei-Praxis (1978) Nr. 5, S. 59-64.
- [41] Mayer, H. und F. Hämmerli: Giesserei 58 Nr. 17, S502-508, , 1971, S.502-508.
- [42] DIN EN ISO 945-1:2018-05, Mikrostruktur von Gusseisen_ - Teil_1: Graphitklassifizierung durch visuelle Auswertung (ISO_945-1:2017); Deutsche Fassung EN_ISO_945-1:2018, Berlin.
- [43] Lux B., Minkoff I. und F. Mollard: The Metallurgy of Cast Iron, Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron, Geneva Switzerland, May 29-31,1974, Georgi Publishing Company, St. Saphorin, Switzerland, 1975.
- [44] Herfurth, K.: Eine Theorie aus Freiberg über die Ursachen für die verschiedenen Graphitkristallformen in Gusseisen, Giesserei-Rundschau 51, Heft 3/4, 2004, S.61-63.
- [45] Lux, B.: Zur Theorie der Bildung von Kugelgraphit in Gußeisen, Teil 1. Experimentelle Beobachtungen zur Kugelgraphitbildung beim Erstarren von Gußeisenschmelzen , Giesserei-Forschung, 22, Heft 2, 1970, S.65-80.
- [46] Lux, B.: Zur Theorie der Bildung von Kugelgraphit in Gußeisen, Teil 2. Theoretische deutung der experimentiellen Beobachtungen, Giesserei-Forschung, 22, Heft 4, 1970, S.161-178.
- [47] Bartels, Ch., Gerhards, R., Hanselka, H. und K. Herfurth: Konstruieren und Gißen 32 (2007) Nr.2, Gusseisen mit Kugelgraphit, 2007.
- [48] Piwowarsky E.: Hochwertiges Gusseisen, Springer-Verlag, Berlin/ Göttingen/ Heidelberg, 1953.
- [49] ÖNORM EN-1563, Ausgabe: 2012-03-01, Gießereiwesen - Gusseisen mit Kugelgraphit.
- [50] Deike, R., Engels, A., Hauptvogel, F., Henke, P. Röhrig, K., Siefer, W., Wernig, H. und D. Wolters: Gusseisen mit Lamellengraphit, Herstellung-Eigenschaften-Anwendung, BDG, Düsseldorf.

- [51] ÖNORM EN-1561, Ausgabe: 2011-12-01, Gießereiwesen - Gusseisen mit Lamellengraphit.
- [52] Kempers, H.: Gießerei 53 Nr. 1, 1966, S.13-19.
- [53] Bauer, W.: Werkstofftechnik des Gußeisens, ÖGI-Seminar, 1993.
- [54] Nechtelberger, E.: Gußeisenwerkstoffe, Schiele & Schön, Berlin, 1977.
- [55] Gallowy, C. D.: Iron Age 166 Nr.5, 1950, S.75-78.
- [56] Timmerbeil, H.: Dt. Übersetzung von "Malleable Iron Castings", Malleable Founders Society, Cleveland, Ohio, Gießerei-Verlag, Düsseldorf, 1961.
- [57] Ramakrishnan, R., Griebel, B., Günther, D., Günther, J. und W. Volk: Prozessentwicklung für das 3D-Drucken mit anorganischen Formstoffsystemen, Gießereirundschau 61 (2014), Wien, 2014, S.152-161.
- [58] Erderer, I.: Werkzeuglose Formherstellung mittels 3D-Drucktechnologie, Giesserei-Praxis (2004), 2004, S.407-410.
- [59] VDI: Generative Fertigungsverfahren Rapid-Technologien (Rapid Prototyping) Grundlagen, Begriffe, Qualitätskenngrößen, Liefervereinbarungen, Berlin, 2009 (3404).
- [60] Höchsmann, R.: Wie das 3D- Druckverfahren Gießereiprozesse Revolutionierte, Gießerei. Die Zeitschrift für Technik, Innovation und Management 100 (2013), Nr.:11, 2013, S.407-410.
- [61] Höchsmann R.: Perspektiven 3D-Druck: Auf dem Sprung in die Serienfertigung. Gießerei. Die Zeitschrift für Technik, Innovation und Management 101 (2014), Nr.:03, 2014, S.26.
- [62] Se'gaud, J.-M.: Vision 2025 - 3D-Drucken von Kernen. Gießerei. Die Zeitschrift für Technik, Innovation und Management 101 (2014), Nr.:03, 2014, S.24-25.
- [63] Innovativer 3-D-Druck in Gießereien, Gießerei 101 10/2014, https://www.kug.bdguss.de/fileadmin/content/themen/Innovativer_3-D-Druck_in_Giessereien/G-10-14-S74-77-PDF.pdf, abgerufen am: 04.06.2019.
- [64] Berger, U., Hartmann, A. und D. Schmid: Additive Fertigungsverfahren: Rapid Prototyping, Rapid Tooling, Rapid Manufacturing, 1. Auflage, Haangruiten: Europa Lehrmittel, 2013.
- [65] Das müssen Gießereien über den 3D-Druck wissen, <https://www.voxeljet.com/de/unternehmen/news/das-muessen-giessereien-ueber-den-3d-druck-wissen/>, abgerufen am: 04.06.2019.

