



Friedrich Wilhelms-Hütte
Eisenguss GmbH · seit 1811

Schlussbericht zum Verbundprojekt DiWaGussGJS

Numerische und experimentelle Untersuchung des Erstarrungsvorgangs in dickwandigen Gussteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit für Windkraftanlagen

Förderkennzeichen: 0325618 A/B



access

powered by technology

– Leerseite –

Schlussbericht zum Verbundprojekt DiWaGussGJS

„Numerische und experimentelle Untersuchung des Erstarrungsvorgangs in dickwandigen Gussteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit für Windkraftanlagen“

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Förderkennzeichen: 0325618 A/B
Laufzeit des Vorhabens: 01.05.2013 bis 30.09.2017

Verbundpartner: Access e.V., An-Institut der RWTH Aachen, D-52072 Aachen
Friedrich Wilhelms Hütte Eisenguss GmbH, (FWH)
D-45473 Mülheim a/d Ruhr
Senvion GmbH, D-22297 Hamburg

Projektleiter Access:	PD Dr. Jürgen Jakumeit	Telefon: 0241 80-980-32
Projektleiter FWH:	Dipl.-Ing. Bruno Klumpers	Telefon: 0208 451-7318
Berichtersteller:	Dipl.-Ing. Emir Subašić	Telefon: 0241 943249-12

Aachen, 22.3.18

Ort, Datum

Unterschrift des Projektleiters Access

Mülheim, 29.03.2018

Ort, Datum

Unterschrift des Projektleiters FWH

Die Verantwortung für den Inhalt dieser Veröffentlichung liegt beim Autor.

– Leerseite –

Inhaltsverzeichnis

1	Kurzdarstellung des Projektes	7
1.1	Aufgabenstellung.....	7
1.2	Voraussetzungen	8
1.3	Planung und Ablauf des Vorhabens	10
1.4	Stand der Wissenschaft und Technik	14
1.4.1	Eigene Vorarbeiten	15
1.4.2	Literaturangaben	18
1.5	Zusammenarbeit mit anderen Stellen.....	19
2	Eingehende Darstellung der Projektergebnisse.....	20
2.1	Verwendung der Zuwendung und erzielte Ergebnisse	20
2.1.1	Gießversuche.....	20
2.1.1.1	Versuchsplanung und -design.....	20
2.1.1.2	Durchführung der Gießversuche	26
2.1.1.3	Abguss des Demonstratorbauteils	28
2.1.1.4	Experimentelle Arbeiten in der Aufstockungsphase.....	30
2.1.1.5	Messung und Auswertung der Abkühlkurven.....	31
2.1.2	Ermittlung und Auswertung der experimentellen Ergebnisse.....	33
2.1.2.1	Messung der statischen mechanischen Eigenschaften	33
2.1.2.2	Ermittlung der Mikrostrukturparameter.....	36
2.1.2.3	Messung der thermophysikalischen Werkstoffdaten.....	38
2.1.2.4	Beanspruchungskollektive Maschinenträger.....	39
2.1.2.5	Ermüdungsverhalten von Gusseisenwerkstoffe	43
2.1.2.6	Lebensdaueruntersuchungen an dickwandigen Gussteilen aus GJS für WKA.....	45
2.1.2.7	Werkstoffcharakterisierung in der Aufstockungsphase	47
2.1.3	Gießprozesssimulation.....	47
2.1.3.1	Modellierung der Mehrphasenerstarrung	48
2.1.3.2	Modellierung der eutektoiden Umwandlung.....	50
2.1.3.3	Vorhersage der Phasenanteile und mechanischen Eigenschaften	51
2.1.4	Gefügesimulation	53
2.1.4.1	Modellierung der Graphitkeimbildung.....	54
2.1.4.2	Simulation des Wachstums des Graphits.....	55
2.1.4.3	Simulation der Mikroseigerung.....	60
2.1.5	Zusammenhänge Gießprozess – Mikrostruktur – mechanische Eigenschaften	62
2.1.6	Validierungsversuch – WKA-Maschinenträger	63
2.1.6.1	Erstarrungsimulation Maschinenträger.....	63

2.1.6.2 WKA-Maschienträger – Vorhersage der Phasenanteile und mechanischen Eigenschaften	64
2.2 Wichtige Positionen des zahlenmäßigen Nachweises	67
2.3 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit	67
2.4 Nutzen und Verwertbarkeit	67
2.5 Fortschritt anderer Stellen	68
2.6 Veröffentlichungen	68

1 Kurzdarstellung des Projektes

Nahezu alle Komponenten einer Windenergieanlage sind hohen dynamischen Beanspruchungen ausgesetzt. Ein ungleichmäßiges Belastungsprofil verursacht hohe Anforderungen an die Bauteilfestigkeit [1]. Der größte Teil der gemeldeten Störungen an Windenergieanlagen ist auf defekte oder lockere Bauteile zurückzuführen. Obwohl die Schäden an großen Gussbauteilen wie Rotornabe oder Maschinenträger deutlich seltener sind, verursachen diese jedoch längere Ausfallzeiten, und die Instandsetzungskosten sind hoch, da zur Reparatur fast immer ein Kran erforderlich ist [2].

Ferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit besitzt eine optimale Kombination der Eigenschaften, die ihn als passenden Werkstoff für die Anwendungen im Windkraftsektor qualifizieren: neben hohen Festigkeitskennwerten besitzt diese Gusseisensorte – vor allem EN-GJS-400-18U-LT – auch gute duktile Eigenschaften sowie Kerbschlagarbeit [3]. Nach aktueller Normung erfolgt der Nachweis der Werkstoffeigenschaften am angegossenen Probekörper mit einer Wandstärke von 40 mm im unteren und 70 mm im oberen Wanddickenbereich [3]. Da die Wände der Gussbauteile für Windkraftanlagen schon heute bis zu 300 mm stark sind – Tendenz steigend – müssen die Maßnahmen der Qualitätssicherung für dickwandige Bauteilbereiche weiter verbessert werden.

Die lokalen mechanischen Eigenschaften der Gusseisenwerkstoffe im Bauteil sind von der durch Erstarrung und Festphasenumwandlung entstandenen Mikrostruktur (Gefüge) bestimmt. Die Neigung zur Ausbildung eines unerwünschten Gefüges und verschiedener Gussdefekte (z.B. Mikro/Makroporosität) ist abhängig von der lokalen chemischen Zusammensetzung und den lokalen Abkühlraten. Die Vorhersage der lokalen Phasenanteile im Gussgefüge ermöglicht die rechtzeitige Erkennung kritischer Bereiche im Gussteil sowie die Anwendung passender gießtechnologischer Gegenmaßnahmen.

Im Zentrum des DiWaGussGJS-Projektes steht die Entwicklung und Anwendung eines physikalisch basierten Mehrskalensatzes für die numerische Gießsimulation von dickwandigen Gussbauteilen aus Gusseisen. Der Mehrskalensatz verknüpft die makroskopische Gießprozesssimulation sowohl mit empirisch und thermodynamisch gestützten Mehrphasenmodellen als auch mit der direkten, orts aufgelösten Gefügesimulation. Dieser Ansatz verfügt über das Potential einer erhöhten Genauigkeit und einer prädiktiven Vorhersage von Gefüge und Gussdefekten in den verschiedenen Bereichen des Bauteils auch für solch komplexe technische Legierungen wie Gusseisen mit Kugelgraphit. Er leistet somit einen Beitrag, Qualitätsprobleme frühzeitig zu erkennen und geeignete Gegenmaßnahmen einzuleiten. Die numerische Modellierung und Simulation sowie die Gefügecharakterisierung und statische mechanische Werkstoffcharakterisierung sind bei Access e.V. durchgeführt worden. Die für die Simulation notwendigen thermophysikalischen Eigenschaften des Gusseisens mit Kugelgraphit wurden bei der Firma Netzsch gemessen. Eine dynamische mechanische Werkstoffcharakterisierung von Versuchsabgüssen wurde am IMA Dresden (Wöhlerkurven) und am IZP Dresden (Lebensdaueranalyse) vorgenommen. Darauf aufbauend wurden die Korrelation zwischen Gießprozessparameter, Mikrostruktur und Lebensdauer ermittelt. Senvion GmbH als Hersteller von Windturbinen hat das DiWaGussGJS-Projekt begleitet und die Ergebnisse aus der Sicht des Konstrukteurs von Gussteilen bewertet.

1.1 Aufgabenstellung

Das Gesamtziel des Vorhabens war die Ausnutzung des Leichtbaupotentials von Gussbauteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit für Windkraftanlagen durch die Entwicklung einer Softwarelösungen zur Vorhersage der Werkstoffeigenschaften in unterschiedlichen Bauteilbereichen basierend auf dem quantitativen Zusammenhang zwischen Gießprozessparametern, Mikrostrukturparametern, und der Dauerfestigkeit als wichtigstem Qualitätsmerkmal in der Konstruktion der Großgussteile für die Windenergieanlagen.

Übergeordnetes Projektziel:

Entwicklung eines Gießsimulationstools zur Abbildung der Erstarrungsvorgänge unter Anwendung eines Multiphasen- / Multiphysik- / Multiskalensatzes; dieser Ansatz ermöglicht eine Verbesserung der Qualitätssicherungsmaßnahmen bei der Herstellung von dickwandigen Gussteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit.

1. Kurzdarstellung des Projektes

Unterziele:

- a) Simulation der Keimbildung und des Wachstums von Kugelgraphit in multikomponentigen Gusseisenlegierungen.
- b) Vorhersage der Phasenanteile von Ferrit, Perlit, Graphit und Zementit, sowie der Anzahl und durchschnittlichen Größe der Graphitausscheidungen. Die Anforderung von Seiten des Gussteilherstellers an die Genauigkeit der Vorhersage beträgt +/- 5%.
- c) Berechnung der lokalen mechanischen Eigenschaften – Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Härte – sowie lokaler Volumendefizite auf Basis der berechneten Gefügeparameter und empirisch validierter Werkstoffmodelle. Die Anforderung von Seiten des Gussteilherstellers an die Genauigkeit der Vorhersage beträgt +/- 3%.

Die thermophysikalischen Werkstoffdaten der Gusseisenlegierungen – temperaturabhängige Dichte, Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität – wurden gemessen und in den numerischen Modellen berücksichtigt.

In den experimentellen Untersuchungen der Erstarrungsvorgänge wurden umfangreiche Temperaturmessungen in den Probekörpern während der Erstarrung, chemische Analyse der Schmelze, metallographische und analytische Untersuchungen der Mikroschliffe, mechanische statische und dynamische Werkstoffprüfungen, sowie eine Lebensdaueranalyse durchgeführt. Diese Untersuchungen lieferten ortsabhängige Abkühlkurven, die chemische Zusammensetzung der Schmelze, die Phasenanteile im Gefüge, die Graphitform, Anzahl und durchschnittliche Größe der Graphitkugeln, die Mikrohärtigkeit der Phasen im Gefüge, Mikroseigerungsprofile, Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Härte sowie Wöhlerkurven. Durch eine Zusammenführung der Messergebnisse lässt sich der quantitative Zusammenhang zwischen Gießprozessparametern, Mikrostrukturparametern und der Lebensdauer ableiten.

1.2 Voraussetzungen

Access e.V. ist ein privatwirtschaftliches Forschungs- und Entwicklungsunternehmen und An-Institut der RWTH Aachen. Es wurde 1986 als Forschungszentrum für Materialforschung unter Weltraumbedingungen gegründet und hat sich zu einem international anerkannten Forschungszentrum auf dem Gebiet der metallischen Werkstoffe und der Gießverfahren entwickelt. Access versteht sich heute als ein F&E-Zentrum an der Schnittstelle zwischen Wissenschaft und Industrie.

Die Mitarbeiter von Access bilden ein internationales und interdisziplinäres Team das durch eine moderne Infrastruktur und Betriebsführung bestens unterstützt wird. Ständige Verbesserung und Erweiterung der Kenntnisse und Fähigkeiten von Access erfolgen durch enge Kooperationen mit einer Reihe von ausgewählten Partnern aus Industrie und Forschung.

Internationale Anerkennung hat Access nicht nur wegen der Kompetenz in Gießen und Metallurgie, sondern auch wegen der entwickelten Softwarelösungen zur Simulation von Werkstoffen und Prozessen. Die Simulationssoftware STAR-Cast bietet umfassende Modellierungsfähigkeiten auf der Bauteil und Prozess-Ebene, während MICRESS® als ein universelles Werkzeug für die Simulation der inneren Struktur von Materialien auf der Mikroebene angewandt wird.

In STAR-Cast ist ein umfassender Multiphysik-/Multiphasenansatz für Gießprozesse implementiert, wobei neben den flüssigen, festen und gasförmigen Phasen auch konjugierte Wärmeübertragung, scharfe Auflösung der Gas/Schmelze Grenzfläche während der Formfüllung, Fragmentierung der freien Oberfläche, Bewegung der in der Schmelze eingeschlossenen Gasblasen, erzwungene und natürliche Konvektion in der Schmelze und der Gasphase und das Entweichen der Gase durch poröse Sandformen mitberücksichtigt sind. MICRESS® ist ein einzigartiges, von Access entwickeltes, Softwarewerkzeug für die Mikrostruktursimulation. Es ermöglicht die Berechnung der Mikrostrukturentwicklung während des Erstarrens und der nachfolgenden Wärmebehandlungen, basierend auf den physikalischen und thermodynamischen Grundlagen für technische Mehrkomponenten- und Mehrphasenlegierungen.

Friedrich Wilhelms-Hütte Eisenguss GmbH. Die Friedrich Wilhelms-Hütte in Mülheim an der Ruhr wurde im Jahr 1811 gegründet. Das Produktionsspektrum der heutigen Friedrich Wilhelms-Hütte Eisenguss GmbH umfasst Gussteile aus Gusseisen mit Kugel- bzw. Lamellengraphit mit Stückgewichten bis ca. 180 t. In Einzel- und Kleinserien werden Gussteile mit Wandstärken auch >600 mm vergossen. Neben den Windkraftanlagenherstellern, hier insbesondere der Bereich der Multimegawattklasse, zählen der Maschinenbau, der Großmotorenbau sowie die Hersteller von Gas- und Dampfturbinen zum Kundenkreis. Weitere Kunden kommen aus dem Bereich der Mineral- und Zementindustrie sowie der Stahl- und Schmiedewerke und dem dazugehörigen Anlagenbau.

Das Unternehmen ist nach ISO 9001:2008 und ISO 14001:2004 zertifiziert. In Forschung und Entwicklung ist die FWH Eisenguss GmbH seit vielen Jahren an diversen Forschungsprojekten beteiligt, betreibt aktiv Normungsarbeit auf nationaler (DIN) und europäischer (CEN) Ebene und ist regelmäßiger Teilnehmer diverser Fachauschüsse im BDG-Düsseldorf. Hierbei findet eine enge und offene Zusammenarbeit mit anderen Gießereien statt.

Das Unternehmen gehört zur Georgsmarienhütte Holding GmbH.

Senvion GmbH zählt zu den weltweit führenden Herstellern von Windenergieanlagen im Onshore- und Offshore-Bereich. Das international agierende Maschinenbauunternehmen entwickelt, produziert und vertreibt Windenergieanlagen für nahezu jeden Standort – mit Nennleistungen von 2 bis 6,33 Megawatt und Rotordurchmessern von 82 bis 152 Metern. Darüber hinaus bietet Senvion seinen Kunden projektspezifische Lösungen in den Bereichen Turnkey, Service und Wartung, Transport und Installation sowie Fundamentplanung und -bau.

Die ertragsstarken und zuverlässigen Windenergieanlagen werden im Senvion TechCenter in Osterrönfeld konstruiert und in den Werken in Bremerhaven sowie in Portugal, China und Indien gefertigt.

Mit mehr als 4.500 Mitarbeitern weltweit kann das Unternehmen mit Hauptsitz in Hamburg auf die Erfahrungen aus der Fertigung und Installation von weltweit über 7.800 Windenergieanlagen zurückgreifen.

Senvion ist mit Vertriebspartnern, Tochtergesellschaften und Beteiligungen in europäischen Auslandsmärkten wie Frankreich, Belgien, Großbritannien, Schweden, Niederlande, Polen, Italien, Portugal und Spanien, aber auch weltweit in den USA, China, Japan, Indien, Australien oder Kanada vertreten.

IZP Dresden (Ingenieurgesellschaft für Zuverlässigkeit und Prozessmodellierung) gehört zu den KMU (kleine und mittlere Unternehmen) der neuen Bundesländer und wurde als Partnerschaftsgesellschaft am 1. Januar 1998 gegründet. Ihr Tätigkeitsprofil besteht im Wesentlichen aus Dienstleistungen im Umfeld von RAMS- und LCC-Technologien. Diese tragen in bedeutendem Maße zur Erhöhung der Zuverlässigkeit technischer Produkte und zur Senkung der LCC bei und sind dadurch ein entscheidender Vorteil im Wettbewerb. Systematische und methodisch fundierte Zuverlässigkeitsbetrachtungen führen auf Seiten der Hersteller zu weniger Reklamationen und Nacharbeiten in der Fertigung, ermöglichen eine wertorientierte Preisgestaltung der Produkte sowie fundierte Instandhaltungsvorgaben und sind nicht zuletzt ein hervorragendes Verkaufsargument. Auf Seiten der Käufer ermöglichen RAMS- und LCC-Methoden das Erkennen von Kostentrends, die Optimierung der Instandhaltung und das Überprüfen zugesicherter Qualitätseigenschaften.

Benannte Dienstleistungen der IZP sind vor allem Beratungen, Analysen, Konzeptentwicklungen, Systemimplementierungen sowie Software-Entwicklung und berufsbegleitende Aus- und Weiterbildung. Aber auch gemeinsam mit privaten Unternehmen und wissenschaftlichen Einrichtungen durchgeführte Forschungsprojekte wurden erfolgreich abgeschlossen, wofür die enge Zusammenarbeit zwischen Ingenieuren und Mathematikern ein wichtiges Fundament bilden. Die IZP Dresden hat eigene Software-Werkzeuge zur Datenaufbereitung, für Zuverlässigkeitsanalysen und Kostenermittlungen entwickelt, die den aktuellen wissenschaftlichen Stand dieses Aufgabefeldes widerspiegeln.

Partner der IZP kommen aus vielen Bereichen der Produktion und des Betriebs großtechnischer Erzeugnisse, insbesondere von Verkehrsmitteln und Anlagen, sowie auch aus wissenschaftlichen Einrichtungen.

1. Kurzdarstellung des Projektes

IMA Materialforschung und Anwendungstechnik GmbH in Dresden (IMA Dresden) entwickelt und realisiert maßgeschneiderte Prüfungen für jedes Material und Bauteil. Darüber hinaus bietet IMA seinen Kunden umfassende Ingenieurkompetenz in Sachen Festigkeit, Funktion und Zuverlässigkeit.

IMA Dresden ist zwischen Forschung und Industrie angesiedelt. Schwerpunkte sind Konzeption, Durchführung und Auswertung von Entwicklungs- und Zertifizierungsversuchen an komplexen Strukturen und Komponenten. Im Angebot steht ein weites Spektrum an Leistungen, darunter Festigkeitsberechnungen, experimentelle Bauteiltests, Inspektionen und Schadensanalysen. IMA entwickelt Testtechnologien und Prüfsysteme für die Verkehrstechnik, wo höchste Maßstäbe gelten.

Das Qualitätsmanagement-System ist nach DIN EN 9100 und seit August 2013 auch nach dem Umweltmanagementsystem ISO 14001 zertifiziert. Alle relevanten Prüflabors sind flexibel akkreditiert nach DIN EN ISO/IEC 17025 bei der Deutsche Akkreditierungsstelle GmbH (DAkkS, Akkreditierungsnummer D-PL-13119-02-00), welche IMA die Modifizierung sowie Weiter- und Neuentwicklung von Prüfverfahren gestattet. Seit 2011 ist das Fachgebiet Materialprüfung von nichtmetallischen Werkstoffen und seit 2012 auch das Fachgebiet Materialprüfung von metallischen Werkstoffen nach dem Standard der Luftfahrtindustrie NADCAP (National Aerospace and Defence Contractors Accreditation Program) akkreditiert.

Verlässlichkeit und Sicherheit des Materials für ein ganzes Bauteilleben nachzuweisen, ist eine anspruchsvolle Aufgabe. IMA Ingenieure bauen auf Wissen, das an diesem Ort über Jahrzehnte hinweg gewachsen ist. Die Wurzeln der IMA Dresden reichen bis in den Dresdner Flugzeugbau der Fünfziger Jahre. Ab 1958 wurde hier der Passagierjet 152 statisch und ab 1960 im Wassertank auf Ermüdung getestet. Für den Vorgänger der IMA, dem Institut für Leichtbau und ökonomische Verwendung von Werkstoffen (IfL, 1961 bis 1990), war der Name Programm und der theoretische oder experimentelle Festigkeitsnachweis zugleich ein Kernthema.

Die Applikationslabors von **Netzsch GmbH** sind ein kompetenter Partner bei annähernd allen Fragestellungen in der Thermischen Analyse. Das beinhaltet sorgfältigste Probenvorbereitung sowie die Prüfung und die Interpretation der Messresultate. Unterschiedliche Messverfahren und über 30 verschiedenen Messstationen bei Netzsch entsprechen dem neuesten Stand der Technik. Zu Netzsch-Kunden zählen heute alle größeren Unternehmen aus der chemischen Industrie, dem Automobilbereich, der Elektroindustrie, der Luft- und Raumfahrt, dem Rennsportbereich und aus der Polymer- und Keramikbranche.

Neben dem Zentrallabor in Deutschland hat Netzsch Außenstellen in den USA (Boston), in China (Shanghai), Indien (Chennai), Korea (Goyang) und Japan (Yokohama).

Im Rahmen der Thermischen Analyse und der Messung von Thermophysikalischen Eigenschaften bietet Netzsch ein umfassendes Programm von verschiedensten Analyseverfahren zur Charakterisierung von Werkstoffen (Festkörper, Pulver und Flüssigkeiten). Messungen sind an unterschiedlichsten Geometrien und Konfigurationen möglich. Dabei kann man zusammen mit den Experten der Applikationslaboratorien für konkrete Fragestellung die best-geeignete Messmethode wählen. Netzsch-Mitarbeiter (Physiker, Chemiker, Materialwissenschaftler) bringen ein fundiertes Wissen über die verschiedenen Messmethoden und Werkstoffspektren mit.