- [66] Rio Tinto iron & Titanium Inc. (Hrsg.): Gusseisen mit Kugelgraphit, Das Wichtigste über Anschnitt und Speisertechnik, Montreal, 2002.
- [67] Karsay S.I.: Gusseisen mit Kugelgraphit III, Anschnitt und Speisertechnik, QIT-Fer et Titane Inc., Dreieich, 1981.
- [68] Pederson, K.M. und N. Tiedje: Temperature measurement during solidification of high wall ductile cast iron, Measurement 41, 2008.
- [69] Michalski, L., Eckersdorf, K., Kucharski J. und McGhee, J.: Temperature Measurement, John Wiley & Sons, Chichester, 2001.
- [70] Feldmann, C.: Thermoelemente, In.iuk.fh-dortmund.de, abgerufen am 2019.
- [71] Ellingham Diagrams, http://web.mit.edu/2.813/www/readings/Ellingham_diagrams.pdf, abgerufen am: 01.06.2019.
- [72] Campbell, J.: Castings, second ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 2003, S.9 und 156–160.
- [73] Larsen, P. und N. Tiedje: The 66th World Foundry Congress, Istanbul, Turkey, September, 2004, Foundrymen's Association of Turkey, Paper 44, 2004, S.223–234.
- [74] VDG, B.-R.: Thermische Analyse von Gusseisenschmelzen, P350, 2009.
- [75] Skriptum zur Übung Gießereikunde: Lehrstuhl für Gießereikunde, Grauguss_SS18, Leoben, 2018.
- [76] ÖNORM EN ISO 439:210 (D), Ausgabe: 2010-06-01, Stahl und Eisen — Bestimmung des Gesamtsiliziumgehaltes - Gravimetrisches Verfahren.
- [77] ÖNORM EN ISO 15350:2010(D), Ausgabe: 2010-06-01, Stahl und Eisen — Bestimmung der Gesamtgehalte an Kohlenstoff und Schwefel - Infrarotabsorptionsverfahren nach Verbrennung in einem Induktionsofen (Standardverfahren).
- [78] Weiterbildungsseminar Gießereitechnologie, Modul III, Werkstoffprüfung I, Härteprüfung, Leoben, 2015.
- [79] EN ISO 6506-1:2014: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Brinell - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6506-1:2014); Deutsche Fassung EN ISO 6506-1:2014.
- [80] DIN EN ISO 6892-1: 2009-12, Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2009); Deutsche Fassung EN ISO 6892-1:2009.

[81] Weiterbildungsseminar Gießereitechnologie, Modul III, Werkstoffprüfung I, Metallographie-Einleitung, Leoben, 2015.

[82] Weiterbildungsseminar Gießereitechnologie, Modul III, Werkstoffprüfung I, Metallographie-Probenpräparation, Leoben, 2015.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Darstellung der Gefügeausbildungen und Eigenschaften der Eisen-Kohlenstoff-Werkstoffe, aus [4].2

Abbildung 2-2: Eisen-Kohlenstoffdiagramm, Phasendiagramm. Die gestrichelten Linien beschreiben das stabile Fe-C Diagramm, aus [11].4

Abbildung 2-3: Brinellhärte und Zugfestigkeit in Abhängigkeit vom Sättigungsgrad, aus [13].5

Abbildung 2-4: Gekoppelter Erstarrungsverlauf von untereutektischem Grauguss, aus [16, 17]......6

Abbildung 2-5: Entkoppelte Erstarrung einer Schmelze aus GJS, aus [16, 18].7

Abbildung 2-6: Kubisch raumzentrierte Elementarzelle des Ferrits und kubisch flächenzentrierte Elementarzelle des Austenits. Die schwarzen Kugeln symbolisieren die Kohlenstoffatome, aus [21].8

Abbildung 2-7: Ablauf der Perlitbildung, aus [21].9

Abbildung 2-8: Mechanische Eigenschaften von GJS in Abhängigkeit vom Perlitgehalt, aus [23]......9

Abbildung 2-9: Eisen-Kohlenstoff-Silicium-Diagramm mit 2,5% Silicium, aus [28]...... 11

Abbildung 2-10: Auswirkung von Legierungselemente auf die eutektischen Temperaturen, aus [11]...... 11

Abbildung 2-11: Schematische isothermes ZTU-Schaubild für GJS, aus [7, 33]. 12

Abbildung 2-12: Grafitform und Grafitanordnung der Form I, aus [11, 42]. 14

Abbildung 2-13: Die möglichen Wachstumsrichtungen des Grafitkristalls, aus [16, 17]...... 15

Abbildung 2-14: Die Auswirkungen der Zusammensetzungen der verschiedenen Schmelzen auf die Wachstumsgeschwindigkeiten, aus [16, 45, 46]. 16

Abbildung 2-15: Grenzflächenspannungen von Mg, Ce, Bi, Sb, und S legierten Schmelzen, aus [16]. 16

Abbildung 2-16: Kerbwirkung von lammellenförmigem Grafit (oben) und kugelförmigem Grafit (unten), aus [47].....	17
Abbildung 2-17: Streckgrenze und Dehnung in Abhängigkeit von den Gefügebestandteilen für Gusseisen mit Kugelgraphit, aus [7].....	18
Abbildung 2-18: Grundlegende Zusammenhänge zwischen Festigkeits- und Dehnungseigenschaften, aus [7].	18
Abbildung 2-19: Wärmetransport in Stahl, Sphäroguss und Grauguss, aus [7, 52].	19
Abbildung 2-20: Linearer Ausdehnungskoeffizient für Stahl, Sphäroguss und Grauguss, aus [7, 53, 54].	20
Abbildung 2-21: Dämpfungsverhalten von GJL, GJS und Stahl, aus [50].	20
Abbildung 2-22: Prozessschritte des 3D-Sanddruckers, aus [57, 64].	21
Abbildung 3-1: CAD-Aufnahme des Prüfkörpers.	23
Abbildung 3-2: Hauptmaße des Prüfkörpers.	23
Abbildung 3-3: Kühlwirkung der Kerne in Abhängigkeit vom Durchmesser Verhältnis zum Gussstück, aus [66].	24
Abbildung 3-4: CAD-Bild und Foto des verwendeten Gießsystem.....	25
Abbildung 3-5: Simulation vor Optimierung	26
Abbildung 3-6: Simulation nach Optimierung	26
Abbildung 3-7: Wasserglas-Kern voll.	27
Abbildung 3-8: gedruckter Kern W=15mm.	27
Abbildung 3-9: gedruckter Kern W=5mm	28
Abbildung 3-10: gedruckter Kern voll	28
Abbildung 3-11: Schematischer Ablauf zur Herstellung von Sphäroguss.	29
Abbildung 3-12: Formeinrichtungen für die Versuchsabgüsse.....	30
Abbildung 3-13: Verwendeter Kernkasten.	30
Abbildung 3-14: Handformen am ÖGI.	30
Abbildung 3-15: Schematische Darstellung der Temperaturmessung in einer Schmelze, aus [68].	32
Abbildung 3-16: Leiterschleife zur Temperaturmessung, aus [68].	33

Abbildung 3-17: Verfälschung der Messung durch Penetration der Schmelze, aus [68]. ...	34
Abbildung 3-18: Typische Temperaturkurve, aus [68].	35
Abbildung 3-19: Die Auflösung der Thermodrähte führt zu einem besseren Ansprechverhalten, aus [68].	35
Abbildung 3-20: Messverstärker von Gantner Instruments und Laptop mit Software SignaSoft 6000.	37
Abbildung 3-21: Versuchsaufbau Typ A.	38
Abbildung 3-22: Versuchsaufbau Typ B.	38
Abbildung 3-23: Versuchsaufbau Typ C.	39
Abbildung 3-24: Versuchsaufbau für Abguss Nr. 3.1 mit vollen Wasserglaskernen.	41
Abbildung 3-25: Versuchsaufbau für Abguss Nr. 3.2 mit 3D-gedruckten Kernen.	41
Abbildung 3-26: Versuchsaufbau für Abguss Nr. 3.3 mit 3D-gedruckten Kernen und Luftkühlung ab Beginn des Gießens.	42
Abbildung 3-27: Versuchsaufbau für Abguss Nr. 3.4 mit 3D-gedruckten Kernen und Luftkühlung ab dem Ende der Erstarrung.	42
Abbildung 3-28: Probenentnahme aus dem Prüfkörper.	43
Abbildung 3-29: Schematische Darstellung der Prüfkugel, die mit definierter Kraft einen Eindruck in der Oberfläche des Prüfkörpers erzeugt, aus [78].	46
Abbildung 3-30: Der mittlere Durchmesser des Eindruckes ergibt sich aus d_1 und d_2 , aus [79].	46
Abbildung 3-31: Geometrie einer Zugprobe aus GJS, aus [49].	47
Abbildung 4-1: Einschlüsse aufgrund eines Filterbruchs am Beispiel von Teil 9.	49
Abbildung 4-2: Gutes Gussstück am Beispiel von Teil 83.	50
Abbildung 4-3: Der Kern ist im Teil 92 und Teil 93 durchgebrochen.	50
Abbildung 4-4: Schliff T60-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.	53
Abbildung 4-5: Schliff T60-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.	53
Abbildung 4-6: Schliff T80-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.	53