1.3 Planung und Ablauf des Vorhabens

Das DiWaGussGJS-Projekt gliedert sich in sechs Arbeitspakete: AP1 Gießprozesssimulation, AP2 Gefügesimulation, AP3 Ermittlung und Auswertung der experimentellen Ergebnisse, AP4 Durchführung der Experimente, AP5 Projektbegleitung und Bewertung und AP6 Projekttreffen und Berichte. Die **Abb. 1.1** zeigt das Zusammenwirken der einzelnen Partner und qualitativ den Aufbau des Projektes hinsichtlich der Einzelarbeitspakete

Im Folgenden werden die Arbeitspakete im Einzelnen näher beschrieben:

AP 1: Gießprozesssimulation

Die numerische Simulation von Gießprozessen hilft bei der Feststellung optimaler Prozessrandbedingungen hinsichtlich der erwünschten Qualität der Gussteile. Um die Qualität bei Gussteilen aus Gusseisen mit Kugelgra-

phit vorhersagen zu können, müssen die Phasenumwandlungen sowohl im flüssigen als auch im festen Zustand abgebildet werden. In DiWaGussGJS-Vorhaben ist es notwendig, angepasste Modelle für die Mehrphasenerstarrung und nachfolgender Festphasenumwandlung in die Gießprozesssimulation zu implementieren. Das Euler'sche Mehrphasenmodell in STAR-CCM+ [9] wurde nach einem Ansatz für die Beschreibung der Mehrphasenphänomene auf Prozessebene von Ludwig et. al. [10], [11], [12] angepasst, und mit dem mikroskopischen Guss-eisenerstarrungsmodell von Stefanescu et. al. [13] - [19], unter Anwendung des Volume-Averaging-Ansatzes von Beckermann et. al. [20], [21] zu einem Mehrskalensansatz kombiniert.

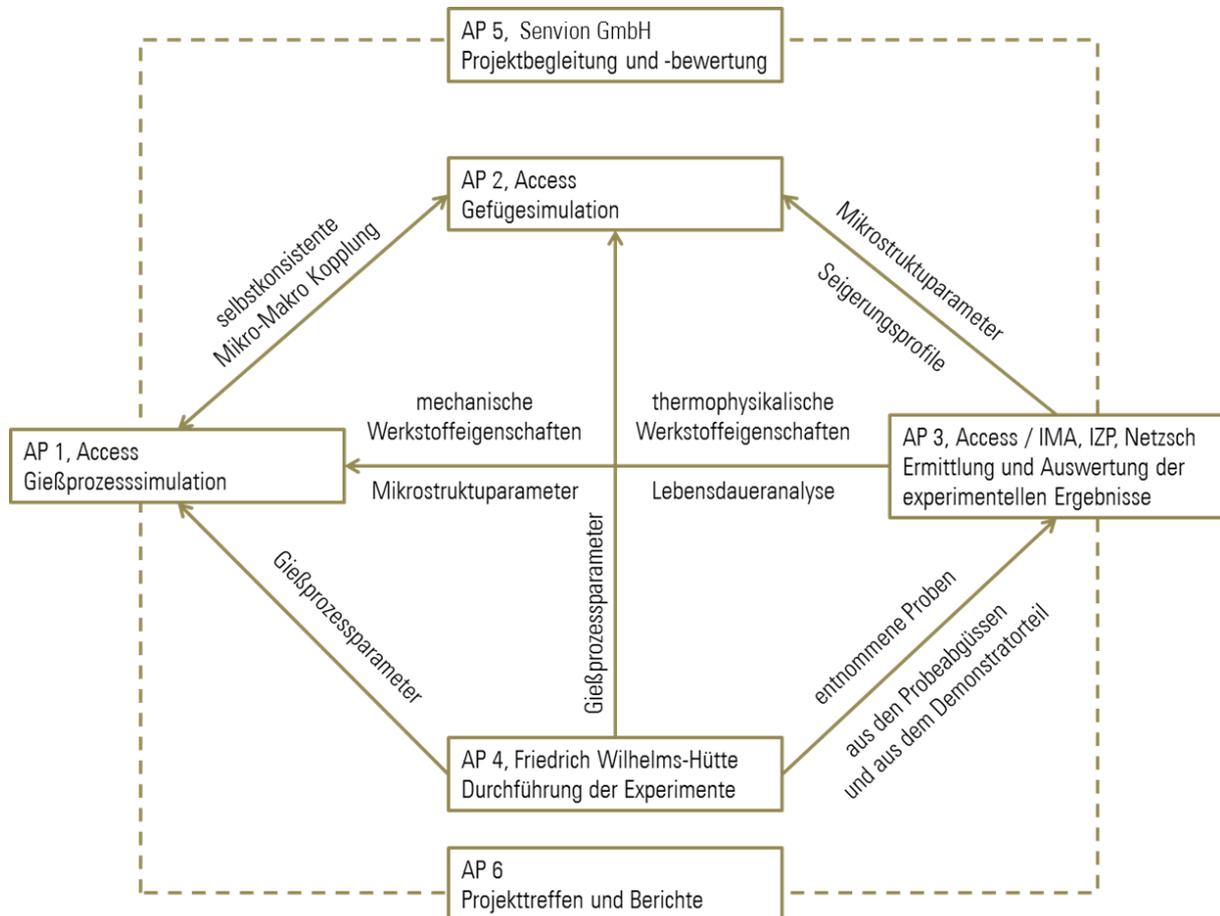


Abbildung 1.1: DiWaGussGJS, Projektstrukturplan

Bei der Modellierung der mehrphasigen Erstarrung sind folgende Prozesse zu berücksichtigen: Zunächst die Abkühlung der Schmelze in der Form. Bei Erreichen der Liquidustemperatur die Erstarrung des primären Austenits und unterhalb der eutektischen Temperatur die Ausbildung eutektischer Körner. Schließlich erstarrt die Restschmelze komplett. Die zur Beschreibung der einzelnen Erstarrungsphänomene zu entwickelnden Modelle für Keimbildung und Wachstum basieren auf Vorarbeiten, 1.4.1., sowie den Literaturangaben, 1.4.2. Ergebnisse der Gefügesimulation können zur Bestimmung einzelner Modellparameter genutzt werden. Im Verlauf der weiteren Abkühlung erreicht das erstarrte Gusseisen die eutektoide Temperatur. Während der Abkühlung kommt es zur diffusiven Umverteilung der Legierungselemente zwischen den festen Phasen. Bei der eutektoiden Temperatur kommt es zur Umwandlung des Austenits in Perlit und Ferrit. Die im DiWaGussGJS-Projekt entwickelten Modelle der diffusiven Vorgänge und der eutektoiden Umwandlung basieren auf Vorarbeiten in 1.4.1 und den Literaturangaben in 1.4.2. Die Geometrie der Probeabgüsse bei FWH Eisenguss GmbH wurde modelliert und vernetzt. Die Anfangs- und Randbedingungen des realen Prozesses wurden in der Simulation abgebildet. Mehrere Parametervariationen wurden durchgeführt, um die Sensitivität der Simulationsberechnung zu testen. Die Ergebnisse der Simulation wurden ausgewertet. Die Simulationsergebnisse wurden mit den experimentell ermittelten Werten verglichen. Die ausgesuchte Geometrie des Demonstratorbauteils wurde modelliert und vernetzt. Die Anfangs- und Randbedingungen für die Simulation wurden nach dem Versuchsplan des Abgusses des Demonstratorbauteils bestimmt. Die Ergebnisse der Simulation des Demonstratorbauteils wurden ausgewertet. Anschließend wurden die Simulationsergebnisse mit den experimentell ermittelten Werten verglichen.

AP 2: Gefügesimulation

Die Arbeiten zur Gefügesimulation beinhalteten die Anpassung, Erweiterung und Anwendung des Phasenfeldmodells auf die in diesem Projekt verwendeten technischen Gusseisenlegierungen, im speziellen zur Beschreibung von Keimbildung und Wachstum des Kugelgraphits. Ausgangspunkt der Arbeiten ist das bei ACCESS entwickelte, an thermodynamische Datenbanken gekoppelte multiphasen/multikomponenten Phasenfeldmodell. Basierend auf diesem allgemeinen Modell sollen die nach aktuellem Stand der Wissenschaft bekannten physikalischen Zusammenhänge zu Keimbildung und Wachstum von Kugelgraphit möglichst vollständig abgebildet werden, gleichzeitig soll durch geeignete Mittelungen („mean field“-Näherung) im Rahmen des Phasenfeld-Ansatzes eine praktische Umsetzung und eine Integration in die Software MICRESS ermöglicht werden.

Zentraler Arbeitspunkt ist die Entwicklung, Implementierung und Verifikation von Keimbildungsmodellen für die Gefügesimulation. Die Berechnung der lokalen Konzentrationen (Mikroseigerung) der Legierungselemente im Verlauf der austenitischen Erstarrung leistet die Phasenfeldsimulation. Die dazu benötigten Verteilungs- und Diffusionskoeffizienten können für die wichtigsten Legierungselemente (C, Si, Mn, S, Cr, Cu, ...) aus der verfügbaren thermodynamischen Datenbank TCFE6 [29] und der zugehörigen Mobilitätsdatenbank [29] berechnet werden. Die thermodynamische Triebkraft für die Graphitkeimbildung lässt sich für die lokale Legierungszusammensetzung ebenfalls mit Hilfe der thermodynamischen Daten berechnen, zusätzlich modelliert werden musste allerdings die Keimbildungsbarriere und die Anzahl der gebildeten Keime. Die Modellparameter mussten mit Hilfe der Referenzexperimente an den Werkstoff Gusseisen angepasst werden. Zusätzlich wurde ein verfeinertes Keimbildungsmodell für den Kugelgraphit entwickelt und untersucht.

Mit Hilfe der entwickelten und kalibrierten Modelle wurden Parameterstudien zum Einfluss der Legierungszusammensetzung und Abkühlbedingungen auf die Graphitkeimbildung durchgeführt. Der Parameterraum entsprach den in den Testabgüssen verwendeten Legierungszusammensetzungen (inklusive der Streubreite der Legierungsspezifikation) und der durch Prozesssimulation ermittelten Grenzen für die lokalen Abkühlbedingungen (i.w. die lokale Abkühlrate) in den Testblöcken sowie im realen Bauteil.

Erwartete Ergebnisse sind Rekaleszenztemperaturen und Anzahldichte der Kugelgraphitausscheidungen als Funktion der obigen Parameter.

Die Wachstumsmorphologie der Graphitausscheidungen lässt sich z.Zt. nicht mit Hilfe eines reinen Phasenfeldmodells als gewöhnliche krümmungs- und diffusionsgetriebene Phasenumwandlung beschreiben, wie es z.B. für das Wachstum der Austenitkörner in Gusseisen möglich ist. Eine Ursache hierfür ist die unzureichende Kenntnis der kinetischen Faktoren, die das Graphitwachstum beeinflussen, sowie des möglichen Einflusses lokaler mechanischer Spannungen auf die Wachstumsmorphologie. Während sich wiederum die thermodynamischen Triebkräfte an der Phasengrenze gut berechnen lassen, sind Grenzflächenmobilität, deren Anisotropie sowie mögliche diskontinuierliche Wachstumsprozesse auf atomarer Skala nur unzureichend bekannt. Bekannte Wachstumsmodelle für den Kugelgraphit, z.B. Schalen- oder Sphäroliten-Modelle, lassen sich nicht direkt in den der Software MICRESS zugrundeliegenden Phasenfeldformalismus übersetzen. Hier bedarf es einer empirisch motivierten Formulierung für die Grenzflächeneigenschaften, also der Grenzflächenenergie und der Grenzflächenmobilität.

Ausgehend von der Literaturstudie und eigenen lichtoptischen sowie SEM-Untersuchungen der Graphitmorphologie, wurde ein pragmatisches Wachstumsmodell für sphärische Graphitausscheidungen entwickelt. Hinsichtlich der konkreten Formulierung und den darin enthaltenen Effekten ist das Wachstumsmodell ergebnisoffen. Verschiedene Wachstumsformen wurden zunächst mit Hilfe phänomenologischer Anisotropiemodelle nachgebildet. Eine weitere Vereinfachung in Bezug auf die mechanische Dehnung der Austenithülle durch die wachsende Graphitkugel war notwendig.

Es wurden die Einflüsse der Legierungszusammensetzung, Prozessführung und Modellparameter auf die Wachstumskinetik der Graphitausscheidungen und der sich daraus ergebenden lokalen Temperaturhistorie untersucht. Aus der Simulation des gesamten Erstarrungspfades lässt sich die temperaturabhängige Enthalpie $H(T)$ berechnen. Dies entspricht der experimentellen Thermoanalyse und ermöglicht neben der berechneten Morphologie einen unabhängigen quantitativen Vergleich zwischen Experiment und Gefügesimulation, nicht nur des Endgefüges sondern der Dynamik der Gefügeentwicklung. Simulationen des gesamten Erstarrungspfades wurden für unterschiedliche Abkühlraten durchgeführt und mit den Ergebnissen der experimentellen Thermoanalyse verglichen. Sowohl die berechnete temperaturabhängige Enthalpie $H(T)$, als auch Anzahldichte und Größe der Graphitkugeln wurden parametrisiert und als Modellfunktionen für die Prozesssimulation zur Verfügung gestellt, bzw. mit den dort verwendeten Mehrphasenmodellen verglichen. Diese Art der „schwachen“ Kopplung realisiert einen ersten Schritt zu einer skalenübergreifenden Simulation Gießprozess – Gefüge

AP 3: Ermittlung und Auswertung der experimentellen Ergebnisse

Die bei FWH Eisenguss GmbH entnommenen Proben aus den Probeabgüssen wurden bei Access e.V. auf Endmaß für die weiteren Untersuchungen gebracht. Hier wurden die Proben für die Messung der Zugfestigkeit, die Härtemessung und die Metallographie vorbereitet. In dem Maschinenpark der Access-Werkstatt sind alle für die geplanten Bearbeitungsschritte notwendigen Maschinen vorhanden.

Der Messplan für die Ermittlung der thermophysikalischen Eigenschaften von GJS-Gusseisenlegierungen beinhaltete:

- Messung der Längenausdehnung und Dichte mit dem Dilatometer DIL 402, im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 50 K über Liquidustemperatur,
- Messung der Temperaturleitfähigkeit mittels Laser Flash Methode (LFA) und Berechnung der Wärmeleitfähigkeit, im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 50 K über Liquidustemperatur,
- Messung der spezifischen Wärmekapazität, Phasenumwandlungsenthalpien und Solidus- und Liquidustemperaturen mit dem dynamischen Differenz-Kalorimeter DSC 404 Pegasus, im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 50 K über Liquidustemperatur, bei drei unterschiedlichen Aufheiz- und Abkühlraten.

Die Messung der thermophysikalischen Daten der Gusseisenlegierungen wurde von Access e.V. an die Firma Netzsch GmbH vergeben.

Die statische mechanische Werkstoffcharakterisierung wurde an den vorbereiteten Proben durchgeführt. Es wurden die Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Brinellhärte ermittelt. Jeweils fünf Proben pro Messstelle und pro Legierung wurden für die Messung der Zugfestigkeit und Dehnung gebraucht. Die Brinellhärte wurde für jede Legierung und jede Messstelle an drei Stellen einer vorbereiteten Probe gemessen. Alle gemessenen Werte wurden statistisch ausgewertet.

Die metallographische Untersuchung beinhaltete die Probenpräparation zur Analyse des Gefüges (Schneiden, Einbetten, Schleifen, Polieren und Ätzen), Messung der Mikrohärtigkeit der Phasen im Gefüge und digitale Bildaufnahmen des untersuchten Gefüges. Nach der Probenpräparation wurde eine digitale Bildanalyse durchgeführt. Es wurden Form der Graphitkugeln, Anzahl und durchschnittliche Größe der Graphitkugeln und die Phasenanteile ermittelt.

Der Versuchsplan bei der Ermittlung der Wöhlerlinien für jede der vier GJS-Legierungen beinhaltete:

- Wöhlerlinie-Zeitfestigkeitsbereich: 3 Belastungshorizonte à 6 Proben, bei Belastungsverhältnis $R = -1$,
- Dauerschwingfestigkeit: 20 gültige Versuche in Treppenstufenfolge, bei Belastungsverhältnis $R = -1$.

Hierzu mussten im Einzelnen folgende Tätigkeiten ausgeführt werden:

1. Vorbereitung und Nachbereitung: Zwei Prüfmaschinen wurden bis $F_{max} = 60$ kN vorbereitet, Probenhalterungen wurden eingebaut, Laststrang wurde ausgerichtet, Prüfdokumentation wurde vorbereitet, nach Versuch folgte die Nachbereitung. Ein Spannadapter wurde ausgefertigt.
 2. Ermüdungsprüfung für vier GJS-Legierungen, bei dem Belastungsverhältnis $R = -1$:
 - a. Ermittlung der Wöhlerkurven mit Wöhlerlinienanstieg und Wöhlerlinien für unterschiedliche Überlebenswahrscheinlichkeiten,
 - b. Ermittlung der Dauerschwingfestigkeit aus dem Treppenstufenversuch
 3. Rücksprachen mit Auftraggeber, Probeneinlagerung oder Rücksendung, interne Projektkoordination, Verbrauchsmaterial, Zwischeninformationen zum Projektstand
 4. Prüfbericht: Beschreibung der Versuchsdurchführung (Geräte, Probenform, Bruchbilder,...), statistische Auswertung der Wöhlerversuche, statistische Auswertung der Treppenstufenversuche, Legierungsvergleich
- Bestimmung der Wöhlerlinien wurde von Access e.V. an IMA Dresden vergeben.

Grundlage für die Lebensdaueranalyse und die Bewertung der dabei erzielten Ergebnisse sind die Wöhlerversuche, die bei IMA Dresden durchgeführt wurden. Durch eine enge Kooperation zwischen IMA und IZP kam zur Erfüllung der Zielstellungen. Auf der Basis der aktiven Beteiligung an der Phase der Konzeption und der Durchführung der Festigkeitsversuche hat IZP folgende Leistungen erbracht:

1. Kurzdarstellung des Projektes

1. Rechnerischer Festigkeitsnachweis nach FKM-Richtlinie an vorgegebenen Nachweisstellen mit vorliegenden örtlichen Nachweisspannungen auf Basis der ermittelten Wöhlerlinien
 2. Lebensdaueranalysen unter Berücksichtigung der Stochastik in Material und Lastkollektiv. Dazu gehören:
 - Simulationsrechnungen zur Realisierung der stochastischen Prozesse,
 - Nutzung der statistischen Einzelwerte der Wöhlerlinie und Ergebnisvergleich bei Varianten des Perlen-schnurverfahrens
 - Abschätzung von Aufwand und Genauigkeit alternativer Versuchsregimes zur Dauerfestigkeit (Treppen-stufenverfahren)
 3. Bewertung der Lebensdauerergebnisse einschließlich ausgewählter RAMS-Analysen
- Die Versuche und deren Auswertungen wurden projektzielorientiert geplant und ausgeführt. Am Ende erfolgten Lebensdauernachweise für den charakteristischen Bauteil-Einsatzfall auf einer WEA. Viele der dafür erforderlichen Einzelinformationen und Rahmenbedingungen wurden im Verlauf der Projektarbeit festgelegt. Im Auftrag von Access e.V. hat IZP Dresden die Lebensdaueruntersuchungen durchgeführt.

Aus den Ergebnissen der Gefügeuntersuchungen und den Lebensdaueruntersuchungen wurde der Zusammenhang zwischen diesen Werten und den Gießprozessparametern ermittelt und quantifiziert. Mit Hilfe dieser Zusammenhänge lässt sich die Frage zum Einfluss verbesserter Werkstoffeigenschaften auf die Lebensdauer beantworten

AP 4: Durchführung der Experimente

Die Gießversuche wurden bei Friedrich Wilhelms-Hütte Eisenguss GmbH durchgeführt. Für Gewährleistung einer optimalen Auslegung der Messtechnik wurde die Versuchsplanung zusammen mit FWH Eisenguss GmbH koordiniert. Anzahl und Lage der Messpunkte in den zu gießenden Probekörpern wurde festgelegt – dementsprechend wurde die Apparatur zur Temperaturnahme mit einer ausreichenden Anzahl von Messkanälen gesucht. Die Messapparatur wird vor jedem Abguss neu aufgebaut. Für die Hochtemperaturanwendungen sind vor allem Pt/Rh-Thermoelemente geeignet. Das Temperaturnahmeprogramm wurde getestet und gestartet. Nachdem die Abgüsse in der Sandform abgekühlt sind, wird das Temperaturnahmeprogramm beendet.

AP 5: Projektbegleitung und Bewertung

Die projektbegleitende Rolle der Senvion GmbH als Null-Kosten Projektpartner war wie folgt: Senvion GmbH als Hersteller von Windturbinen wirkte beratend bei der Auswahl: des Demonstratorbauteils, der Untersuchungsparameter bei der Ermittlung der Wöhlerlinien, sowie der Randbedingungen bei der Durchführung der Lebensdaueranalyse. Aus der Sicht des Konstrukteurs von Gussteilen für Windturbinen hat Senvion GmbH das Projekt auf Grund der Genauigkeit der Simulationsergebnisse, der Qualität des experimentell untersuchten Werkstoffes und der Aussagekraft der abgeleiteten Korrelation bewertet.

AP 6: Projekttreffen und Berichte

Der Fortgang der Arbeiten und das Erreichen von Meilensteinen wurden auf regelmäßigen vierteljährlichen Projekttreffen präsentiert sowie in halbjährlichen Zwischenberichten (bezogen auf das Kalenderjahr) dem Projektträger gegenüber dokumentiert.

1.4 Stand der Wissenschaft und Technik

Die Untersuchung des Gieß- und Erstarrungsverhaltens von Gusseisenlegierungen sowie die Vorhersage kritischer Bereiche im Gussteil mit Hilfe der numerischen Simulation stellt besondere Anforderungen an die Software und die ihr zugrundeliegenden Modelle. Die Eigenschaften von Gusseisenlegierungen sind stark von der metallurgischen Behandlung der Schmelze abhängig. Das gewünschte Gefüge und damit die erzielbaren mechanischen Eigenschaften werden bei gleichem Wärmehaushalt im Gussteil durch die Legierungszusammensetzung, Verunreinigungen, Desoxidation, sowie Magnesium- und Impfbildung der Schmelze bestimmt. Svensson [4],

Sturm [5], Starobin [6], Aloe [7] und Guo [8] bieten einen Überblick über die derzeitigen Möglichkeiten und Grenzen der Gusseisen-Simulation.