Abbildung 4-7: Schliff T80-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....	54
Abbildung 4-8: Schliff T83-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....	54
Abbildung 4-9: Schliff T83-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....	54
Abbildung 4-10: Schliff T90 S1 dünnwandig und T90-S2 dickwandig, mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes und rechtes Bild: geätzt. Mg-Behandlung hat fehlgeschlagen!	55
Abbildung 4-11: Schliff T91 S1 dünnwandig und T91-S2 dickwandig, mit hohlem Phenolharzkern mit Wandstärke 15mm und Luftkühlung ab Beginn des Gießvorgangs, linkes und rechtes Bild: geätzt. Mg-Behandlung hat fehlgeschlagen!	55
Abbildung 4-12: Schliff T100-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....	55
Abbildung 4-13: Schliff T100-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....	56
Abbildung 4-14: Schliff T101-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 15mm, Luftkühlung von dünn nach dick nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....	56
Abbildung 4-15: Schliff T101-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 15mm, Luftkühlung von dünn nach dick nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....	56
Abbildung 4-16: Schliff T102-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luftkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....	57
Abbildung 4-17: Schliff T102-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luftkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....	57

- Abbildung 4-18:** Schliff T103-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luftkühlung von dünn nach dick nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....57
- Abbildung 4-19:** Schliff T103-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luftkühlung von dünn nach dick nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....58
- Abbildung 4-20:** Schliff T110-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....58
- Abbildung 4-21:** Schliff T110-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit vollem Wasserglaskern ohne Kühlung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....58
- Abbildung 4-22:** Schliff T111-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 15mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....59
- Abbildung 4-23:** Schliff T111-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 15mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....59
- Abbildung 4-24:** Schliff T112-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....59
- Abbildung 4-25:** Schliff T112-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....60
- Abbildung 4-26:** Schliff T113-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luft- Wasserkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.....60
- Abbildung 4-27:** Schliff T113-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luft- Wasserkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, stark vergrößert, Bild: geätzt.....60
- Abbildung 4-28:** Schliff T113-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luft- Wasserkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, ca. 3mm von der gekühlten Oberfläche entfernt aufgenommen (Martensit mit Restaustenit), linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.61

- Abbildung 4-29:** Schliff T113-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Luft- Wasserkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung links: ca. 8mm und rechts: ca. 15mm von der gekühlten Oberfläche entfernt aufgenommen, beide Bilder geätzt.61
- Abbildung 4-30:** Schliff T122-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.61
- Abbildung 4-31:** Schliff T122-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Entlüftung des Kerns zur Atmosphäre, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.62
- Abbildung 4-32:** Schliff T123-S1, dünnwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Pressluftkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.62
- Abbildung 4-33:** Schliff T123-S2, dickwandiger Bauteilbereich mit hohlem Phenolharzkern, Wandstärke 5mm, Pressluftkühlung von dick nach dünn nach der Erstarrung, linkes Bild: ungeätzt, rechtes Bild: geätzt.62
- Abbildung 4-34:** Abkühlkurven vom Abguss 3.1 (Teil 60-63) mit 4 Wasserglaskernen ohne Kühlung.63
- Abbildung 4-35:** Abkühlkurven vom Abguss 3.2 (Teil 80-83) mit unterschiedlichen Kernen und ohne zusätzliche Kühlmaßnahmen.64
- Abbildung 4-36:** Abkühlkurven vom Abguss 3.3 (Teil 90-93) mit unterschiedlichen Kernen und Luftkühlung ab Beginn des Gießvorgangs. Kerne von Teil 92 und 93 sind durchgebrochen aufgrund des Thermoschocks.65
- Abbildung 4-37:** Abkühlkurven vom Abguss 3.4 (Teil 100-103) mit unterschiedlichen Kernen und Luftkühlung nach der Erstarrung.66
- Abbildung 4-38:** Abkühlkurven vom Abguss 3.5 (Teil 110-113) mit unterschiedlichen Kernen und mit Öffnung zur Atmosphäre und Teil 113 mit Luft-Wasserkühlung. Die Luft-Wasserkühlung wurde nach ca. 800 Sekunden kurz ausgesetzt.66
- Abbildung 4-39:** Abkühlkurven vom Abguss 3.6 (Teil 122-123) mit hohlen Kernen und Öffnung zur Atmosphäre und Teil 123 mit Pressluftkühlung. Die Schmelze hat das Thermolement im Kern von Teil 122 erreicht, dadurch stimmt die aufgezeichnete Kerntemperatur nicht.....67

Abbildung 4-40: Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung vom Abguss 3.1 (Teil 60-63).	68
Abbildung 4-41: Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung vom Abguss 3.2 (Teil 80-83) ohne zusätzliche Kühlmaßnahmen.	69
Abbildung 4-42: Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung vom Abguss 3.4 (Teil 100-103) mit Luftkühlung nach der Erstarrung der Schmelze.	69
Abbildung 4-43: Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung vom Abguss 3.5 (Teil 110-113) mit Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre (GJS-400-15).....	70
Abbildung 4-44: Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung vom Abguss 3.6 (Teil 122-123) mit Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre und Pressluftkühlung nach der Erstarrung der Schmelze.....	71
Abbildung 4-45: Brinellhärte von Abguss 3.1 Teil 60.	72
Abbildung 4-46: Brinellhärte von Abguss 3.2 Teil 80 mit Wasserglaskern und Teil 83 mit hohlem Kern mit Wandstärke 5mm ohne zusätzlicher Kühlmaßnahme.	73
Abbildung 4-47: Härteverlauf von Abguss 3.4 (Teil 100-103) mit Luftkühlung nach der Erstarrung der Schmelze.....	73
Abbildung 4-48: Härteverlauf von Abguss 3.5 (Teil 110-113) mit Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre. Bei Teil 113 wurde zusätzlich mit einem Luft-Wassergemisch gekühlt.	74
Abbildung 4-49: Härteverlauf von Abguss 3.5 (Teil 110-113) mit Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre. Bei Teil 113 wurde zusätzlich mit einem Luft-Wassergemisch von dick nach dünnwandig gekühlt.	75
Abbildung 4-50: Härteverlauf von Abguss 3.6 (Teil 122-123) mit Öffnung der Kernbohrung zur Atmosphäre. Bei Teil 123 wurde mit Pressluft gekühlt.	75
Abbildung 5-1: Verzögerte Erstarrung durch hohle Kerne.	76
Abbildung 5-2: Auswirkungen der unterschiedlichen Kühlmaßnahmen auf die Abkühlkurven im dickwandigen Bauteilbereich (maßgebende Wandstärke 32 mm).	77
Abbildung 5-3: Auswirkungen der unterschiedlichen Kühlmaßnahmen auf die Abkühlkurven im dünnwandigen Bauteilbereich (maßgebende Wandstärke ca. 10 mm).	77
Abbildung 5-4: Die Binder in den Kernen brennen ab.....	78

Abbildung 5-5: Die Kerne wurden vollständig ausgeblasen und es konnte an der blanken Gusseisenoberfläche gekühlt werden.78

Abbildung 5-6: Einfluss der Luftkühlung auf das Gefüge bei Variation der Wandstärke der Kerne und der Einblasrichtung.79

Abbildung 5-7: Zusammenhang zwischen den Abkühlkurven, den Gefügen und mechanischen Eigenschaften im dünnwandigen Bereich (maßgebende Wandstärke ca. 10 mm).80

Abbildung 5-8: Zusammenhang zwischen den Abkühlkurven, den Gefügen und mechanischen Eigenschaften im dickwandigen Bereich (maßgebende Wandstärke ca. 32 mm).81

Abbildung 5-9: Mittelwerte aus jeweils 4 Abkühlkurven mit Standardabweichungen vom Abguss 3.1 (Teil 60-63). Die strichlierten Linien stellen die Standardabweichungen dar.....82

Abbildung 5-10: Vergleich der Abkühlkurve aus einem realen Abguss mit Simulationen83

Abbildung 5-11: Wärmeleitfähigkeit des Formstoffs in Abhängigkeit von der Temperatur...83

Abbildung 5-12: Härtevergleich zwischen realen Abgüssen mit Wasserglaskern und Simulationen.....84

Abbildung 5-13: Ferrit-/ Perlitverhältnis und Dehnung im dünnwandigen Bereich84

Abbildung 5-14: Ferrit-/ Perlitverhältnis und Dehnung im dickwandigen Bereich.....85

Abbildung 5-15: Kugeldichte und mechanische Eigenschaften im dünnwandigen Bereich .85

Abbildung 5-16: Kugeldichte und mechanische Eigenschaften im dickwandigen Bereich...86

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-I: Werkstoffgruppen der Gusseisenfamilie [5].....	3
Tabelle 2-II: Gefügebildende Vorgänge bei Gusseisenlegierungen, aus [19].	10
Tabelle 3-I: Details des berechneten und des schlussendlich verwendeten Gießsystems. ...	25
Tabelle 3-II: Details der verwendeten Kerne.	27
Tabelle 3-III: Details der Abgüsse für die ersten Vorversuche.	31
Tabelle 3-IV: Verwendete Thermoelemente	36
Tabelle 3-V: Abgüsse für die zweiten Vorversuche zum Testen der Thermoelemente.....	39
Tabelle 3-VI: Hauptversuche mit unterschiedlichen Kernen und Kühlmaßnahmen.	40
Tabelle 3-VII: Chemische Zusammensetzung von den Abgüssen der Hauptversuchsreihe 3.	45
Tabelle 4-I: Grafitbeurteilung nach EN ISO 945 der Abgüsse 3.1 bis 3.4	51
Tabelle 0-I: Schmelzeblatt vom Abguss 3.1.	103
Tabelle 0-II: Schmelzeblatt vom Abguss 3.2.	104
Tabelle 0-III: Schmelzeblatt vom Abguss 3.3.	105
Tabelle 0-IV: Schmelzeblatt vom Abguss 3.4.....	106
Tabelle 0-V: Schmelzeblatt vom Abguss 3.5.....	107
Tabelle 0-VI: Schmelzeblatt vom Abguss 3.6.....	108