Um das Gefüge in Abhängigkeit der oben genannten Verfahrensparameter vorhersagen zu können, muss die numerische Simulation die folgenden physikalisch-chemischen Einflüsse berücksichtigen:

- Keimbildung des Graphits unter Berücksichtigung der Wirksamkeit des Ferro-Siliziums und der thermodynamischen Triebkräfte
- Graphitform
- Entstehung des primären Austenits
- Festphasenumwandlung in Ferrit/Perlit
- Speisungsverhalten und Porositätsbildung

Die Berechnung von Gefüge und Eigenschaften für Gusseisenlegierungen stößt heute noch an Grenzen, da die Berücksichtigung der variierenden chemischen Zusammensetzung der Schmelze sowie eine adäquate Modellierung des Impfprozesses – dabei fehlt es auch am Grundlagenverständnis – schwierig sind. Im Rahmen dieses Vorhabens wurden neue Erkenntnisse zu diesem Thema durch die orts aufgelöste, mesoskopische Simulation von Keimbildung und Wachstum von Kugelgraphit mit Hilfe des Phasenfeld-Ansatzes gewonnen.

Besonderes Interesse besteht an duktilen Gusseisenlegierungen mit großer Zugfestigkeit und Kerbschlagarbeit bei niedrigen Temperaturen. Diese Werkstoffe werden z.B. für Rotornabe und Maschinenträger der Windkraftanlagen verwendet.

Für die Bauteil- und Prozesssimulation spielen die thermophysikalischen Kennwerte des Gusseisens als Funktion der Temperatur eine besondere Rolle. Dynamische Wärmestromdifferenzkalorimetrie (DSC) wird zur Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität, der Liquidus- und Solidustemperatur sowie zur Bestimmung des fest/flüssig – Anteils angewandt. Die thermische Dehnung von Gusseisen wird mittels Dilatometrie gemessen. Die temperaturabhängigen Dichtewerte können aus der gemessenen thermischen Dehnung berechnet werden. Laser Flash Analyse wird zur Ermittlung der Wärmeleitfähigkeit des Gusseisens genutzt.

Zur Ermittlung der Temperaturgradienten während der Erstarrung sind lokale Temperaturmessungen mit Hilfe von Pt/Rh-Thermoelementen Stand der Technik. Diese Thermoelemente sind für Hochtemperaturanwendungen gut geeignet.

Die Probenvorbereitung ist der erste Schritt zur Charakterisierung des Werkstoffes. Die Proben werden mittels Präzisionstrennmaschinen, Heißeinbettpressen, elektrolytischen Ätz- und Poliergeräten sowie Schleif-/Poliermaschinen vorbereitet. Gusseisenwerkstoffe können anhand spezieller werkstoffspezifisch entwickelter Farbätzverfahren untersucht werden.

Für die Analyse und Dokumentation metallographischer Schliffbilder wird Lichtmikroskopie genutzt, ausgestattet mit analogen oder hoch auflösenden Digitalkameras. Die digitale Bildanalyse gibt genauen Aufschluss über Morphologie und Korngröße des Gefüges.

Die Zugfestigkeit wird mit servohydraulischen Zerreißmaschinen untersucht. Ein Umlaufbiegeprüfstand zur Ermittlung von Dauer- bzw. Betriebsfestigkeit sowie die Härteprüfung nach Brinell sind Standard.

1.4.1 Eigene Vorarbeiten

Gießprozesssimulation

Entgegen den auf dem Markt vorhandenen Softwarelösungen wird in diesem Vorhaben ein Multiphasen- / Multiphysik- / Multiskalenansatz angewandt, um die Entstehung und das Wachstum einzelner Phasen während der Erstarrung und nachfolgender Abkühlung – einschließlich der Festphasenumwandlungen – korrekt abbilden zu können.

Zur Vorbereitung für DiWaGussGJS sind im Jahr 2012 zwei Masterarbeiten in Access e.V. entstanden [22], [23]. In [22] wurde eine näherungsweise Beschreibung mit Hilfe eines quasibinären Fe-C_{eqv}-Phasendiagramms angewandt, um die chemische Zusammensetzung der Gusseisenlegierungen in der Gießprozesssimulation berücksichtigen zu können. Dafür wurden die Phasendiagramme zwei verschiedener Gusseisenlegierungen mit Thermo-Calc berechnet. Die Verschiebungen der charakteristischen Punkte im quasibinären Fe-C_{eqv}-Phasendiagramm wurden nach jeder Variation der chemischen Zusammensetzung neu ausgewertet. Als Ergebnis wurde der Zusammenhang zwischen der chemischen Zusammensetzung der Gusseisenlegierung und der Lage der charakteristischen Punkte im quasibinären Fe-C_{eqv}-Phasendiagramm mittels Regressionsanalyse ermittelt.

In [23] wurde ein mikroskopisches Erstarrungsmodell [15] dargestellt und in die Software STAR-CCM+ implementiert, das sowohl Keimbildung, dendritische Erstarrung des Primäraustenits und eutektoide Reaktion zu Ferrit/Zementit beschreibt. Die Wachstumsgeschwindigkeit der Dendritenspitzen wurde aus der konstitutionellen Unterkühlung berechnet, die wiederum auf Grund der Kohlenstoffdiffusion im Flüssigen, der Wärme- und der

1. Kurzdarstellung des Projektes

Stoffbilanz ermittelt wurde. Da während der Erstarrung an der Grenzfläche fest/flüssig ein Gleichgewichtszustand angenommen wird, hängt die Zusammensetzung an der Grenzfläche von der Temperatur ab. Das Modell der eutektischen Erstarrung nach Wetterfall wurde implementiert. Hier besteht ein Zusammenhang zwischen der Wachstumsrate der in einer Austenitschale eingeschlossenen Graphitkugel und der Diffusion des Kohlenstoffs durch die Austenitschale. Das Zusammenwachsen eutektischer Körner wurde mittels Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami Näherung modelliert.

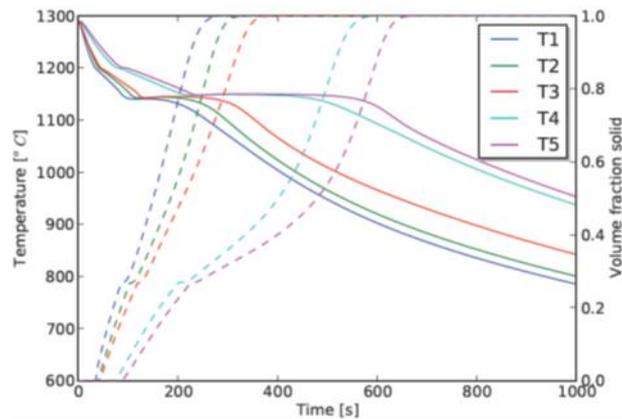


Abbildung 1.2: Berechnete Abkühlkurven und die zugehörigen Festphasenanteile (Summe der Phasenanteile des primären Austenits und des Eutektikums) [23]

In der **Abb.1.2** sind berechnete Abkühlkurven und die zugehörigen Festphasenanteile [23] dargestellt. Die Konzentration des Kohlenstoffs beträgt 3.7%. Neben Rekaleszenz sind die Zeitpunkte der Bildung des primären Austenits zu erkennen. Diese Merkmale demonstrieren die Koppelung zwischen mikroskopischer Phasenumwandlungskinetik und makroskopischem Wärmetransport. Die zugehörigen Ergebnisse der Erstarrungssimulation sind in **Abb. 1.3** dargestellt. Abgebildet ist die Verteilung der Phasenanteile des primären Austenits, des Eutektikums und der Schmelze in einem senkrechten Querschnitt durch die Probegeometrie.

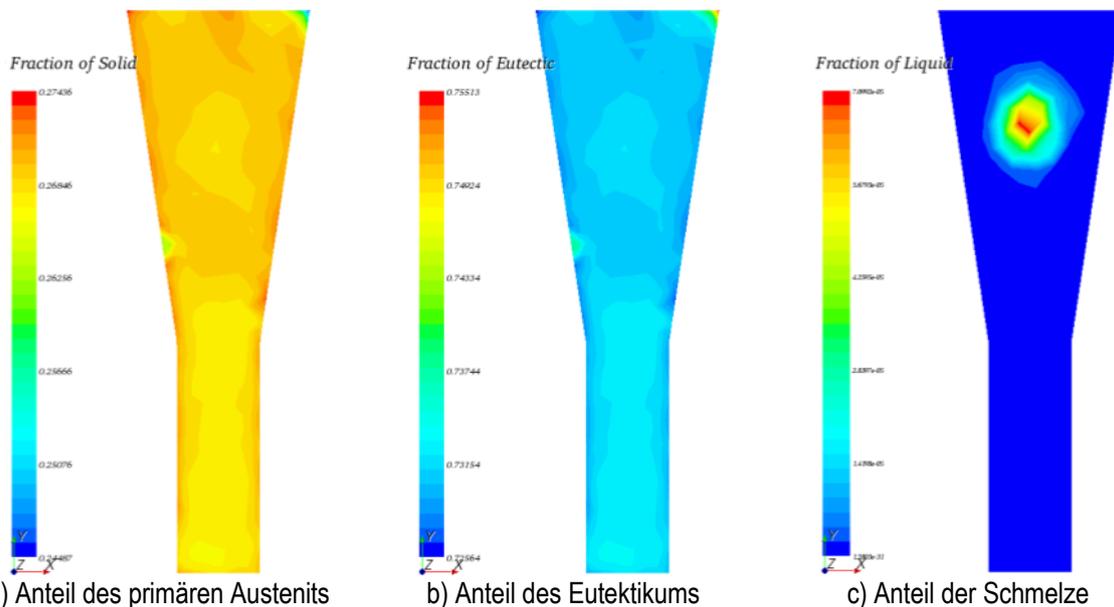


Abbildung 1.3: Berechnete Anteile primären Austenits, Eutektikum und Schmelze nach 683 s Erstarrungszeit [23]

Gefügesimulation

Für die orts aufgelöste Simulation der Gefügeentwicklung bei Erstarrung und Festkörpertransformation hat sich die Phasenfeldmethode aufgrund ihres universellen Charakters und ihrer soliden thermodynamischen Basis als Methode der Wahl etabliert. Eine aktuelle Übersicht zur Methode und ihren bisherigen Anwendungen geben z. B.

[24], [25]. Die Gefügesimulation liefert ein direktes Abbild der Phasen-, Ausscheidungs- und Elementverteilung während des Erstarrungsvorgangs im Größenbereich von einigen 10 bis einigen 100 μm . Simulierten Gefügemorphologien können direkt mit metallographischen Schliffbildern verglichen werden. Die große Spannbreite der relevanten Längenskalen (von sub- μm kleinen Ausscheidung bis hin zu mm großen Körnern) macht die numerische Behandlung aufwändig, sodass die Größe einer einzelnen Simulationsdomäne i.a. durch die notwendige Rechenzeit auf einzelne repräsentative Ausschnitte eines Bauteils begrenzt ist. Die sich daraus ergebenden Probleme bei der Kopplung von Prozess- und Gefügeskala können mit Hilfe verschiedener Strategien gelöst werden [26].

Erstarrungsmorphologien in binären Legierungssystemen lassen sich heute mit großer Genauigkeit ohne adjustierbare Parameter berechnen, für die Simulation von vielkomponentigen und mehrphasigen Legierungen, wie in diesem Fall Gusseisen, muss mit einer größeren Zahl notwendiger, zum Teil unbekannter Materialparameter umgegangen werden. Hinzu kommt, dass für die Gefügeentwicklung in Gusseisen die Keimbildung eine entscheidende Rolle spielt, die Gefügemorphologie also nicht nur durch Wachstumsvorgänge bestimmt wird. Für die Berechnung der Keimbildung in Gusseisen gibt es zurzeit keine prädiktiven Modelle. Ein Weg mit der Komplexität von technischen Legierungen umzugehen, ist eine Kombination aus der Nutzung thermodynamischer Datenbanken und semiempirischer Modelle für die Keimbildung und Grenzflächeneigenschaften. Freie Modellparameter müssen anhand von experimentellen Untersuchungen des Gefüges und seiner Entwicklung kalibriert werden. Dieses Vorgehen stellt keinerlei Einschränkung bezüglich der Zielsetzung in diesem Projekt dar, da hier keine „ab initio“ Simulation der Gefügestruktur angestrebt wird, sondern ausgehend von Referenzabgüssen eine möglichst prädiktive Vorhersage der Varianz des Gefüges über das Bauteil bei verschiedenen Bauteilgeometrien, Prozessführungen und Legierungszusammensetzungen angestrebt wird.

Access e.V. verfügt mit der seit mehr als 10 Jahren entwickelten Software MICRESS über ein etabliertes Werkzeug für die Gefügesimulation in technischen Legierungen. MICRESS wird seit 2004 kommerziell vertrieben. Eine Vielzahl akademischer und industrieller Lizenznehmer weltweit nutzen MICRESS, u.a. für die Werkstoffe Stahl, Aluminium, Magnesium oder Ni-Basis Legierungen. Grundlage von MICRESS ist das bei Access e.V. entwickelte Multi-Phasenfeldmodell [27]. Für die konsistente Beschreibung der thermodynamischen Triebkräfte für Phasenumwandlung und Ausscheidungsbildung wurde eine Kopplung zwischen thermodynamischen Gibbs-Energie Datenbanken und dem Multi-Phasenfeldmodell entwickelt. Die aktuelle Formulierung dieses Ansatzes ist in [28] dargestellt.



Abbildung 1.4: Keimbildung von Graphit (dunkelblau) auf MnS-Precursor-Partikeln [30]

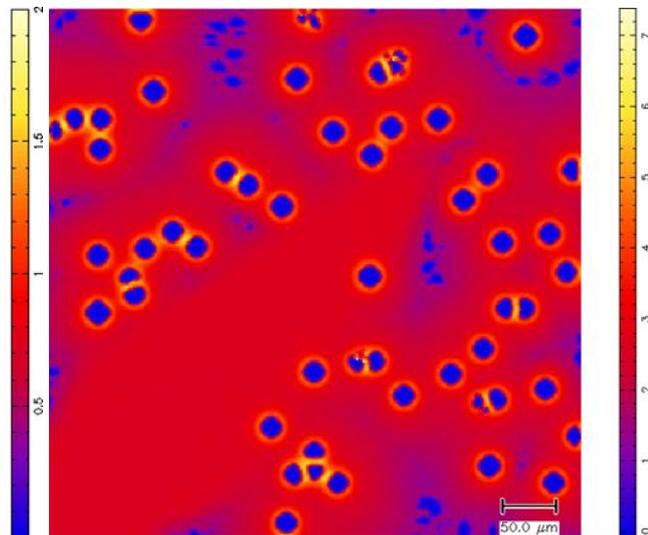


Abbildung 1.5: Erste Simulation des Wachstums von Kugelgraphit – gezeigt ist die Si-Verteilung. Neben Kugelgraphit (blau mit gelben Si-Hof) sind auch Zementit-Ausscheidungen zu sehen

Die für die Gefügesimulation in Gusseisen benötigten thermodynamischen Größen sind in der Datenbank TCFE6 [29] verfügbar. Für die Mobilitätsdaten (Diffusionskoeffizienten) der Legierungselemente in Austenit, Ferrit und in der Schmelze gibt es die Datenbank MOBF2. Die genannten Datenbanken (und ihre Vorläuferversionen) werden seit vielen Jahren erfolgreich in der Forschung und Anwendung eingesetzt und sind Stand der Technik.

1. Kurzdarstellung des Projektes

Grundidee solcher Datenbanken ist, dass man mehrkomponenten/mehrphasen Legierungssysteme thermodynamisch auf Basis der binären und ternären „Randsysteme“ beschreiben kann. In manchen Legierungssystemen sind darüber hinaus quaternäre oder höherwertige Teilsysteme gesondert zu beschreiben. Die Parameter der in den Datenbanken abgelegten Modelle werden experimentell bestimmt. Bei der Datenbankentwicklung werden alle verfügbaren Informationen zu den Subsystemen gesammelt und konsistent in einem Modell erfasst.

In Zusammenarbeit mit der TU Clausthal wurde von Access e.V. in einer Studie der Einfluss des Ti-Gehalts auf die Bildung von MnS-Ausscheidungen (als Keimbildner für Graphit) untersucht [30]. Diese Arbeit demonstriert die grundsätzliche Anwendbarkeit der Gefügesimulation und der Software MICRESS auf die in diesem Projekt zu untersuchenden Fragestellungen zur Gefügeentwicklung in Gusseisen. In **Abb.1.4** ist die Keimbildung von Graphit auf MnS-Precursor-Partikeln [30] dargestellt. Ein Ergebnis einer ersten Simulation des Wachstums von Kugelgraphit ist in **Abb.1.5** gezeigt. Neben Kugelgraphit (blau mit gelben Si-Hof) sind auch Zementit-Ausscheidungen zu sehen. Weitere Arbeiten zur Phasenfeldsimulation der Gefügeentwicklung in Gusseisen sind nicht bekannt.

1.4.2 Literaturangaben

- [1] Pieper, S.: „Qualitätssicherung bei der Produktion von Windenergieanlagen durch Prüfungen an den Hauptkomponenten und der Maschinengondel“. Hamburg : Hochschule für Angewandte Wissenschaften, 2011. Master Thesis.
- [2] Faulstich, S., et al.: „Windenergie Report 2008“. S.I.: Institut für Solare Energieversorgungstechnik (ISET), 2008.
- [3] Werner, H. und Lappat, I.: „Gusseisen mit Kugelgraphit sichert Klimaschutz – Konstruktionswerkstoff auch für niedrige Temperaturen“. Giesserei Erfahrungsaustausch. 2010, 7+8.
- [4] Svensson, I.L. und Wessen, M.: “Foundry of Cast Irons: Processing and Simulation”. [Buchverf.] F. Bonollo und S. Odorizzi. Numerical Simulation of Foundry Processes. Padova : Servizi Grafici Editoriali, 2001.
- [5] Sturm, J.C. und Busch, G.: “Cast Iron – A Predictable Material (New Capabilities in Casting Process Simulation to Assess Iron Casting Production and Properties)”. Proceedings of the 69th World Foundry Congress. Hangzhou, China : South China University of Technology, 2010.
- [6] Starobin, A. und Carter, M.C.: “Modeling Volume Changes and High Temperature Microstructure in Cast Iron”. Flow Science Technical Note. 2011, 89.
- [7] Aloe, M. und Anton, F.: “Modeling Microstructure, Mechanical Properties and Density Variation of Cast Iron”. Tabira/IV Forum Técnico Internacional de fundicion. 2007.
- [8] Guo, J. und Samonds, M.T.: “Modeling and experimental validation of microstructure and mechanical properties of ductile iron during solidification”. Proceedings of the 5th Decennial International Conference on Solidification Processing. Sheffield : s.n., 2007.
- [9] CD-adapco: “User Guide, STAR-CCM+ Version 7.06”, 2012
- [10] Ludwig, A. und Wu, M.: “Modeling of Globular Equiaxed Solidification with a Two-Phase Approach”, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 33A, December 2002, p. 3673-3683
- [11] Ludwig, A. und Wu, M.: “Modeling the columnar-to-equiaxed transition with a three-phase Eulerian approach”, Materials Science and Engineering A, vol. 413-414, December 2005, p. 109-114
- [12] Wang, T., Wu, M., Ludwig, A., Abondano, M., Pustal, B. und Bührig-Polaczek, A.: “Modelling the Thermosolutal Convection, Shrinkage Flow and Grain Movement of Globular Equiaxed Solidification Using a Three-Phase Model”, International Journal of Cast Metals Research, vol. 18, No. 4, June 2005, p. 221-228
- [13] Kanetkar, C.S., Chen, I.-G., Stefanescu, D.M. und El-Kaddah, N.: “A Latent Heat Method for Macro-Micro Modeling of Eutectic Solidification”, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, vol. 28, No. 10, 1988, p. 860-868
- [14] Stefanescu, D.M. und Kanetkar, C.: “Computer Modeling of the Solidification of Eutectic Alloys: The Case of Cast Iron”, in “Computer Simulation of Microstructural Evolution”, ed. Srolovitz, D.J., The Metallurgical Society, Warrendale, PA, 1985, p. 171-188
- [15] Stefanescu, D.M., Upadhyay, G. und Bandyopadhyay, D.: “Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Solidification of Castings”, Metallurgical Transactions A, vol. 21A, No. 3, March 1990, p. 997-1005
- [16] Chang, S., Shanguan, D. und Stefanescu, D.M.: “Prediction of Microstructural Evolution in SG Cast Iron from Solidification to Room Temperature”, AFS Transactions, Warrendale, PA, 1985, p. 531-541

- [17] Chang, S., Shangguan, D. und Stefanescu, D.M.: "Modeling of the Liquid/Solid and the Eutectoid Phase Transformations in Spheroidal Graphite Cast Iron", Metallurgical Transactions A, vol. 23A, No. 4, April 1992, p. 1333-1346
- [18] Nastac, L. und Stefanescu, D.M.: "Modeling of Microsegregation in SG Cast Iron", AFS Transactions, 1993, p. 933-938
- [19] Nastac, L. und Stefanescu, D.M.: "Prediction of Gray-to-White Transition in Cast Iron by Solidification Modeling", AFS Transactions, 1995, p. 329-337
- [20] Ni, J. und Beckermann, C.: "A Volume-Averaged Two-Phase Model for Transport Phenomena during Solidification", Metallurgical Transactions B, vol. 22B, No. 4, June 1991, p. 349-361
- [21] Wang, C.Y. und Beckermann, C.: "Equiaxed Dendritic Solidification with Convection: Part I. Multiscale/Multiphase Modeling", Metallurgical Transactions A, vol. 27A, No. 9, September 1995, p. 2754-2764
- [22] Han, F.: "Bestimmung der Position der charakteristischen Punkte C_{eqv} , E_{eqv} , B_{eqv} , D_{eqv} , I_{eqv} und S_{eqv} im quasibinären Fe- C_{eqv} Phasendiagramm für mehrkomponentigen Gusseisenlegierungen", Aachen, RWTH Aachen, 2012, Master Thesis
- [23] Huang, C.: "Implementation of a multi-phase and multi-component cast iron solidification model in STAR-Cast using an Eulerian multi-phase approach", Aachen, RWTH Aachen, 2012, Master Thesis
- [24] Asta, M., Beckermann, C., Karma, A., Kurz, W., Napolitano, R., Plapp, M., Purdy, G., Rappaz M. und Trivedi R., Acta Materialia 57, Issue 4, p. 941-971 (2009).
- [25] Böttger, B., Apel, M., Eiken, J., Schaffnit, P. und Steinbach, I.: "Phase-Field Simulation of Solidification and Solid-State Transformations in Multicomponent Steels", Steel research int. 79 No. 8, (2008) 608.
- [26] Böttger, B., Eiken, J. und Apel, M.: "Phase-field simulation of microstructure formation in technical castings – A self-consistent homoenthalpic approach to the micro–macro problem", J. of Comp. Physics 228 (2009) 6784-6795
- [27] Steinbach, I., Pezzolla, F., Nestler, B., Seeßelberg, M., Prieler, R., Schmitz G.J. und Rezende, J.L.L.: Physics D, 94, pp. 135-147 (1996).
- [28] Eiken, J., Böttger B. und Steinbach, I.: Phys. Rev. E, Vol. 73, Issue: 6, p. 066122 (2006).
- [29] TCFE6: Thermodynamische Datenbank für Fe-Legierungen von ThermoCalc AB, MOBFE2: Mobilitätsdatenbank für Fe-Legierungen von ThermoCalc AB, www.thermocalc.se.
- [30] Sommerfeld, A., Boettger, B. und Tonn, B.: "Graphite nucleation in cast iron melts based on solidification experiments and microstructure simulation", Journal of Mat. Sci. & Technology, Vol. 24(3), pp. 321-324 (2008)

1.5 Zusammenarbeit mit anderen Stellen

Innerhalb des Projektes sind folgende Firmen maßgeblich an die experimentellen Untersuchung des Erstarrungsvorgangs in dickwandigen Gussteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit für Windkraftanlagen beteiligt gewesen:

- FWH Eisenguss GmbH, Mülheim a/d Ruhr (Projektpartner), als WKA-Komponentenhersteller (Giesserei): Zusammenplanen und Durchführen der Gießversuche
- Senvion GmbH, Hamburg (Projektpartner), als WKA-Hersteller: Projektbegleitung und -bewertung; Ermittlung repräsentativer Spannungskollektive eines WKA-Maschinenträgers (Demonstratorbauteil)
- IZP Dresden, Dresden (Unterauftrag): Durchführung von Lebensdaueruntersuchungen an dickwandigen Gussteilen aus GJS für WKA
- IMA Dresden, Dresden (Unterauftrag): Ermüdungsverhalten von Gusswerkstoffen im Projekt DiWaGuss-GJS; Festigkeitsberechnungen für ausgewählte Werkstoffe nach FKM-Richtlinie für Projekt DiWaGuss-GJS
- Netzsch GmbH, Selb (Unterauftrag): Messung der thermophysikalischen Eigenschaften der im Di-WaGussGJS-Projekt untersuchten GJS-Legierungen

2 Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

2.1 Verwendung der Zuwendung und erzielte Ergebnisse

2.1.1 Gießversuche

Im Bereich Gießversuche wurde zunächst eine Versuchsplanung und -design vorgenommen. Im Anschluss daran erfolgte die Temperaturmessung und thermische Analyse für jeden Abguss anhand geplanter Parametervariation. Abschließend erfolgte die Auswertung der Messergebnisse.