GJS-500-7		Schmelze Nr.: 19-4-404						vom: 06.02.2019		kg: 50		57 600									
Material/Nr.	Chemische Zusammensetzung, Materialien [%]							Einsatz		Chemische Zusammensetzung, Schmelze [%]							Sc	Zeit	Temp. °C		
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	%	kg	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg					
Kreislaufmaterial 16-3-347	3,34	3,46	0,17	0,014	0,010	0,06		15,00	7,50	0,50	0,52	0,03	0,002	0,002	0,01	0,000					
Roheisen Giba ALT !!!	3,92	0,22	0,04	0,072	0,020	0,00		36,00	18,00	1,41	0,08	0,01	0,026	0,007	0,00	0,000					
TRM_RE	3,79	2,83	0,57	0,110	0,008	0,00		0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
Reineisen G4	0,01	0,00	0,04	0,004	0,003	0,01		45,00	22,50	0,00	0,00	0,02	0,002	0,001	0,00	0,000					
FeSi75		75,00						1,20	0,60	0,00	0,90	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
FeMn	6,70	0,03	73,00					0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
Kupfer							100,00	0,43	0,22	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,43	0,000					
Graphit	100							1,90	0,95	1,90	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
								99,53	49,77	3,82	1,50	0,06	0,030	0,010	0,44	0,00		1,012			
Vorprobe QCTe																					
Spektrometerprobe																					
Korrigieren auf										3,85	1,55										
Korrektur Graphit	100									0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
Korrektur FeSi75		75,00								0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
Überhitzen auf 1500 °C																					
Tauchen Elmag		47,80					6,0200	1,2	0,600	0,00	0,57	0,00	0,000	0,000	0,00	0,072					
B. Abstich Impfen mit VP216 und Einrühren		69,70						0,4	0,200	0,00	0,28	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
										3,85	2,40	0,06	0,030	0,01	0,44	0,07		1,100			
Sollzusammensetzung										3,65	2,30	< 0,2	0,034		0,45			1,034			
Istzusammensetzung										3,61	2,31	0,06	0,026	0,005	0,44	0,04		1,023			
Gießtemperatur messen										Mit Gießstrahlimpfung											
Gießbeginn																					
Proben		Pr. Nr.	Pr. Nr.	Pr. Nr.	Pr. Nr.	Bemerkungen															
Spektrometerprobe						TA 1: % C = 3,38 TE = 1128 % Si TA Rechnung = 1,37 => 0,24 kg C und 0,12 kg FeSi75															
Gussteil						TA 2: EuUp = 1159 EuLo = 1154 => dT = 5															
Gussteil						TA 3: % C = xxx TE = xxxx % Si TA Rechnung = xxx => xxx kg C und xxx kg FeSi75															
Y2		897				Rp 315 Rm 517 A5 15.1; HBW10/3000 xxx/xxx/xxx															
						Schliffe:															
Gießende																					

Tabelle 0-II: Schmelzeblatt vom Abguss 3.2.

GJS-500-7	Schmelze Nr.: 19-4-405	vom: 19.02.2019	kg: 50	57 600																					
Material/Nr.	Chemische Zusammensetzung, Materialien [%]							Einsatz		Chemische Zusammensetzung, Schmelze [%]							Sc	Zeit	Temp.						
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	%	kg	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg							°C		
Kreislaufmaterial 16-3-347	3,34	3,46	0,17	0,014	0,010	0,06		15,00	7,50	0,50	0,52	0,03	0,002	0,002	0,01	0,000									
Roheisen Giba ALT !!!	3,92	0,22	0,04	0,072	0,020	0,00		36,00	18,00	1,41	0,08	0,01	0,026	0,007	0,00	0,000									
TRM_RE	3,79	2,83	0,57	0,110	0,008	0,00		0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000									
Reineisen G4	0,01	0,00	0,04	0,004	0,003	0,01		45,00	22,50	0,00	0,00	0,02	0,002	0,001	0,00	0,000									
FeSi75		75,00						1,20	0,60	0,00	0,90	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000									
FeMn	6,70	0,03	73,00					0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000									
Kupfer							100,00	0,54	0,27	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,54	0,000									
Graphit	100							1,90	0,95	1,90	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000									
								99,64	49,82	3,82	1,50	0,06	0,030	0,010	0,55	0,00						1,012			
Vorprobe QCTe																									
Spektrometerprobe																									
Korrigieren auf										3,85	1,55														
Korrektur Graphit	100							0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000									
Korrektur FeSi75		75,00						0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000									
Überhitzen auf 1500 °C																									
Tauchen Elmag vor TA !!! => Mg < 0,04		47,80					6,0200	1,2	0,600	0,00	0,57	0,00	0,000	0,000	0,00	0,072									
B. Abstich Impfen mit VP216 und Einrühren		69,70						0,4	0,200	0,00	0,28	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000									
Sollzusammensetzung										3,85	2,40	0,06	0,030	0,01	0,55	0,07						1,100			
Istzusammensetzung										3,65	2,30	< 0,2	0,034		0,55							1,034			
Gießtemperatur messen										3,56	2,18	0,05	0,033	0,008	0,57	0,01						0,998			
Gießbeginn										Mit Gießstrahlimpfung															
Proben		Pr. Nr.	Pr. Nr.	Pr. Nr.	Pr. Nr.	Bemerkungen																			
Spektrometerprobe						TA 1: % C = 3,86 TE = 1142 % Si TA Rechnung = ??? => 0,05 kg C und 0,10 kg FeSi75																			
Gussteil						TA 2: EuUp = 1162 EuLo = 1159 => dT = 3																			
Gussteil						TA 3: % C = 3,56 TE = 1115 % Si TA Rechnung = 2,19																			
Y2		898																							
Gießende																									

Tabelle 0-III: Schmelzeblatt vom Abguss 3.3.

GJS-500-7	Schmelze Nr.: 19-4-406		vom: 04.03.2019		kg: 50		57 600													
Material/Nr.	Chemische Zusammensetzung, Materialien [%]							Einsatz		Chemische Zusammensetzung, Schmelze [%]							Sc	Zeit	Temp. °C	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	%	kg	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg				
Kreislaufmaterial 16-3-347	3,34	3,46	0,17	0,014	0,010	0,06		15,00	7,50	0,50	0,52	0,03	0,002	0,002	0,01	0,000				
Roheisen Giba ALT !!!	3,92	0,22	0,04	0,072	0,020	0,00		36,00	18,00	1,41	0,08	0,01	0,026	0,007	0,00	0,000				
TRM_RE	3,79	2,83	0,57	0,110	0,008	0,00		0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
Reineisen G4	0,01	0,00	0,04	0,004	0,003	0,01		45,00	22,50	0,00	0,00	0,02	0,002	0,001	0,00	0,000				
FeSi75		75,00						1,20	0,60	0,00	0,90	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
FeMn	6,70	0,03	73,00					0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
Kupfer						100,00		0,54	0,27	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,54	0,000				
Graphit	100							1,90	0,95	1,90	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
								99,64	49,82	3,82	1,50	0,06	0,030	0,010	0,55	0,00		1,012		
Vorprobe QCTe																				
Spektrometerprobe																				
Korrigieren auf										3,85	1,55									
Korrektur Graphit	100									0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
Korrektur FeSi75		75,00								0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
Überhitzen auf 1500 °C																				
Tauchen Elmag		47,80					6,0200	1,2	0,600	0,00	0,57	0,00	0,000	0,000	0,00	0,072				
B. Abstich Impfen mit VP216 und Einrühren		69,70						0,4	0,200	0,00	0,28	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
										3,85	2,40	0,06	0,030	0,01	0,55	0,07		1,100		
Sollzusammensetzung										3,65	2,30	< 0,2	0,034		0,55			1,034		
Istzusammensetzung										3,62	2,36	0,06	0,030	0,005	0,60	0,04		1,030		
Gießtemperatur messen										Mit Gießstrahlimpfung										
Gießbeginn																				
Proben		Pr. Nr.	Pr. Nr.	Pr. Nr.	Pr. Nr.	Bemerkungen														
Spektrometerprobe						TA 1: % C = 3,33 TE = 1121 % Si TA Rechnung = 1,69 => 0,26 kg C und 0 kg FeSi75														
Gussteil						TA 2: EuUp = 1161 EuLo = 1156 => dT = 5														
Gussteil						TA 3: % C = XXX TE = XXX % Si TA Rechnung = XX														
Y2		899				Rp 365 Rm 652 A5 11; HBW10/3000 xxx/xxx/xxx														
						Schliffe:														
Gießende																				

Tabelle 0-IV: Schmelzeblatt vom Abguss 3.4.