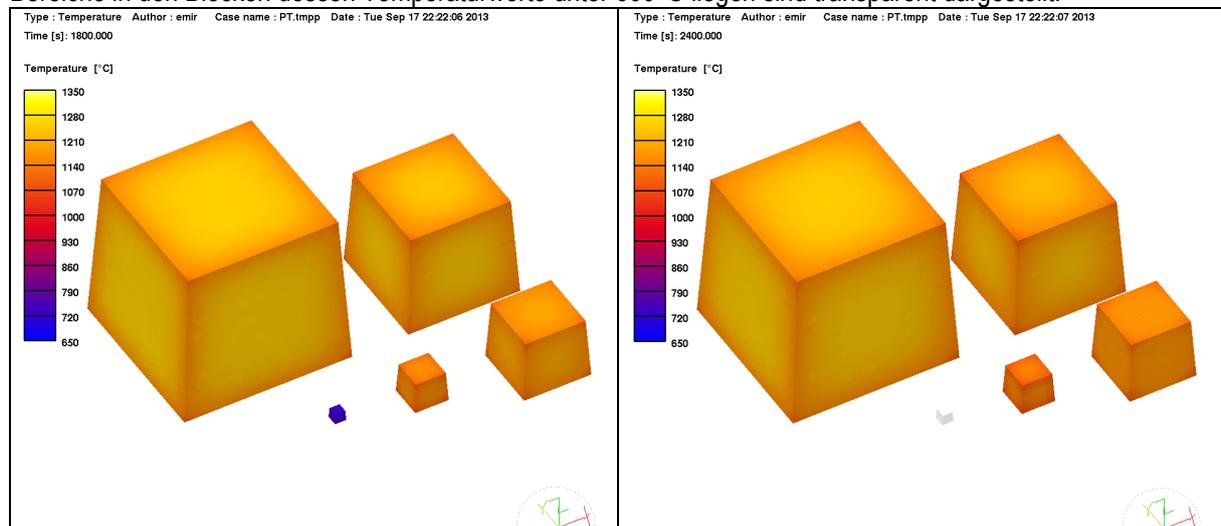
2.1.1.1 Versuchsplanung und -design

Versuchsplanung und -design sowie Messtechnikauslegung beinhalteten Festlegung folgender Details:

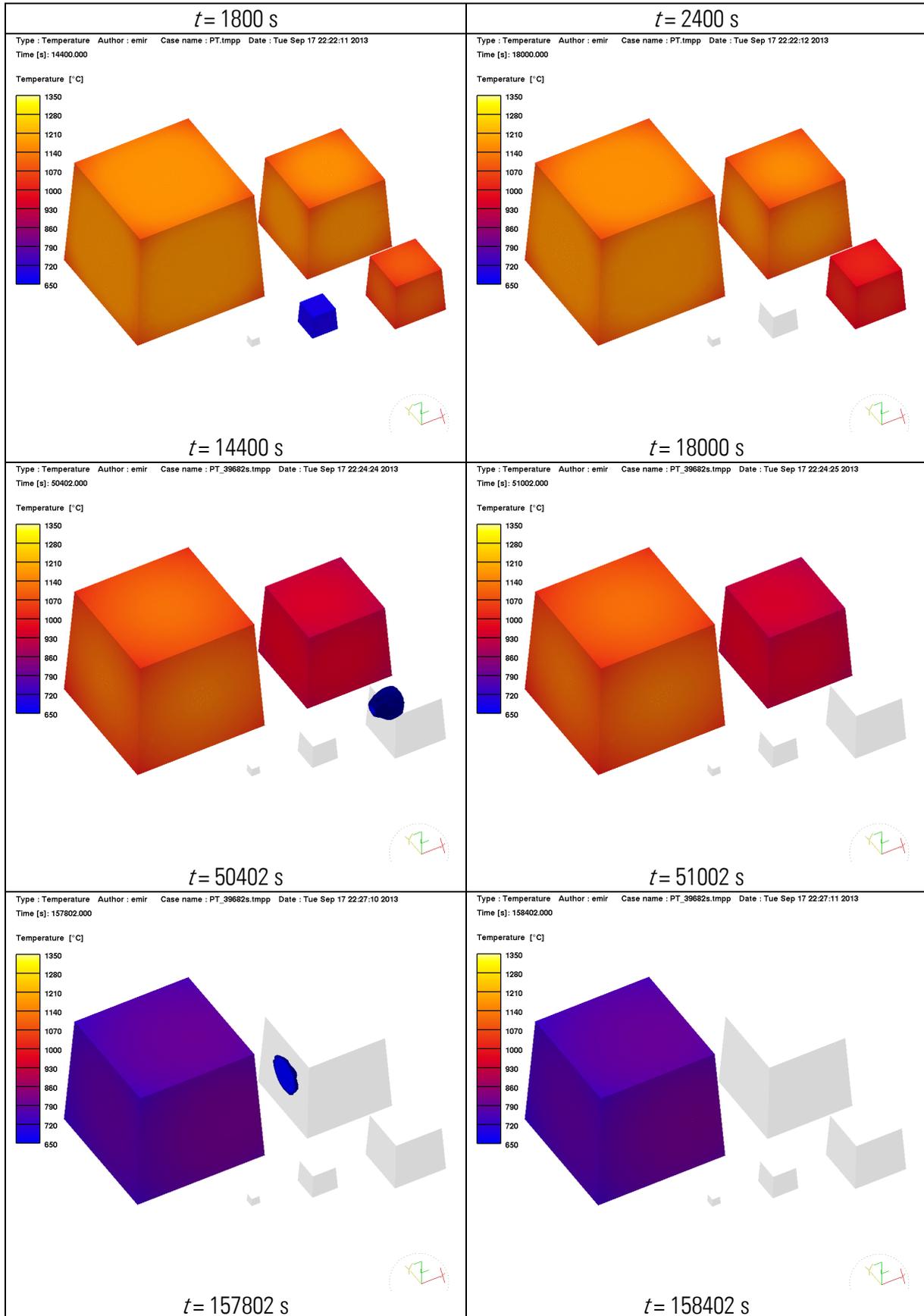
- die Lage der Probekörper im Formkasten,
- die Lage der Thermoelemente in den Probekörpern,
- die Lage der Proben zur metallographischen Untersuchung / Messung der Brinellhärte in der gegossenen Probekörper,
- die Lage der Proben zur statischen mechanischen Prüfung in den gegossenen Probekörpern,
- die Lage der Proben zur Wöhleruntersuchung in dem 750 mm x 750 mm x 750 mm Block,
- die Sägeschnittebenen in den gegossenen Probekörpern,
- die Probenbeschriftung,
- die Parameter für die Temperatureaufnahme mit dem Datenlogger,
- die Variationsparameter der Versuche – drei Gießtemperaturen, drei Impfstände.

Zur Optimierung der Temperaturmessung musste der Aufnahmezeitschritt bei vorgegebener Speicherkapazität und Anzahl der verfügbaren Aufnahmekanäle des Aufnahmeegeräts an die geschätzte Aufnahmedauer angepasst werden. Zur Abschätzung der Datenaufnahmezeit wurde eine vorläufige, rein thermische Erstarrungssimulation durchgeführt. Die korrekt eingegebene Aufnahmedauer ermöglicht, dass die Abkühlkurven vollständig gespeichert werden. Dadurch können alle Zeitpunkte und Temperaturwerte der Phasenumwandlungen aus den aufgenommenen Abkühlkurven entnommen werden. Die Simulationsergebnisse sind in **Tabelle 2.1** dargestellt. Es wurde angenommen, dass die Anfangstemperatur des Gusseisens 1340°C beträgt, und die erreichte Temperatur im Bauteil am Ende des Abkühlens der gegossenen Blöcke im Sandkasten unter 600°C liegen muss. Beim Erreichen dieser Temperatur sind alle Festphasenumwandlungen im Gusseisen abgeschlossen, so dass die endgültige Erstarrungsstruktur vorliegt. Die fünf unterschiedlich großen Blöcke kühlen unterschiedlich schnell ab.

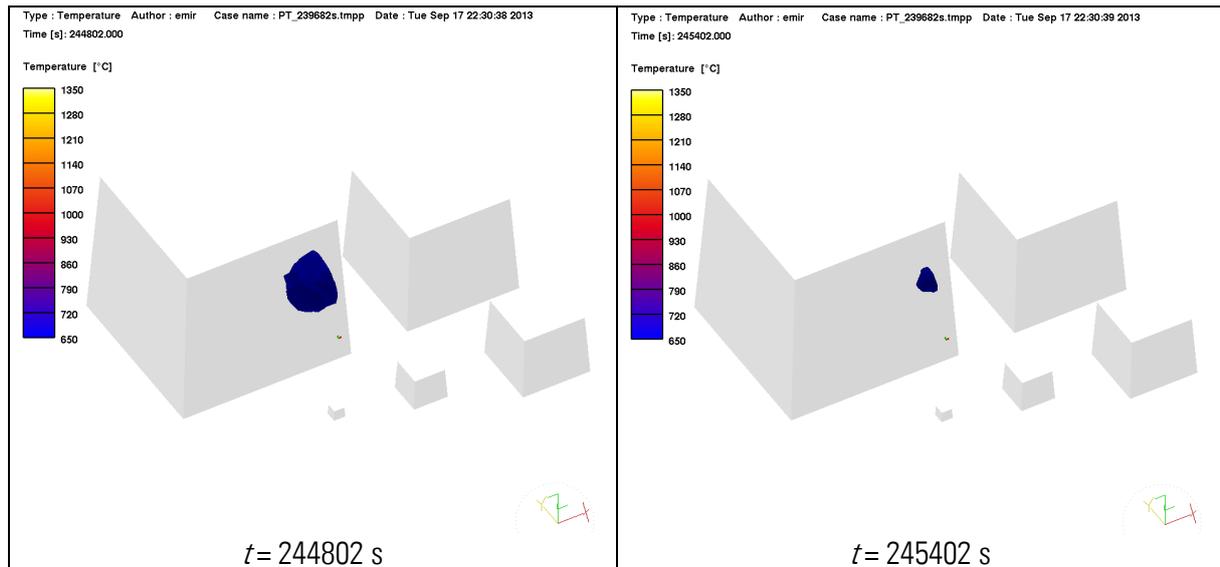
Tabelle 2.1: Temperaturverteilung in den gegossenen Gusseisenblöcken zu unterschiedlichen Zeitpunkten; die Bereiche in den Blöcken dessen Temperaturwerte unter 600°C liegen sind transparent dargestellt.



2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse



2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse



Die Bilder zeigen die Temperaturverteilung in den Blöcken zu fünf unterschiedlichen Zeitpunkten, die so gewählt wurden, dass jeweils einer der fünf Blöcke (nach aufsteigender Größe sortiert) gerade die Abkühlungsendtemperatur von 600°C unterschreitet. Dabei zeigen die Bilder in der linken Spalte einen Zeitpunkt unmittelbar vor dem Erreichen von 600°C und die Bilder in der rechten Spalte einen Zeitpunkt kurz nach dem Erreichen dieser Temperatur. So sind in der fünften Zeile zum Beispiel die Ergebnisse gezeigt, die den Zeitpunkt des Erreichens der Temperatur von 600°C im größten Block 750 mm x 750 mm x 750 mm darstellen: der größte Block braucht 245402 s – ca. 68 Stunden – um im Sandkasten von Gießtemperatur (1340°C) bis zur Abkühlungsendtemperatur (600°C) abzukühlen. Damit ist die Aufnahmedauer zur Einstellung des Datenloggers festgelegt.

In der Zeichnung der Probekörperauslegung in der Sandform wurde die Geometrie des kleinsten würfelförmigen Probekörpers korrigiert, da der ursprünglich geplante Würfel mit einer Kante von 50 mm keine ausreichende Länge zur Entnahme der Zugversuchsproben besitzt. Anstatt eines Würfels wird eine prismatische Probengeometrie L x B x H = 150 mm x 50 mm x 50 mm vorgesehen.

Abbildung 2.1 zeigt die Positionierung der Bereiche aus denen die Proben zur Messung der Wöhlerkurven entnommen werden. Wichtige Kriterien zur Auswahl dieses Bereichs waren, dass die Proben ein möglichst homogenes Werkstoffgefüge aufweisen sollten und dass genügend Material zur Entnahme der 40 Proben zur Verfügung steht. Deswegen wurde die zentrale Stelle unter dem Temperaturmesspunkt im größten Probekörper gewählt.

Abbildung 2.2 zeigt die detaillierte Planung der Temperaturmessstellen. Die entnommenen Proben wurden nach der Entnahme gekennzeichnet, so dass ein Zusammenhang zwischen den Temperaturfeldern während der Erstarrung, den Mikrostrukturparametern und der gemessenen Dauerfestigkeit hergestellt werden kann.

Die Sägeschnittebenen sind definiert und gekennzeichnet. Die Proben sind aufsteigend mit der Größe von 1 bis 5 bezeichnet. Die Kennzahlen wurden auf der oberen Seite der Probekörper, in den Ecken zum Gießlauf, angebracht. Zwischen den zwei Zahlen wurde die laufende Nummer des Abgusses zentral positioniert.

Bei der Schnittplanung und Probenbeschriftung wurden die minimalen Werte der Dicke der geschnittenen Bereiche berücksichtigt – in Friedrich Wilhelms-Hütte Eisenguss GmbH beträgt sie minimal 30 mm. Die Schnittebenen schneiden auch die eingegossenen keramischen Schutzrohre der Thermolemente durch. Damit wurde geprüft, ob die Thermolemente während des Abgusses in ihrer geplanten Lage geblieben sind.

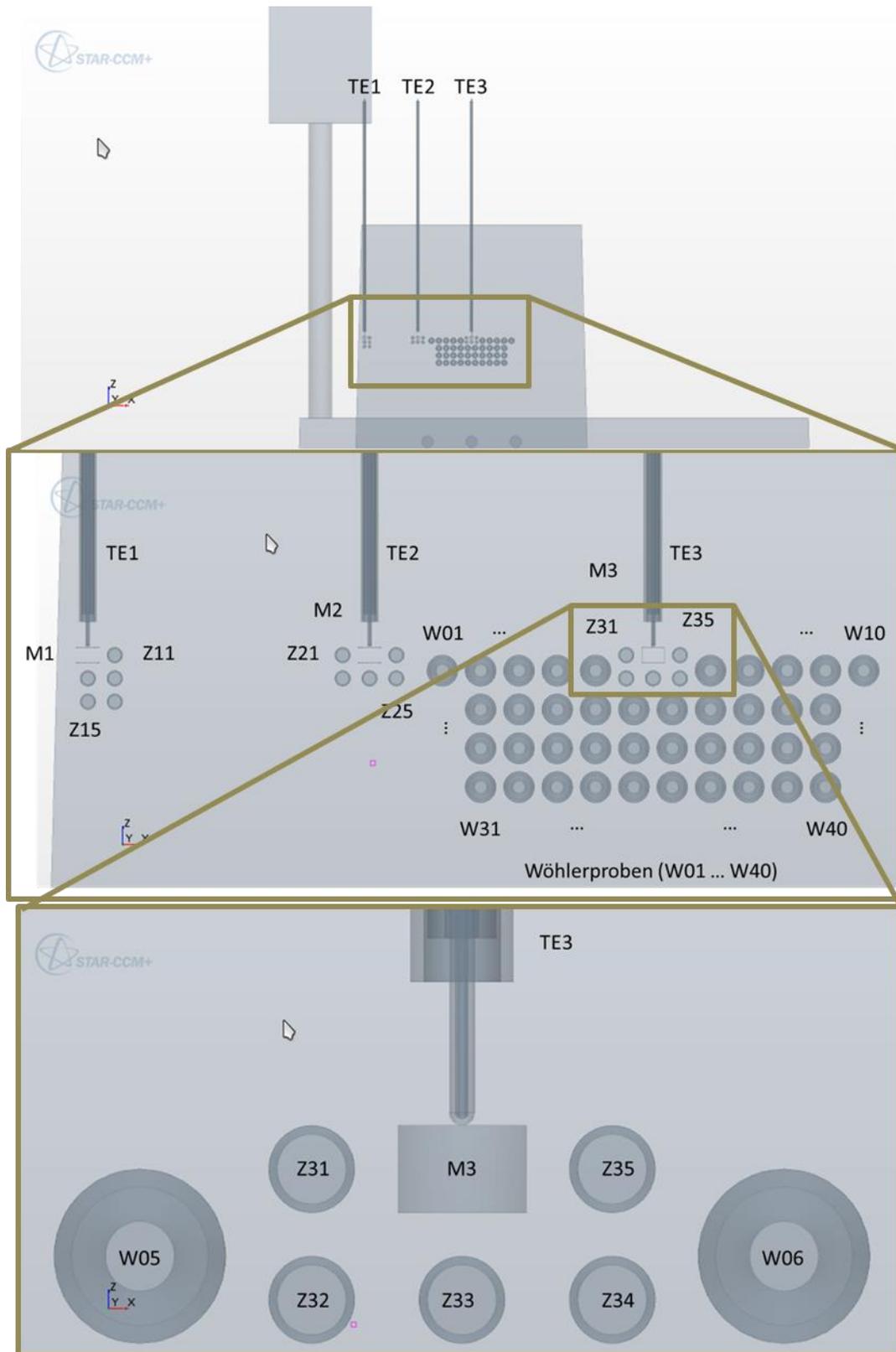


Abbildung 2.1: Planung der Lage der Proben im Block 750 mm x 750 mm x 750 mm und Bezeichnung der Wöhlerproben (W01 – W40), der Proben zur metallographischen Untersuchung und Messung der Brinellhärte (M1 – M3); der Proben zur statischen mechanischen Prüfung (Z11 – Z35) und der Thermoelemente (TE1 – TE3)

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

Die Geometrie der Thermoelemente / Block 750 mm x 750 mm x 750 mm

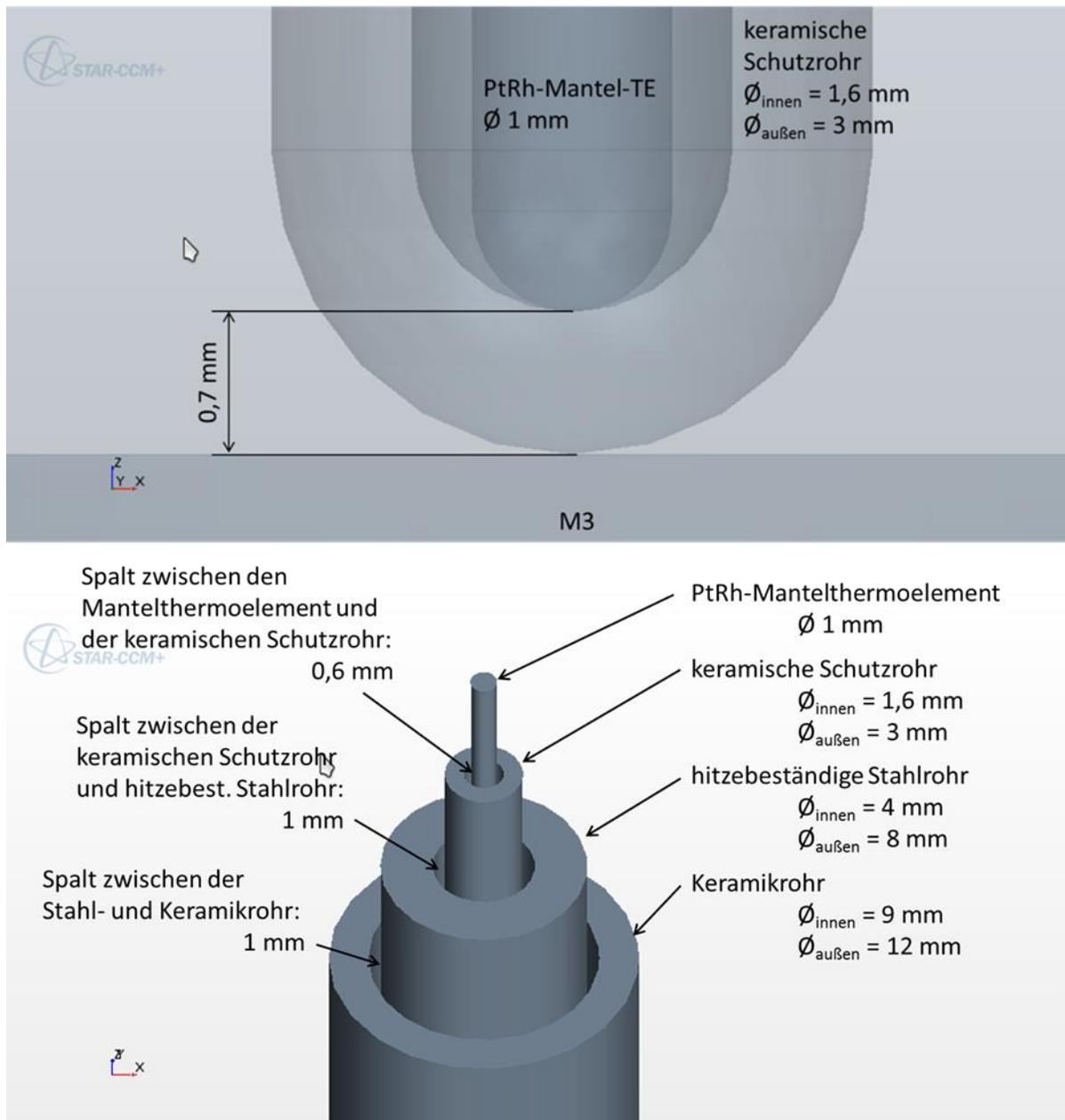


Abbildung 2.2: Die Planung der Temperaturmessstellen

Die Variationsparameter der Versuche: Es wurden drei Impfstände der Schmelze mit drei Gießtemperaturen kombiniert. Für die Gießtemperatur wurden drei Werte ausgewählt: 1290°C, 1320°C und 1350°C. Für den Impfstand der Schmelze wurden drei Fälle vorgesehen: keine Impfung (in der Pfanne), Impfung mit Impfmittel 1 und Impfung mit Impfmittel 2. Die chemische Zusammensetzung der Schmelze wurde mittels Spektrometeranalyse bestimmt. Zur Messung des Schwefel- und Kohlenstoffgehalts wurde ein LECO-Gerät auf Verbrennungsbasis genutzt. Nach den durchgeführten statisch-mechanischen Prüfungen und den metallographischen Untersuchungen wurden die vier Varianten mit den besten Gefüge- und mechanischen Eigenschaften zur weiteren Bestimmung der Wöhlerlinien verwendet.

Auf der Form wurde ein Vorlaufkasten positioniert, der mit einem Schmelzblech an der Öffnung zum Fallrohr ausgestattet wurde. Die Geometrie des Vorlaufkastens wurde in elektronischer Form für die numerische Simulation zur Verfügung gestellt.

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

Im Gießereibetrieb wurde ein passender Bereich ausgesucht, wo die Versuche später durchgeführt wurden. Die Stelle lag seitlich von häufig genutzten Strecken im Betrieb. Es gab ausreichend Platz für die Sandform der Größe: $L \times B \times H = 1800 \text{ mm} \times 1600 \text{ mm} \times 2000 \text{ mm}$, die dorthin mit einem Kran transportiert wurde und vor Ort manipuliert wurde. Für die Messgeräte war ein Stromanschluss vorhanden.

Das OCC-Messgerät wurde vom Gießerei-Institut der RWTH Aachen ausgeliehen. Das Messsystem verfügt über einen Stand für zwei Quik-Cup Tiegel: einer mit Tellur, in dem die Gusseisenschmelze weißerstart, und einer ohne Tellur, in dem die Gusseisenschmelze grau erstarrt (**Abbildung 2.3**). Die Untersuchung des Schmelzezustandes erfolgte in zwei Phasen: im Ofen – unmittelbar vor der Magnesiumbehandlung – und bei der Abschlackstation – unmittelbar vor dem Abguss in der Form. Die Ergebnisse der Analyse beinhalteten: Liquidustemperatur, metastabile eutektische Temperatur, untere Temperatur des stabilen Eutektikums, obere Temperatur des stabilen Eutektikums, Unterkühlung, Temperatur der letzten Erstarrung (**Abbildung 2.4**). Die so gewonnenen Ergebnisse stellten bei den Gießversuchen eine Schnittstelle zwischen den Prozessparametern der Schmelzebehandlung einerseits und der metallographischen und analytischen Untersuchung sowie Gefüge- und Prozesssimulation andererseits dar.

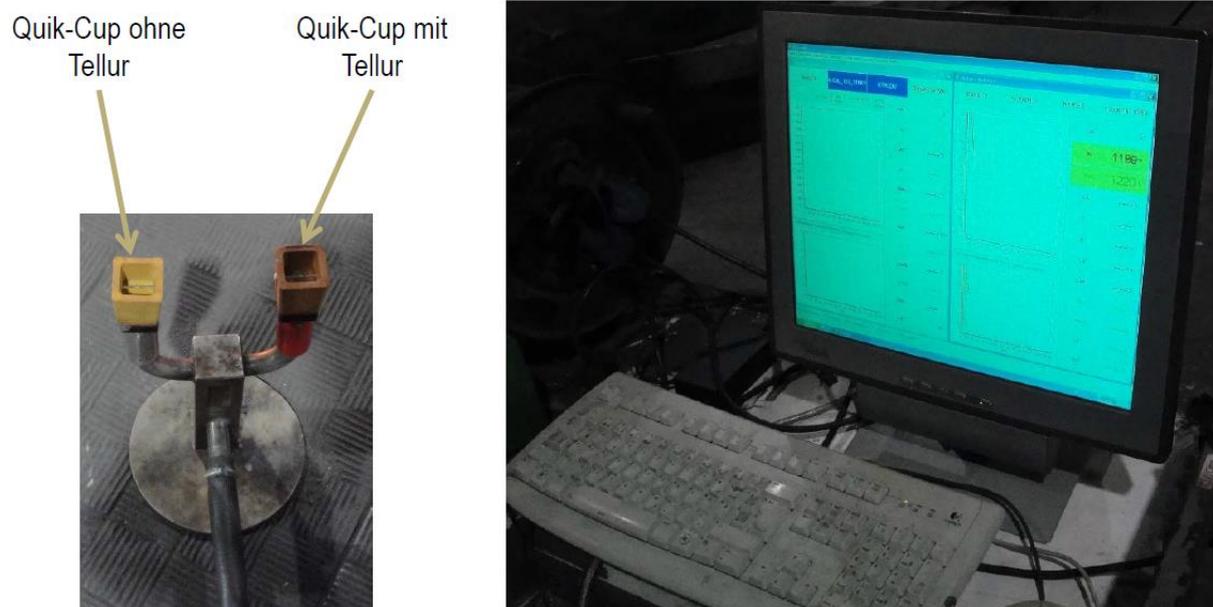


Abbildung 2.3: OCC Messgerät zur thermischen Analyse der Schmelze

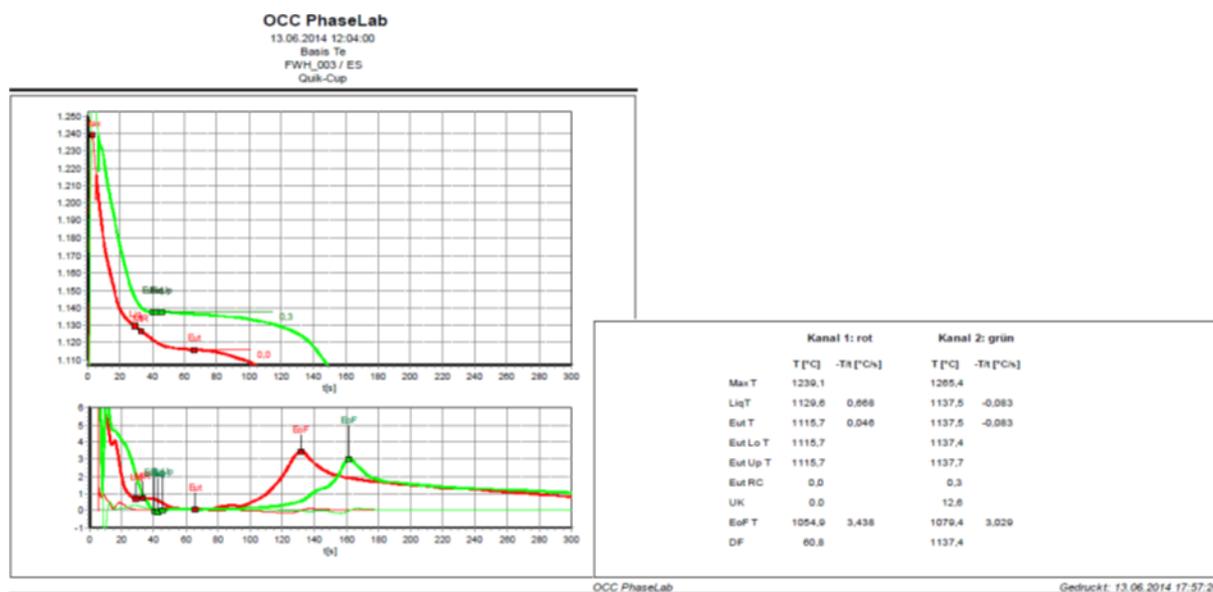


Abbildung 2.4: PhaseLab Bericht, Schmelzzustand vor dem Abguss

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

2.1.1.2 Durchführung der Gießversuche

13 Pt-Rh Thermoelemente wurden im ersten Abguss eingesetzt. Die gemessenen Temperaturkurven zeigten für neun Thermoelemente sinnvolle Werte an. Vier Thermoelemente lieferten dagegen keine Werte. Besonders kritisch war, dass die Entnahme der zwölf Thermoelemente misslang. Da die meiste Pt-Rh-Thermoelemente nicht mehr verfügbar sind, wurde eine Alternativlösung für die Temperaturmessung beim restlichen Abgüsse, nämlich die Thermoelemente Typ N (NiCrSi/NiSi), ausgesucht. Alle 13 Thermoelemente wurden vor dem Abguss elektrisch geprüft. Eine tabellarische Darstellung beinhaltet die Information über die Erfolgsquote bei der eingesetzten Thermoelemente pro Abguss und Messstelle, **Tabelle 2.2**. Beim Abguss 9 und 10 konnten aufgrund von Ausfällen des Messwerterfassungssystems keine Daten aufgezeichnet werden.

Tabelle 2.2: Überblick über den Erfolg der Tempuraufnahme pro Messstelle/Abguss

	TE1	TE2	TE3	TE4	TE5	TE6	TE7	TE8	TE9	TE10	TE11	TE12	TE13
Abguss 1 (PtRh)	✗	✗	✗	✓	✓	✓	✓	✓	✗	✓	✓	✓	✓
Abguss 2 (NiCrSi)	✓	✓	✓	✓	✓ ✗	✓	✓	✓	✗	✓	✓	✓	✓
Abguss 3 (NiCrSi)	✓	✓	✓	✓	✗ ✓	✓	✓	✓	✓	✗	✓	✓	✗
Abguss 4 (NiCrSi)	✓ ✗	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✗	✗
Abguss 5 (NiCrSi)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✗	✗
Abguss 6 (NiCrSi)	✓	✓	✓	✓	✓	✗ ✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓ ✗
Abguss 7 (NiCrSi)	✗ ✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
Abguss 8 (NiCrSi)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
Abguss 9 (NiCrSi)	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗
Abguss 10 (NiCrSi)	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗

✓ - gute Daten
 ✗ - schlechte/keine Daten
 ✓|✗ - überwiegend brauchbare Daten
 ✗|✓ - überwiegend schlechte Daten

Die Arbeitsschritte bei der Formherstellung und der Instrumentierung (**Abbildung 2.5**), ebenso wie bei dem Abguss (**Abbildung 2.6**) wurden entweder als Bilder oder als Filme aufgenommen und dargestellt. Bei der Formherstellung wurde die Geometrie des Fallrohrs ab dem 2. Abguss geändert, wobei die Gitterstruktur im oberen Formrahmen als Ursache der Änderung genannt wurde. Die Lage und Größe der Entlüftung des größten Probekörper wurde festgelegt



Abbildung 2.5: Die Modellplatte (links) und die Sandform vor (mitte) und nach der Instrumentierung (rechts)



Abbildung 2.6: Abguss (links); Abkühlung der Schmelze in der Form nach dem Abguss (rechts)

Die Sauerstoffaktivität der Schmelze wurde ab 4. Abguss nicht mehr gemessen, da die Sonden des ausgeliehenen Gerätes oftmals beschädigt wurden. Die gefilmten Abgüsse haben eine deutliche Erhöhung der Gießzeit aufgrund der geänderten Fallrohrgeometrie gezeigt: während die Gießzeit beim ersten Abguss 58 s war, ist sie z.B. beim 2. und 3. Abguss auf 78 s bzw. 81 s gestiegen. Damit führt diese Umlenkung im Fallrohr zu ca. 33 % längeren Gießzeiten.

Ab dem 4. Abguss wurden die Thermoelemente vom Typ K zur Messung des Temperaturverlaufs im Sand während der Erstarrung eingesetzt, ihre Lage ist in **Abbildung 2.7** gezeigt.

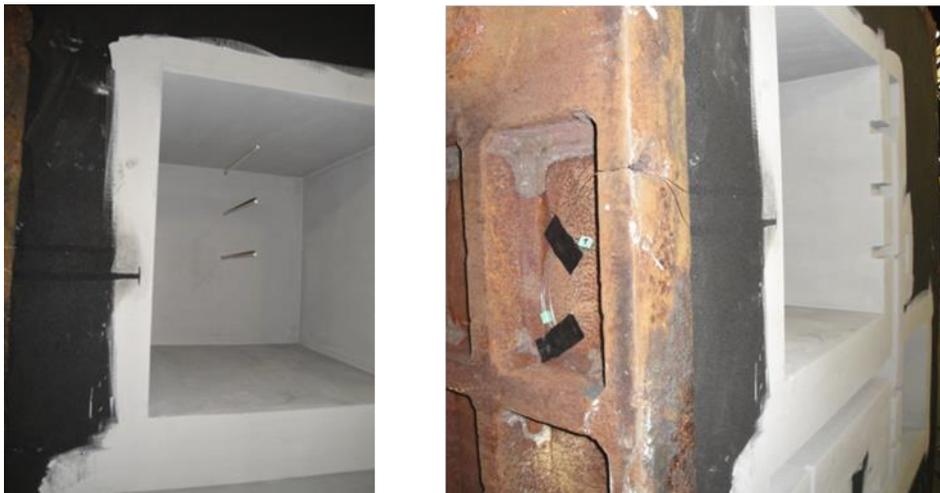


Abbildung 2.7: Sandform nach der Instrumentierung – die Lage der Thermoelemente Typ K

Tabelle 2.3 gibt einen Überblick über die Variation der Prozessparameter bei den durchgeführten Abgüssen.

Die chemische Zusammensetzung für alle Abgüsse ist in **Tabelle 2.4** präsentiert.

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

Tabelle 2.3: Überblick über die Variation der Prozessparameter

	Gießtemperatur	Pfannenimpfung	Mg-Behandlung	Sb	Gießzeit	Unterkühlung
Abguss 1	1320 °C	32 kg FeSi75	Draht, 136 m / 8 t	182 g	58 s	4,7°C
Abguss 2	1320 °C	SMW	Draht, 220 m / 12 t	170 g	78 s	13,8°C
Abguss 3	1320 °C	keine	Draht, 179 m / 10 t	85 g	81 s	13,3°C
Abguss 4	1350 °C	keine	Draht, 138 m / 6 t	132 g	64 s	7,2°C
Abguss 5	1285 °C	keine	Draht, 132 m / 8 t	162 g	66 s	9,9°C
Abguss 6	1312 °C	keine	Draht, 230 m / 12 t	137 g	54 s	27,1°C
Abguss 7	1320 °C	keine	Draht, 152,5 m / 6,5 t	104 g	58 s	14,6°C
Abguss 8	1308°C	Inoculin 390	Draht, 118,7 m / 6,0 t	126 g	63 s	12,2 °C
Abguss 9	1310°C	Inoculin 390	Draht, 202 m / 12,0 t	150 g	74 s	10,4 °C
Abguss 10	1271°C	Inoculin 390	o. A.	o. A.	67 s	7,1 °C

Tabelle 2.4: Überblick über die chemische Zusammensetzung (in Gew. %)

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Mo	Ni	Cr	Sn	Ti	Pb	Ce	Sb
soll: min	3,60	1,90	<	<	<	0,038	<	<	<	<	<	<	<	<	0,0025
soll: max	3,70	2,00	0,25	0,030	0,008	0,048	0,05	0,02	0,04	0,04	0,010	0,012	0,001	0,004	0,0030
Abguss 1	3,66	1,97	0,18	0,025	0,007	0,048	0,02	0,003	0,03	0,03	0,003	0,010	0	0,0018	0,0026
Abguss 2	3,66	1,97	0,19	0,026	0,006	0,044	0,01	0,003	0,02	0,02	0,003	0,011	0	0,0016	0,0026
Abguss 3	3,77	2,02	0,23	0,021	0,007	0,038	0,04	0,01	0,03	0,04	0,004	0,007	0	0,002	0,0030
Abguss 4	3,70	1,98	0,21	0,025	0,006	0,050	0,05	0,01	0,03	0,03	0,004	0,010	0	0,0016	0,0025
Abguss 5	3,70	1,99	0,21	0,032	0,005	0,046	0,05	0,01	0,05	0,04	0,005	0,009	0	0,0013	0,0028
Abguss 6	3,63	2,00	0,21	0,014	0,005	0,041	0,02	0,003	0,03	0,03	0,004	0,005	0	0,002	0,0026
Abguss 7	3,72	2,07	0,18	0,024	0,008	0,041	0,03	0,01	0,02	0,04	0,004	0,008	0	0,003	0,0025
Abguss 8	3,67	1,92	0,21	0,017	0,006	0,040	0,02	0,004	0,02	0,03	0,004	0,010	0	0,0016	0,0025
Abguss 9	3,66	2,04	0,20	0,021	0,003	0,042	0,02	0,003	0,02	0,03	0,004	0,007	0	0,0013	0,0025
Abguss 10	3,86	1,87	0,15	0,016	0,004	0,050	0,01	0,002	0,02	0,03	0,004	0,010	0	0,0011	0,0022

2.1.1.3 Abguss des Demonstratorbauteils

Fünf Thermoelemente vom Typ-N wurden beim Abguss eingesetzt. Die gemessenen Temperaturkurven zeigten für drei der Thermoelemente sinnvolle Werte an. Sowohl die Arbeitsschritte bei der Formherstellung (**Abbildung 2.8**) und der Instrumentierung (**Abbildung 2.9** und **Abbildung 2.10**) als auch bei dem Abguss wurden fotografisch als Bild oder Film dokumentiert.



Abbildung 2.8: Die Herstellung des WKA-Maschinenträgers ist durch kernintensives Formbauen gekennzeichnet; durch zusätzlich integrierte Forminstrumentierung hat sich die Arbeitsphase auf drei Tage ausgedehnt

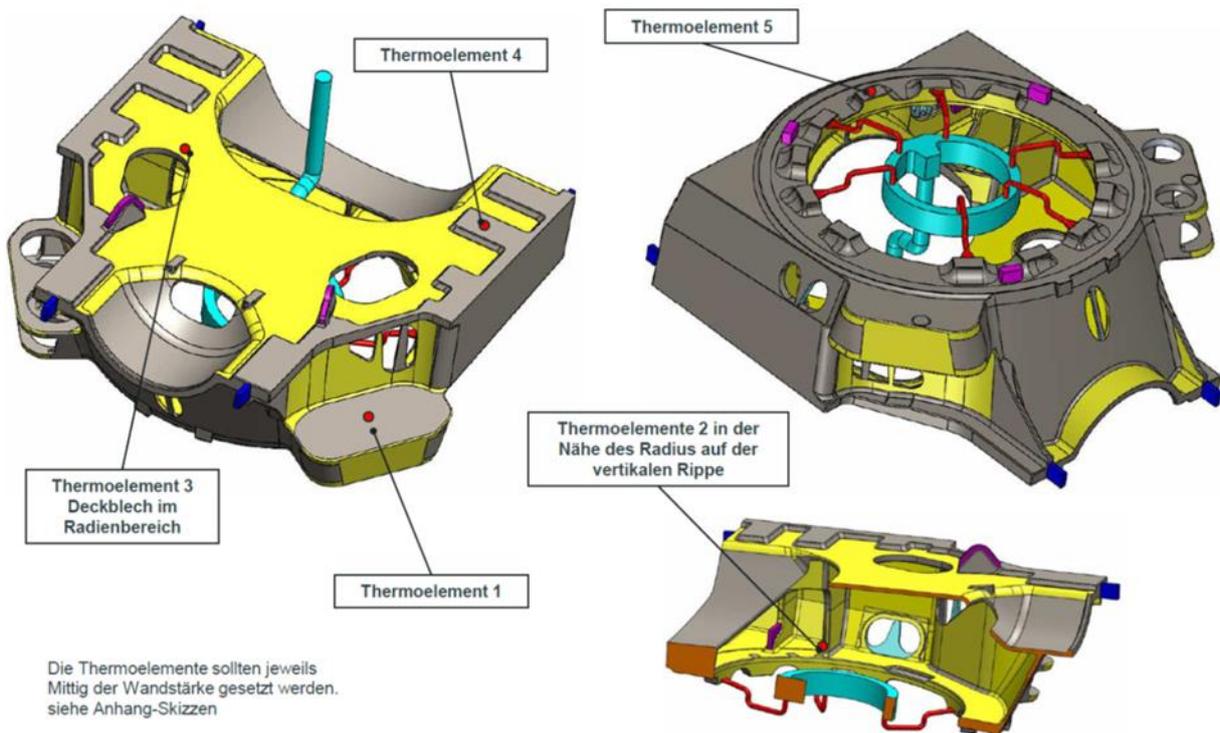


Abbildung 2.9: Lage der Thermoelemente

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse



Abbildung 2.10: In die untere Formhälfte eingebautes Thermoelement 5

Der Probenentnahmeplan für den Maschinenträger ist in **Abbildung 2.11** gezeigt.