GJS-500-7	Schmelze Nr.: 19-3-412							vom: 14.05.2019		kg: 120		57600 + 57200									
Material/Nr.	Chemische Zusammensetzung, Materialien [%]							Einsatz		Chemische Zusammensetzung, Schmelze [%]								Sc	Zeit	Temp. °C	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	%	kg	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg					
Roheisen Giba NEU	4,45	0,96	0,08	0,044	0,015	0,00		67,30	80,76	2,99	0,65	0,06	0,030	0,010	0,00	0,000					
Roheisen Giba ALT !!!	3,92	0,22	0,04	0,072	0,020	0,00		20,62	24,74	0,81	0,04	0,01	0,015	0,004	0,00	0,000					
TRM_RE	3,79	2,83	0,57	0,110	0,008	0,00		0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
Reineisen G4	0,01	0,00	0,04	0,004	0,003	0,01		10,53	12,64	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
FeSi75		75,00						1,00	1,20	0,00	0,75	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
FeMn	6,70	0,03	73,00					0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
Kupfer						100,00		0,55	0,66	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,55	0,000					
Graphit	100							0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
								100,00	120,00	3,80	1,44	0,07	0,045	0,015	0,55	0,00		1,005			
Vorprobe QCTe																					
Spektrometerprobe																					
Korrigieren auf										3,85	1,55										
Korrektur Graphit	100							0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000						
Korrektur FeSi75		75,00						0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000						
Überhitzen auf 1500 °C																					
Tauchen Elmag		47,80					6,0200	1,2	1,440	0,00	0,57	0,00	0,000	0,000	0,00	0,072					
B. Abstich Impfen mit VP216 und Einrühren		69,70						0,4	0,480	0,00	0,28	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000					
										3,85	2,40	0,07	0,045	0,01	0,55	0,07		1,101			
Sollzusammensetzung										3,65	2,30	< 0,2	0,034		0,55			1,034			
Istzusammensetzung										3,74	2,30	0,10	0,045	0,009	0,01	0,04		1,061			
Gießtemperatur messen										Mit Gießstrahlimpfung											
Gießbeginn																					
Proben		Pr. Nr.	Pr. Nr.	Pr. Nr.	Pr. Nr.					Bemerkungen											
Spektrometerprobe										TA 1: % C = TE = % Si TA Rechnung = => kg C und kg FeSi75 Keine Anzeige nur TL weil Sc ~ 1 ???											
Gussteil										TA 2: EuUp = 1152 EuLo = 1150 => dT = 2											
Gussteil										TA 3: % C = XXX TE = XXX % Si TA Rechnung = XX											
Y2		904								Rp 287 Rm 431 A5 24 ; HBW10/3000 xxx/xxx/xxx Cu Gehalt !!! => GJS-400-15											
Gießende										Schliffe:											

Tabelle 0-V: Schmelzeblatt vom Abguss 3.5.

GJS-500-7	Schmelze Nr.: 19-4-415		vom: 06.06.2019		kg: 50		57600													
Material/Nr.	Chemische Zusammensetzung, Materialien [%]							Einsatz		Chemische Zusammensetzung, Schmelze [%]							Sc	Zeit	Temp. °C	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	%	kg	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg				
Kreislauf								0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
Roheisen Giba NEU	4,45	0,96	0,08	0,044	0,015	0,00		78,00	39,00	3,47	0,75	0,06	0,034	0,012	0,00	0,000				
TRM_RE	3,79	2,83	0,57	0,110	0,008	0,00		0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
Reineisen G4	0,01	0,00	0,04	0,004	0,003	0,01		21,00	10,50	0,00	0,00	0,01	0,001	0,001	0,00	0,000				
FeSi75		75,00						0,80	0,40	0,00	0,60	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
FeMn	6,70	0,03	73,00					0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
Kupfer						100,00		0,55	0,28	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,55	0,000				
Graphit	100							0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
								100,35	50,18	3,47	1,35	0,07	0,035	0,012	0,55	0,00			0,910	
Vorprobe QCTe																				
Spektrometerprobe																				
Korrigieren auf										3,85	1,55									
Korrektur Graphit	100							0,190		0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
Korrektur FeSi75		75,00						0,250		0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
Überhitzen auf 1500 °C																				
Tauchen Elmag		47,80					6,0200	1,2	0,600	0,00	0,57	0,00	0,000	0,000	0,00	0,072				
B. Abstich Impfen mit VP216 und Einrühren		69,70						0,4	0,200	0,00	0,28	0,00	0,000	0,000	0,00	0,000				
Sollzusammensetzung										3,85	2,40	0,07	0,035	0,01	0,55	0,07			1,100	
Istzusammensetzung										3,49	2,28	0,07	0,042	0,010	0,55				0,988	
Gießtemperatur messen										Mit Gießstrahlimpfung										
Gießbeginn																				
Proben		Pr. Nr.	Pr. Nr.	Pr. Nr.	Pr. Nr.	Bemerkungen														
Spektrometerprobe						TA 1: % C = 3,48 TE = 1131 % Si= 1,17 TA Rechnung ==> 0,19 kg C und 0,25 kg FeSi75														
Gussteil						TA 2: EuUp = 1156 EuLo = 1154 => dT = 2 °C														
Gussteil																				
Y2		907																		
Gießende																				

Tabelle 0-VI: Schmelzeblatt vom Abguss 3.6.