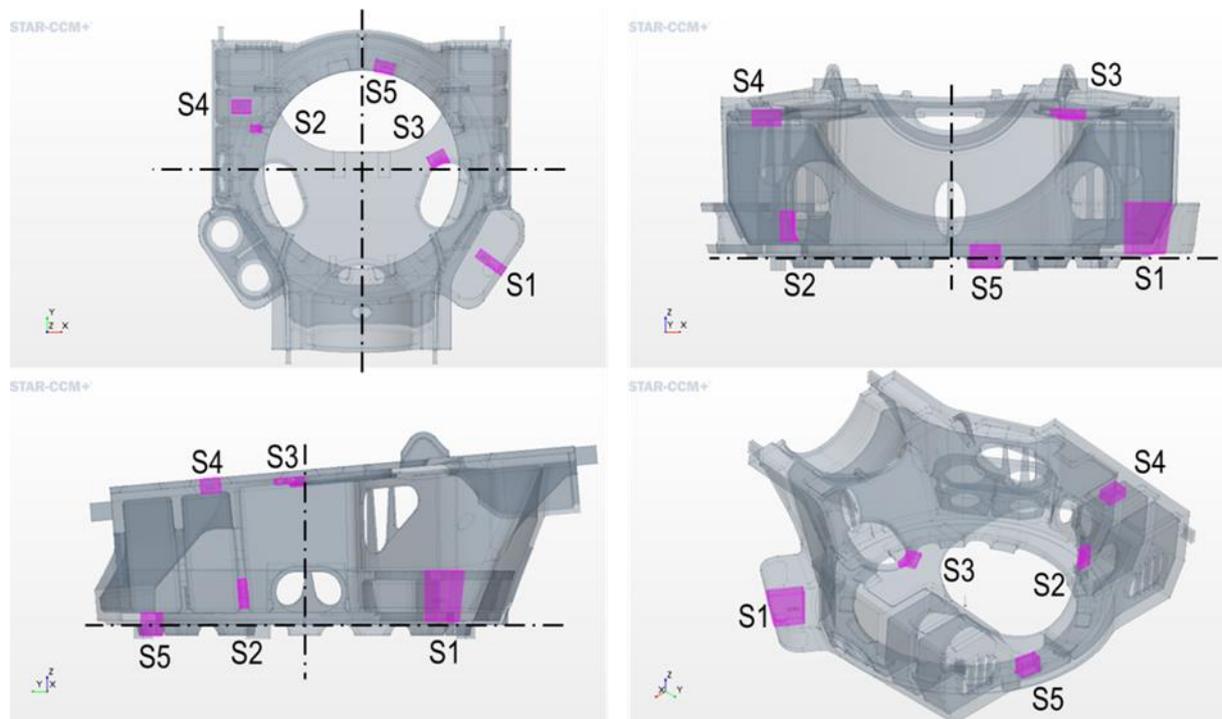


Abbildung 2.11: Probenentnahme aus dem WKA-Maschinenträger – Lage der Segmente S1 – S5 inkl. Nulllinien

2.1.1.4 Experimentelle Arbeiten in der Aufstockungsphase

Jeweils dreizehn Thermoelemente vom Typ-N und zwei Thermoelemente vom Typ-K wurden bei den vier Abgüsse (Nr. 11 bis 14) eingesetzt. Bei den Abgüssen 11 und 12 wurde EN-GJS-700-2 spez mit 1278 °C und 1340°C gegossen. Die Legierung GGG-40-SiMo wurde bei den Abgüssen 13 und 14 mit 1290 °C und 1340 °C gegossen. Die gemessenen Temperaturkurven zeigten sinnvolle Werte an. Sowohl die Arbeitsschritte bei der Formherstellung und der Instrumentierung als auch bei dem Abguss wurden fotografisch als Bild oder Film do-

kumentiert. Segmente aus der gegossenen Blöcke wurden bei Friedrich Wilhelms-Hütte GmbH, Mülheim a/d Ruhr entnommen und nach Access e.V., Aachen transportiert. Bei Access wurden die Proben zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostrukturmerkmale aus den Segmenten entnommen und an Endmaß gebracht. Ebenso wurden die Proben zur Messung der thermophysikalischen Eigenschaften entnommen, an Endmaß gebracht und an Fa. Netzsch versandt.

2.1.1.5 Messung und Auswertung der Abkühlkurven

Die Abkühlkurven aus den instrumentierten Gießexperimenten sind mit den berechneten Abkühlkurven verglichen worden. Um einen sinnvollen Vergleich zu gewährleisten, wurden die Abkühlkurven entweder pro Messstelle für verschiedene Abgüsse (**Abbildung 2.12**) oder pro Probekörper für einzelne Abgüsse sortiert (**Abbildung 2.13**) und in separaten Diagrammen dargestellt. Die Skala wurde auch entsprechend variiert, so dass man die gleiche Kombination der Abkühlkurven sowohl im großen Temperaturintervall – ab Gießtemperatur bis unter der eutektoiden Umwandlung – als auch in kleinen Temperaturintervall – ab Gießtemperatur bis unter der eutektischen Reaktion – in separat dargestellten Diagramme analysieren kann.

Die Analyse der gemessenen Abkühlkurven im Sand (**Abbildung 2.14**) hilft bei der Optimierung der Auspackzeit. Daraus folgt eine günstigere Temperaturverteilung im Sand, die ein wichtiger Parameter zur Regenerierung des Formsandes ist.

Die gemessenen Abkühlkurven aus dem instrumentierten Abguss des Demonstratorbauteils (WKA-Maschinenträger) sind ausgewertet. Drei von insgesamt fünf geplanten Temperaturmessstellen haben gute Messergebnisse geliefert. Thermoelemente Ch1 in massiven Bereich ohne Sandkern und Ch4 in oberen seitlichen Bereich haben leider versagt, **Abbildung 2.15**.

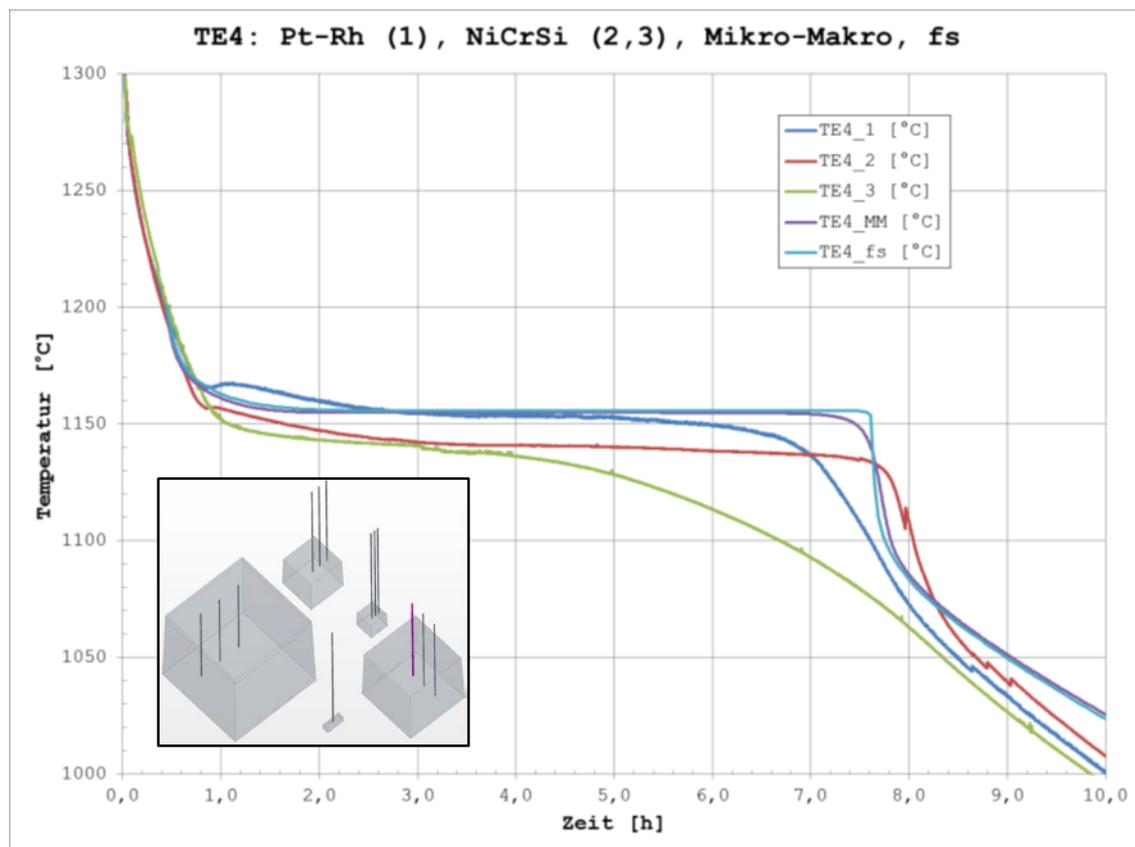


Abbildung 2.12: Vergleich der gemessenen (für Abgüsse Nr. 1, 2 und 3) und berechneten (mit fs- und Mikro-Makro-Erstarrungsmodell) Temperaturkurven für die Probe 4 (500 mm x 500 mm x 500 mm), TE 4 (Probenzentrum)

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

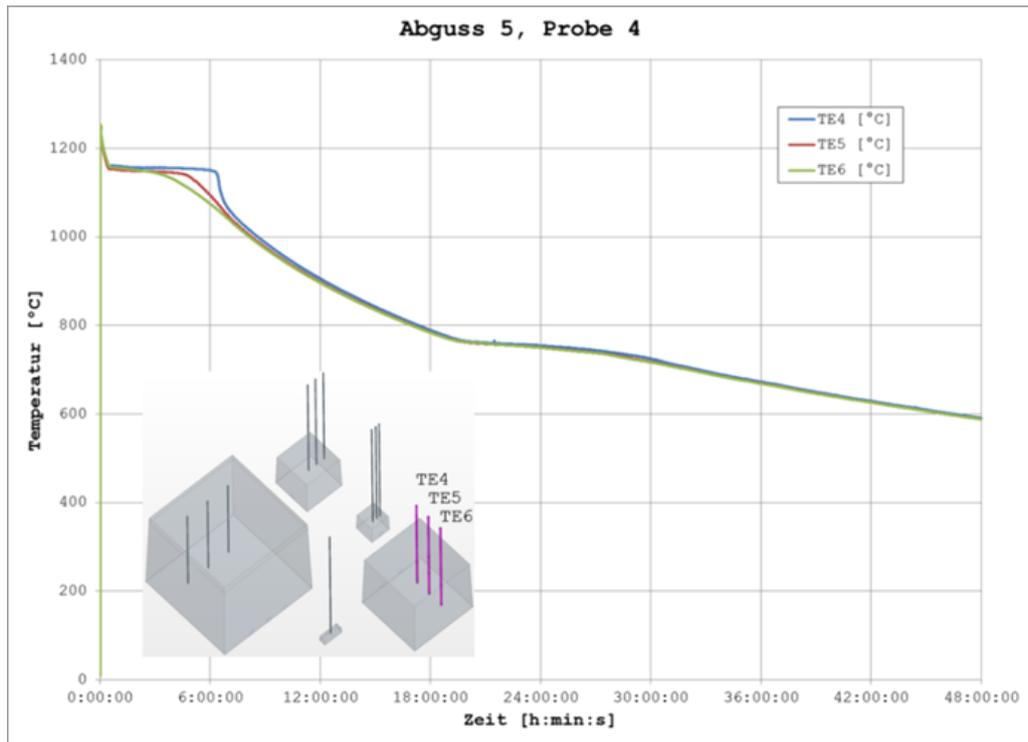


Abbildung 2.13: Gemessene Temperaturwerte in der Probe 4, Abguss Nr. 5, TE4, TE5 und TE6

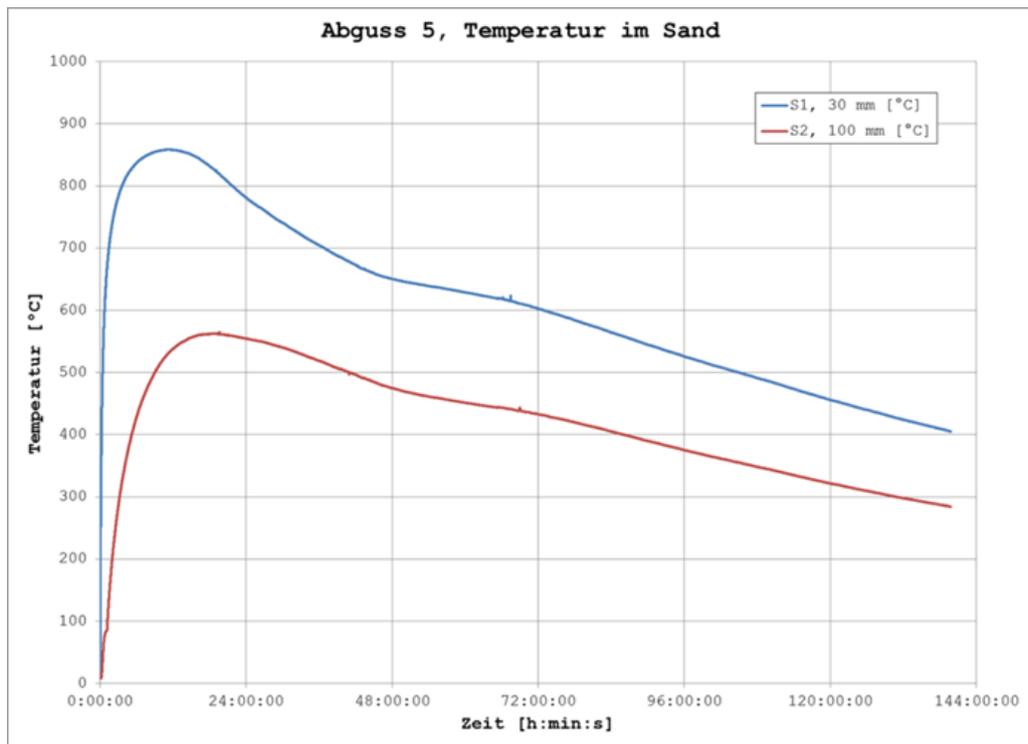


Abbildung 2.14: Gemessene Temperaturwerte in der Sandform, Abguss Nr. 5

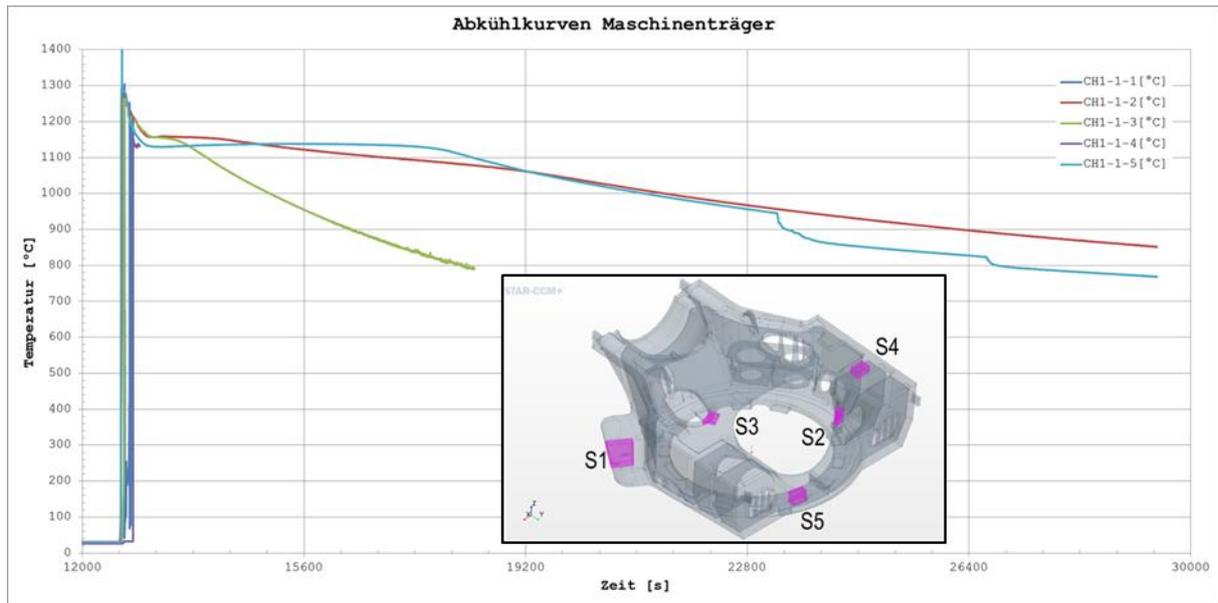


Abbildung 2.15: Gemessene Abkühlkurven im WKA-Maschinenträger

2.1.2 Ermittlung und Auswertung der experimentellen Ergebnisse

Im Bereich Ermittlung und Auswertung der experimentellen Ergebnisse wurde zunächst eine Messung der statischen mechanischen Eigenschaften vorgenommen. Im Anschluss daran erfolgte die Ermittlung der Mikrostrukturparameter anhand der metallographischen und analytischen Untersuchungen. Abschließend erfolgte die Lebensdaueranalyse aufgrund der vorher ermittelten Wöhlerlinien.

2.1.2.1 Messung der statischen mechanischen Eigenschaften

Die statischen mechanischen Prüfungen der Proben aus den ersten acht Abgüsse sind komplett durchgeführt. Die Ergebnisse der Prüfung: Zugfestigkeit, Ausdehnung, Dehngrenze, E-Modul, Brinellhärte sind miteinander verglichen und tabellarisch und graphisch dargestellt. In **Abbildungen 2.16** und **2.17** sind auszugsweise die Werte der Zugfestigkeit an drei Messstellen im Block 5 und an zentralen Messstellen aller fünf Blöcke gezeigt.

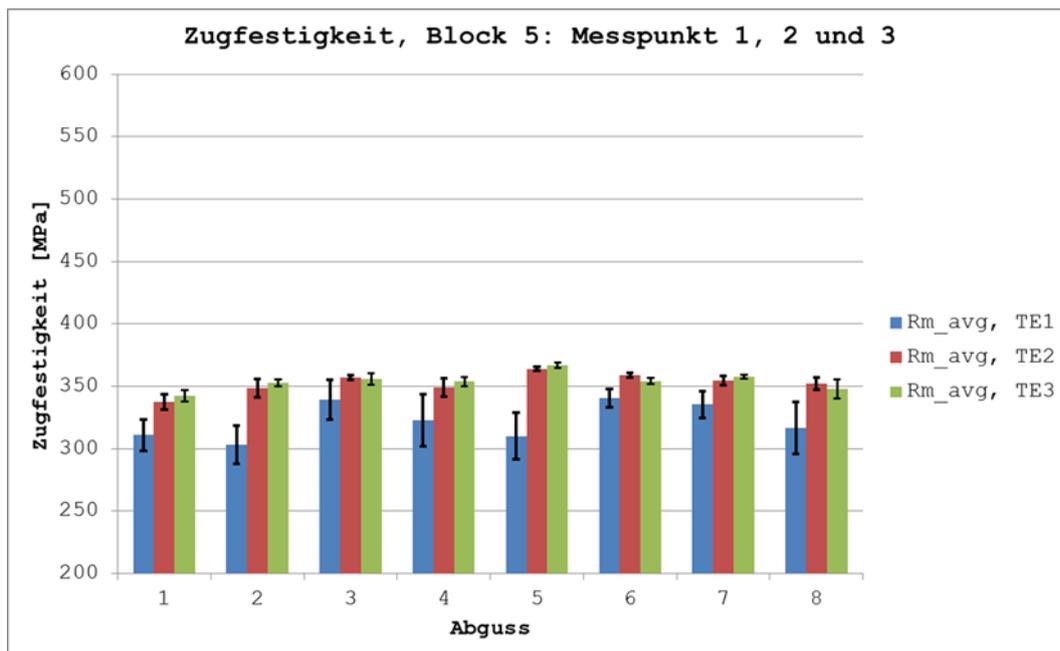


Abbildung 2.16: Gemessene Werte der Zugfestigkeit in Block 5, TE1, TE2 und TE3 – Überblick pro Abguss

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

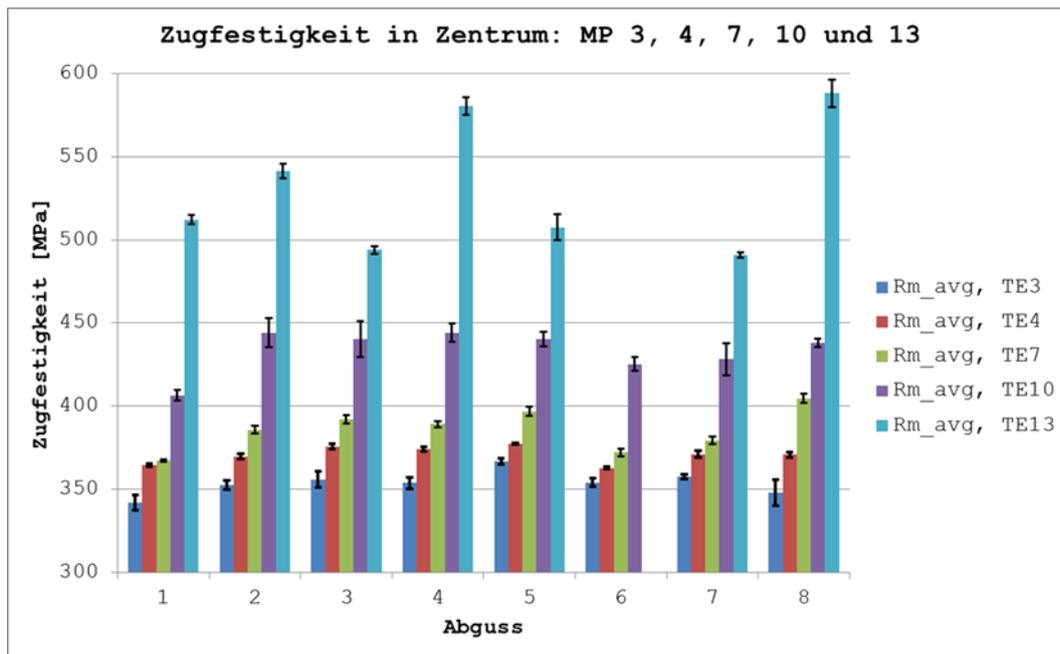


Abbildung 2.17: Gemessene Werte der Zugfestigkeit in Zentren der Blöcke, TE3, TE4, TE7, TE10 und TE13

Es wurden zusätzliche Möglichkeiten der Ergebnisdarstellung entworfen, um mehrere Informationen schnell abzulesen. Als Beispiel ist in der **Tabelle 2.5** ein Überblick der gemessenen Härtewerte für den Abguss 2 gezeigt.

Tabelle 2.5: Gemessene Werte der Brinellhärte für den Abguss 2

Abguss 2 (T _{Gieß} = 1320°C, Pfannenimpfung: SMW)				
<i>Block 1 (50 x 50 x 150 mm)</i>				
Messstelle	Messung 1	Messung 2	Messung 3	Brinell-Härte
2M13 (Zentrum)	195	192	191	193
<i>Block 2 (150 x 150 x 150 mm)</i>				
Messstelle	Messung 1	Messung 2	Messung 3	Brinell-Härte
2M10 (Zentrum)	162	150	150	154
2M11 (Zwischenlage)	151	151	160	154
2M12 (Rand)	151	167	167	162
<i>Block 3 (300 x 300 x 300 mm)</i>				
Messstelle	Messung 1	Messung 2	Messung 3	Brinell-Härte
2M7 (Zentrum)	139	137	139	138
2M8 (Zwischenlage)	151	137	144	144
2M9 (Rand)	150	157	154	154
<i>Block 4 (500 x 500 x 500 mm)</i>				
Messstelle	Messung 1	Messung 2	Messung 3	Brinell-Härte
2M4 (Zentrum)	132	133	133	133
2M5 (Zwischenlage)	140	136	135	137
2M6 (Rand)	138	136	139	138
<i>Block 5 (750 x 750 x 750 mm)</i>				
Messstelle	Messung 1	Messung 2	Messung 3	Brinell-Härte
2M1 (Rand)	138	146	140	141
2M2 (Zwischenlage)	133	133	133	133
2M3 (Zentrum)	152	129	136	139

Beispiele der Messberichte der Zugfestigkeitsmessung im Block 1 für Abgüsse 1 bis 4 sind in den **Abbildungen 2.18, 2.19** und **Tabelle 2.6** dargestellt.

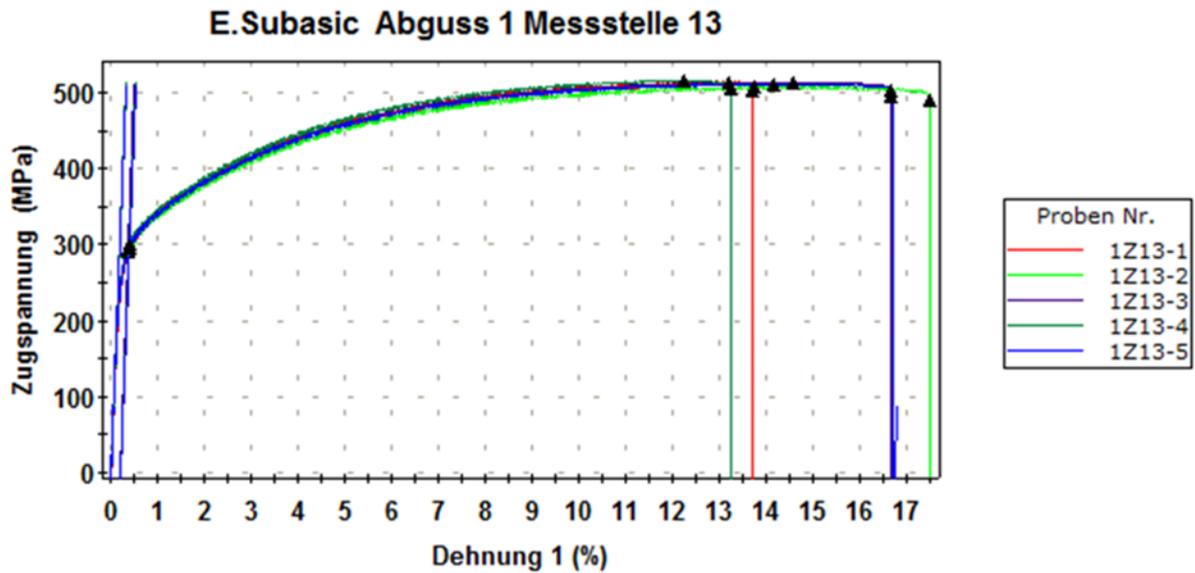


Abbildung 2.18: Ergebnisse der Zugfestigkeitsmessung für die Messstelle 13, Abguss Nr. 1

Tabelle 2.6: Gemessene statische mechanische Eigenschaften für die Messstelle 13, Abguss Nr. 1

	Probennr.	Zugspannung (MPa)	At (%)	Ag _t (%)	R _p 0,2% (MPa)	E-Modul (MPa)
1	1Z13-1	514	13,68	13,19	291	164602
2	1Z13-2	507	17,48	13,72	294	166257
3	1Z13-3	514	16,64	14,57	292	168209
4	1Z13-4	515	13,22	12,22	302	161628
5	1Z13-5	511	16,67	14,16	296	160504

NR.:	R _m (N/mm ²)	A(%)	Ag(%)	R _p 0,2 (N/mm ²)	E-Modul
Abguss 1 Messstelle 13					
1Z13-1	514	13,39	13,04	294	169725
1Z13-2	507	17,18	14,42	293	172620
1Z13-3	514	16,35	13,97	294	173984
1Z13-4	515	12,93	11,89	298	173656
1Z13-5	511	16,41	14,04	295	168129
Abguss 2 Messstelle 13					
2Z13-1	539	11,01	10,70	312	168570
2Z13-2	535	15,73	13,66	308	168751
2Z13-3	548	13,05	12,45	314	166213
2Z13-4	544	11,19	10,49	316	170517
2Z13-5	544	11,01	10,58	313	167872
Abguss 3 Messstelle 13					
3Z13-1	494	13,54	13,03	297	169409
3Z13-2	497	17,71	14,55	296	171583
3Z13-3		Keramikkrohr in der Messlänge			
3Z13-4	491	14,97	13,55	294	166208
3Z13-5	493	15,53	13,86	298	163776
Abguss 4 Messstelle 13					
4Z13-1	580	8,22	7,99	327	165231
4Z13-2	575	13,39	12,45	319	167817
4Z13-3	586	13,08	11,88	324	162702
4Z13-4	574	12,48	12,02	321	164194
4Z13-5	587	10,64	10,37	323	170393

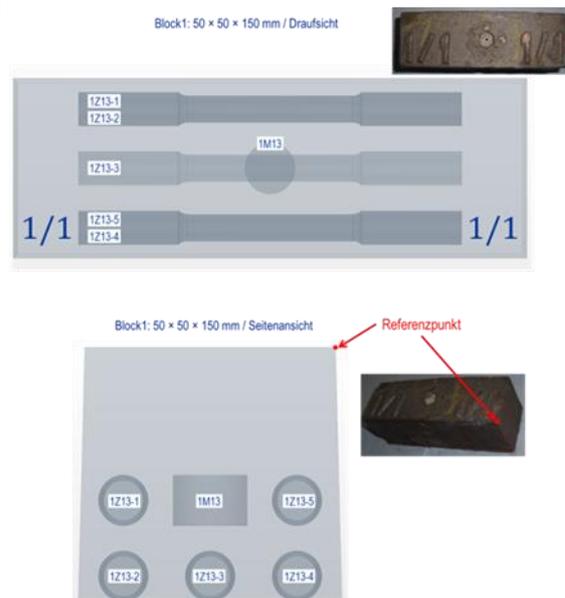


Abbildung 2.19: Gesamtüberblick der gemessenen statischen mechanischen Eigenschaften für die Messstelle 13, Abgüsse 1 bis 4

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

2.1.2.2 Ermittlung der Mikrostrukturparameter

Die metallographische Untersuchung beinhaltet die Probenpräparation zur Analyse des Gefüges (Schneiden, Einbetten, Schleifen, Polieren und Ätzen), Messung der Mikrohärtigkeit der Phasen im Gefüge und digitale Bildaufnahmen des untersuchten Gefüges. Nach der Probenpräparation wurden eine digitale Bildanalyse sowie eine optische Analyse durchgeführt. Es werden Form der Graphitkugeln, Anzahl und durchschnittliche Größe der Graphitkugeln und die Phasenanteile ermittelt. Eine ausgearbeitete Gefügekarte für den Abguss Nr. 1 ist in **Tabelle 2.7** gezeigt. Der signifikante Einfluss der Wandstärke der Probekörper auf die Zahl und Größe der Graphitkugeln ist klar zu erkennen.

Tabelle 2.7: Gefügekarte für den Abguss Nr. 1; ungeätzt, 100x Vergrößerung

	Block 5 (750×750×750 mm)	Block 4 (500×500×500 mm)	Block 3 (300×300×300 mm)	Block 2 (150×150×150 mm)	Block 1 (50×50×150 mm)
Zentrale Lage					
Zwischenlage					
Lage am Rand					

Die Metallographiebilder weisen auf die Existenz von bis zu 160 Mikrometer langen, dünnen, scharfkantigen Phasen hin (**Abbildung 2.20**). Analytische Untersuchungen haben gezeigt, dass es sich um Titan-, Vanadium-, Eisen- und Molybdänkarbide handelt (**Abbildung 2.21**). Die innere Oberfläche der mikroporösen Bereiche wurde ebenfalls untersucht – dort sind Aluminium- und Eisenoxide präsent (**Abbildung 2.22**).

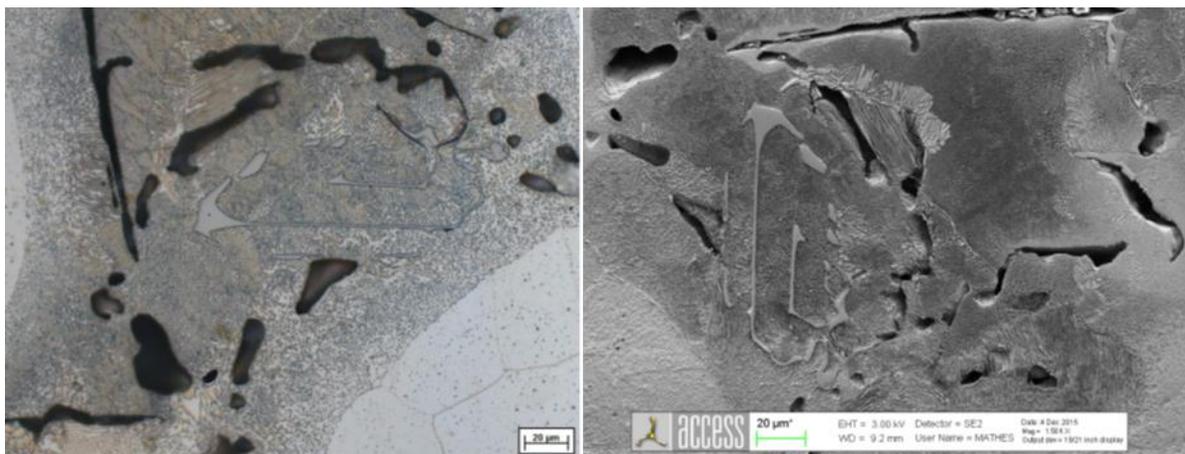


Abbildung 2.20: Gefügebilder einer Probe aus dem Zentrum des Blockes 5, Abguss 1; geätzt, 500x (links), tief geätzt, 500x (rechts)

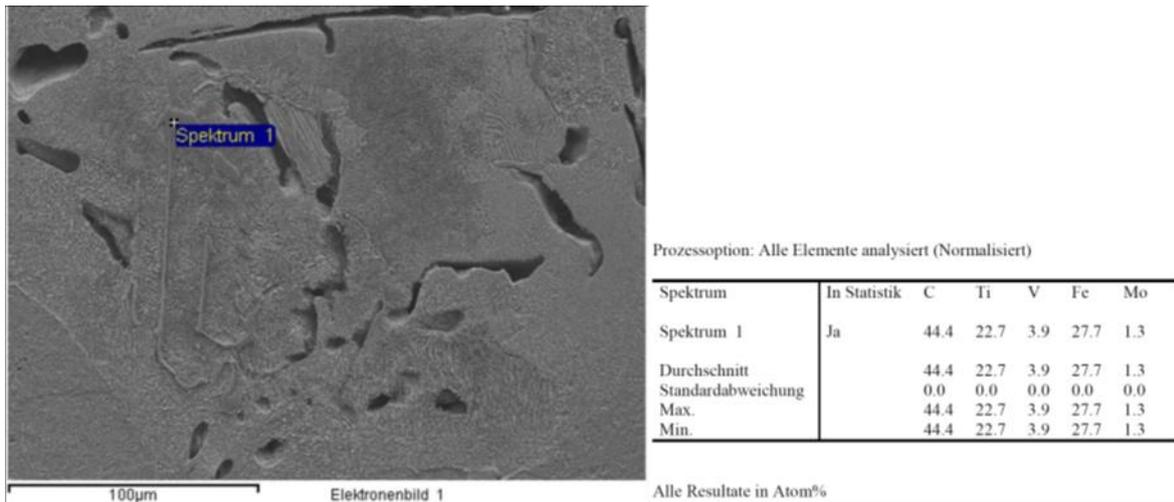


Abbildung 2.21: Analytische Untersuchung der scharfkantigen Phasen in der Probe aus Zentrum des Blockes 5, Abguss 1

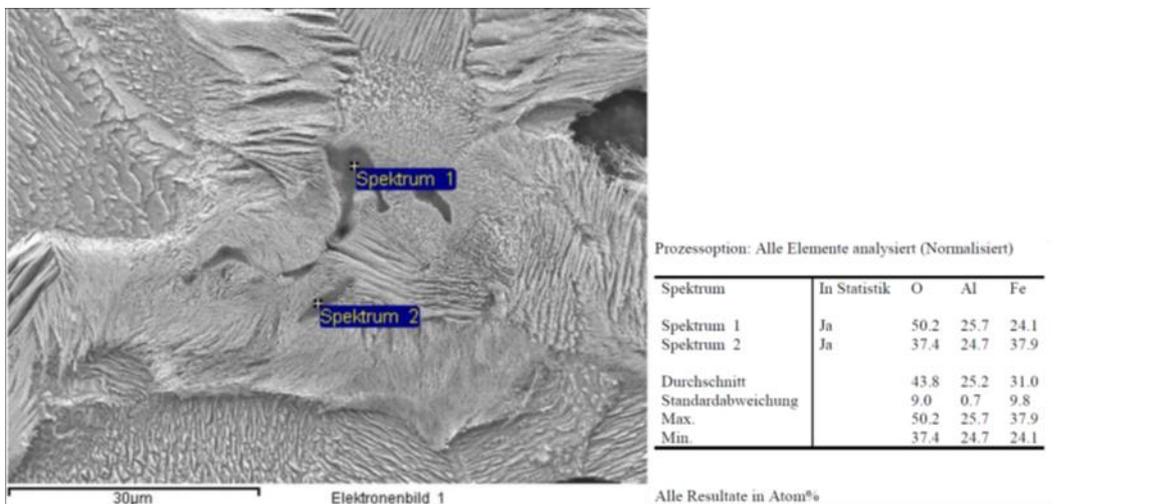


Abbildung 2.22: Analytische Untersuchung der inneren Oberflächen der mikroporösen Bereiche in der Probe aus Zentrum des Blockes 5, Abguss 1

Aus der Bildanalyse wurden die Mikrostrukturparameter ermittelt: Graphitkugelzahl, Anteile des Graphits und Perlits, Graphitkugelgröße und Sphärizität. Die Ergebnisse wurden in unterschiedlichen Darstellungsvarianten vorebereitet – in **Abbildung 2.23** ist ein Vergleich der ermittelten Graphitkugelzahlwerte im Block 3 für alle 8 Abgüsse der Legierung EN-GJS-400-18-LT gezeigt. Eine andere Vergleichsmöglichkeit ist auszugsweise in **Abbildung 2.24** gezeigt: dort wurden die Graphitanteilwerte in Blockzentren für alle 8 Abgüsse der Legierung EN-GJS-400-18-LT miteinander verglichen.

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

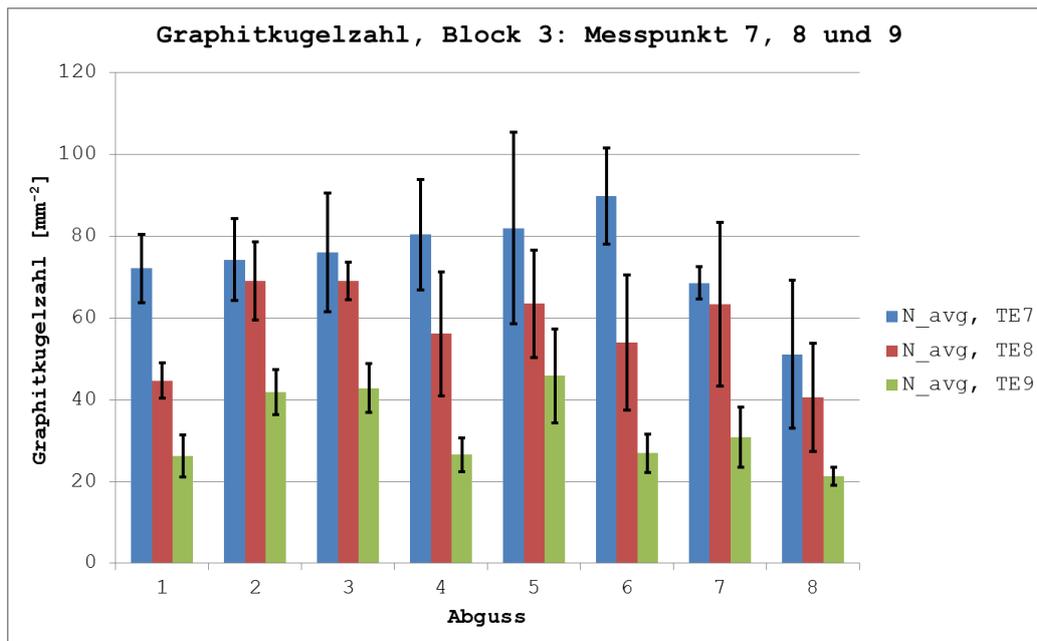


Abbildung 2.23: Graphitkugelzahl im Block 3, Abgüsse 1 – 8

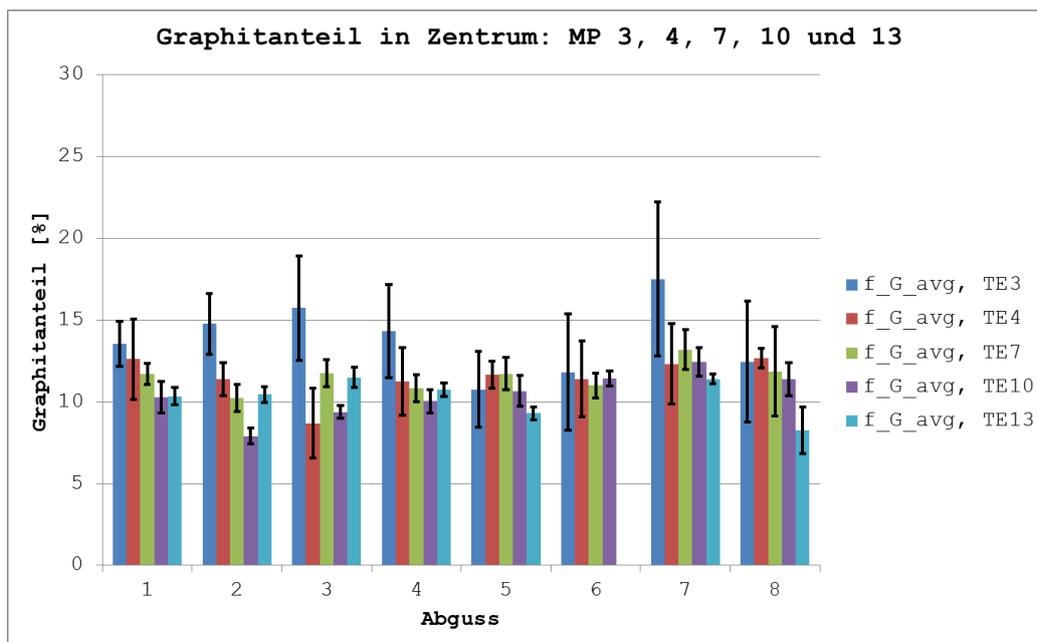


Abbildung 2.24: Graphitanteil in Blockzentren, Abgüsse 1 – 8

2.1.2.3 Messung der thermophysikalischen Werkstoffdaten

Die Sektion Thermophysikalische Eigenschaften des Netzsch-Applikationslabors hat die Gusseisenlegierungen EN-GJS-400-18-LT (Grundvorhaben-Phase), EN-GJS-700-2 spez und GGG-40-SiMo (Aufstockungsphase) untersucht. Die Ergebnisse dieser Messungen sind im Netzsch Messberichte 3868-P-14 vom September 2014 (für EN-GJS-400-18-LT) und 6066-P-17 vom August 2017 (für EN-GJS-700-2 spez und GGG-40-SiMo) dokumentiert. Gemessen wurden die Temperaturleitfähigkeit, die spezifische Wärmekapazität, die thermische Ausdehnung und Dichte. Aus diesen Daten wurde die Wärmeleitfähigkeit berechnet. In der **Abbildung 2.25** ist auszugsweise die scheinbare spezifische Wärmekapazität der Probe EN-GJS-400-18-LT dargestellt. Mit der Temperatur steigt die spezifische Wärmekapazität tendenziell an. Bei den Peaktemperaturen von 757°C und 841°C wurden endotherme Effekte detektiert, deren Ursachen vermutlich auf die Curie-Umwandlung (Änderung der magnetischen Eigenschaften) und auf strukturelle Umwandlungen zurückzuführen sind (z.B. $\alpha \rightarrow \gamma$ Umwandlung). Bei den Pe-

akttemperaturen von 1128°C und 1191°C wurden weitere endotherme Effekte detektiert – z.B. Schmelzenthalpie von 182 J/g – die auf die Schmelze zurückzuführen sind.

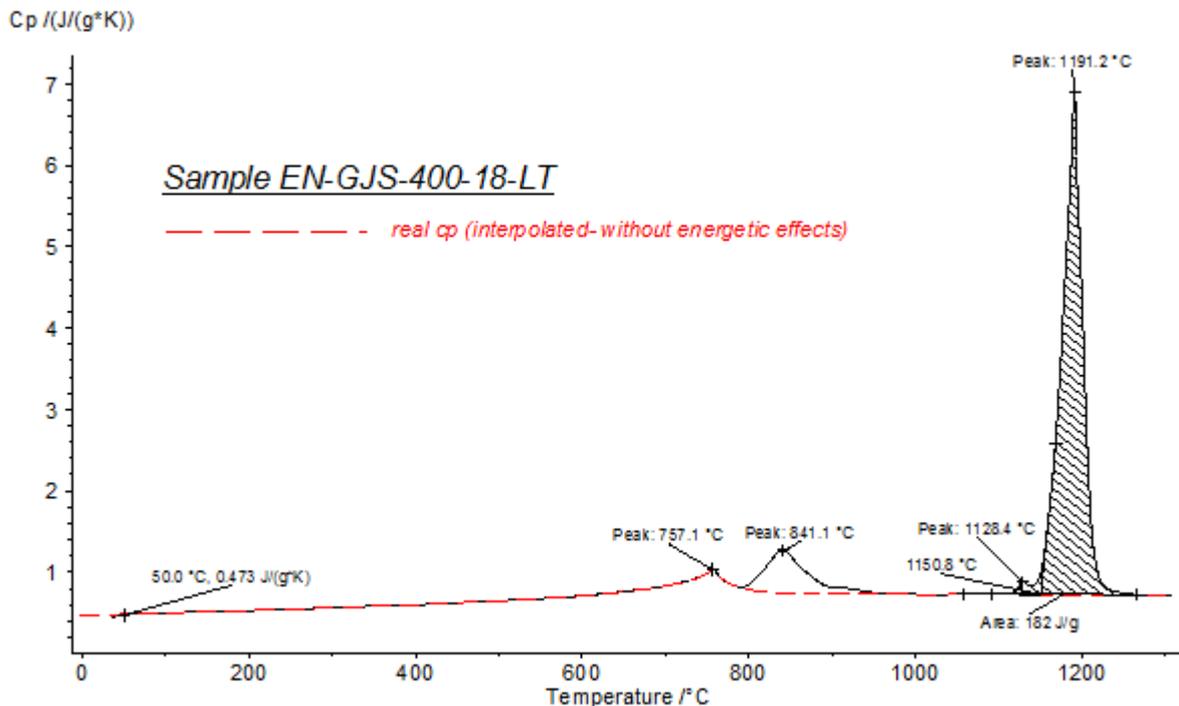


Abbildung 2.25: Scheinbare spezifische Wärmekapazität der Probe EN-GJS-400-18-LT. Heizrate 20K/min

2.1.2.4 Beanspruchungskollektive Maschinenträger

Im Rahmen des DiWaGussGJS-Vorhabens wurden Beanspruchungen an verschiedenen Bereichen eines Maschinenträgers untersucht, um daraus eine möglichst repräsentative Versuchsbeanspruchung abzuleiten. Die Ergebnisse sind im Senvion Bericht „Ermittlung repräsentativer Spannungskollektive: Maschinenträger“ vom Juni 2016 dokumentiert.

Senvion GmbH hat fünf verschieden beanspruchte Bereiche am Maschinenträger der WEA Senvion 3.XM ausgewertet. Die Gestalt der Kollektive ähnelt sich bei allen fünf untersuchten Bauteilbereichen. Eine Schädigungsrechnung mit einer einheitlichen Wöhlerlinie zeigt, dass die Region 3 (**Abbildung 2.28**) die höchste rechnerische Auslastung erfährt. Die rechnerische Schädigungssumme beträgt dort etwa $D = 0,02$. Für diesen Ort sind die Daten in Form der Schwingweiten-Mittelwert-Matrix aufgelistet. Die Datei enthält die Schwingbreiten [N/mm²] mit dazugehörigen Mittelwerten [N/mm²] und Lastzyklenzahlen.

Lokale Bereiche mit hohem Auslastungsgrad sind in **Abbildungen 2.26, 2.27** und **2.28** gezeigt.

Die Spannungskollektive an Region 3 sind in **Abbildung 2.29** graphisch dargestellt.

Aus den Spannungsverläufen in Tiefenrichtung wird für die maßgebliche Lastkomponente der Spannungspfad ermittelt. Der Modellbereich wird dort örtlich mit einem sehr feinen Netz versehen. Spannungsgradient an Region 3, Seitenwange ist in **Abbildung 2.30** gezeigt.

Es stellt sich der folgende Spannungsverlauf in Tiefenrichtung ein, **Abbildung 2.31**. Daraus ergibt sich der Gradientenverlauf, gezeigt in **Abbildung 2.32**. Bezogen auf die maximale Spannung ergibt sich daraus das sog. bezogene Spannungsgefälle, κ^* :

$$\kappa^* = \kappa / \sigma_{\max} : 0,051 [1/\text{mm}]$$

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

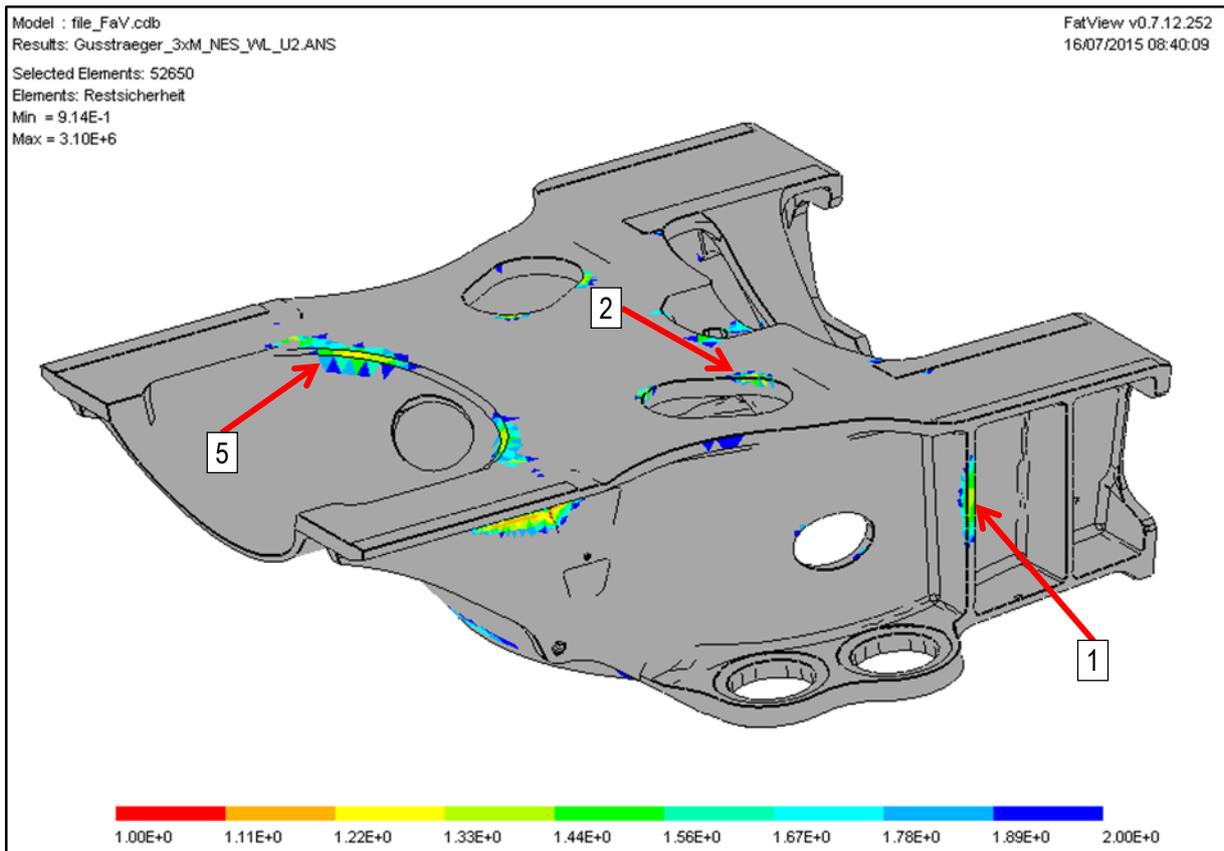


Abbildung 2.26: Lokale Bereiche mit hohem Auslastungsgrad; Regionen 1, 2 und 5

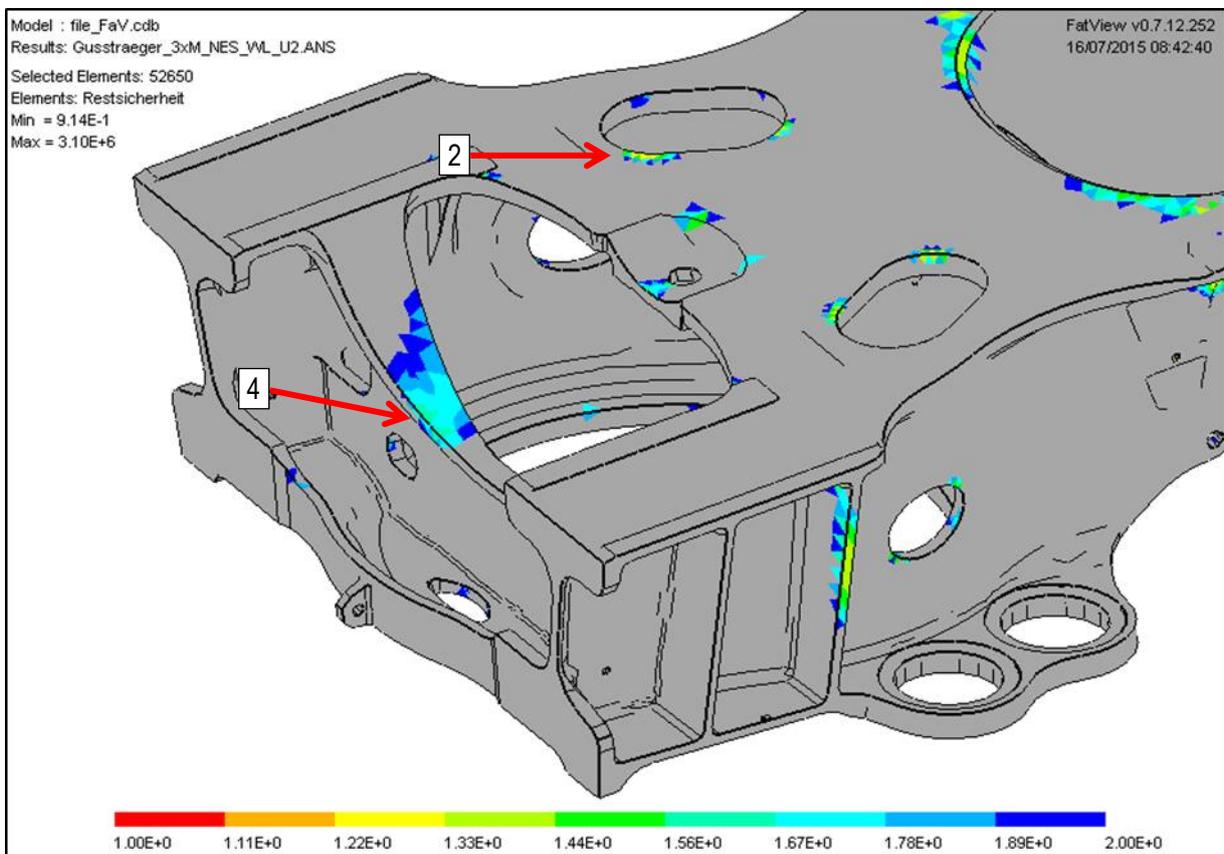


Abbildung 2.27: Lokale Bereiche mit hohem Auslastungsgrad; Regionen 2 und 4

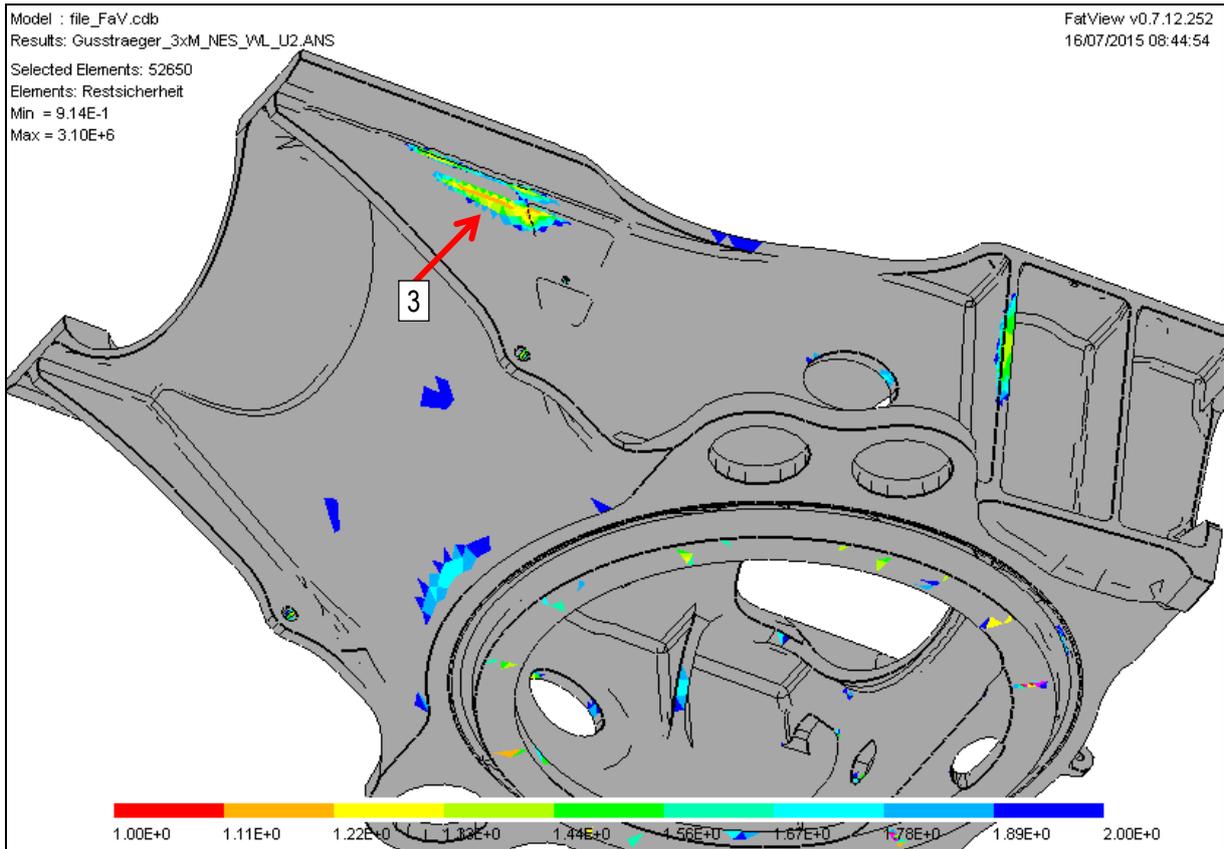


Abbildung 2.28: Lokale Bereiche mit hohem Auslastungsgrad; Region 3

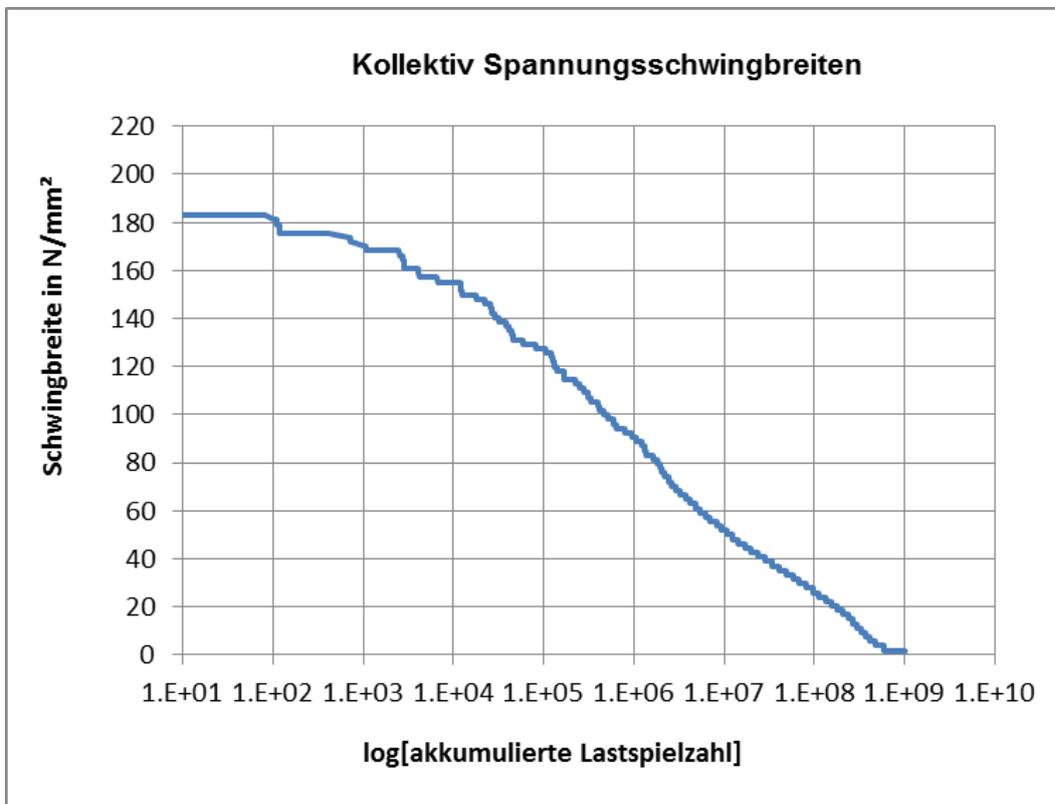


Abbildung 2.29: Spannungskollektive an Region 3

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

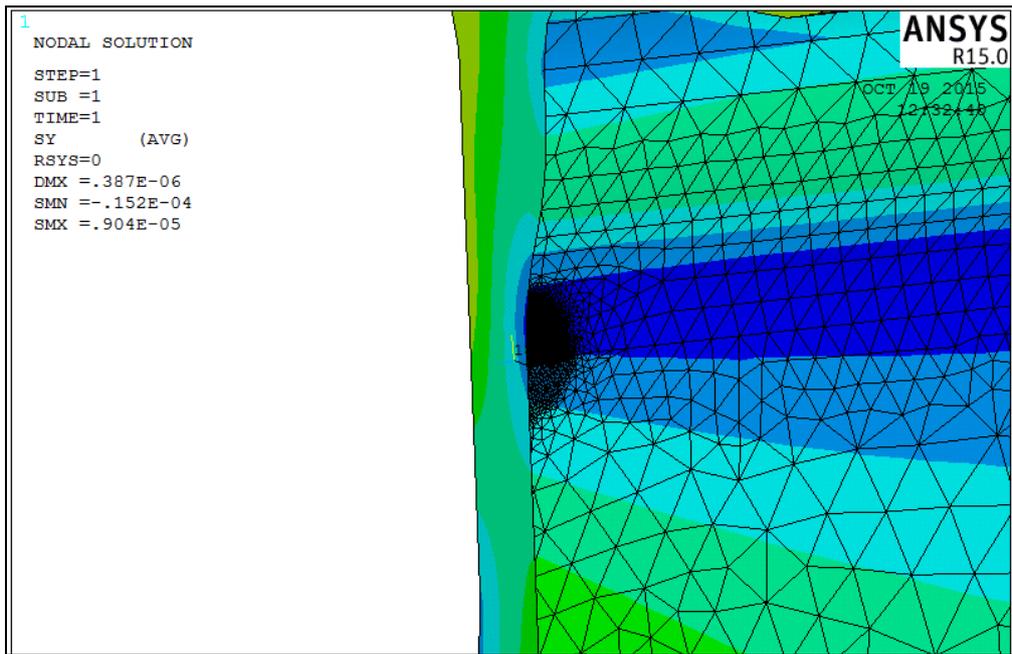


Abbildung 2.30: Spannungsgradient an Region 3, Seitenwange

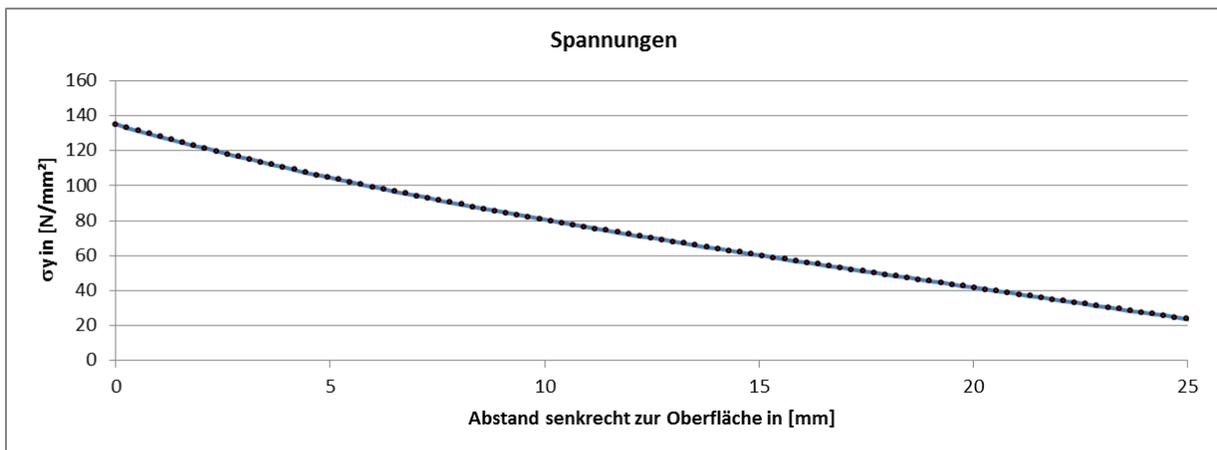


Abbildung 2.31: Spannungsverlauf in Tiefenrichtung

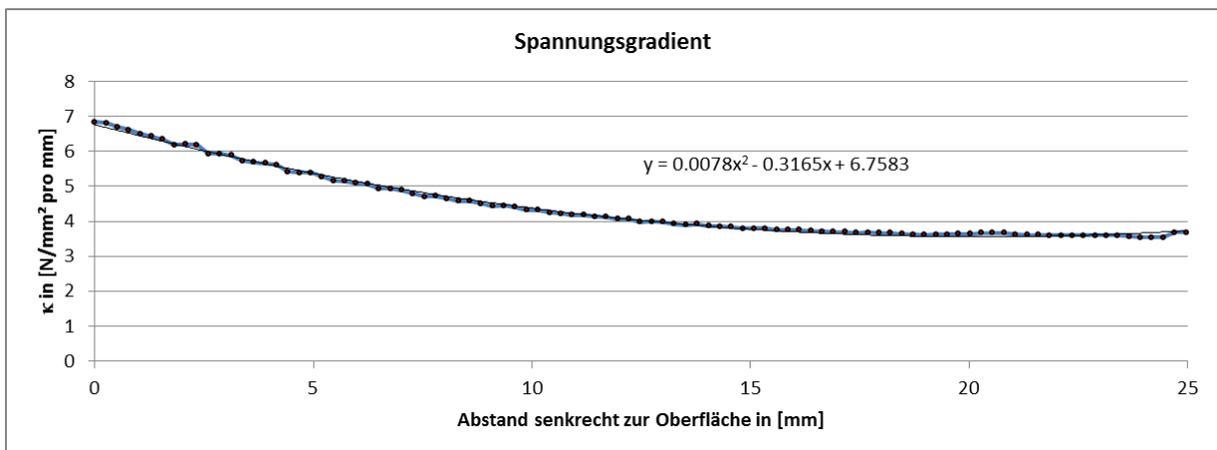


Abbildung 2.32: Gradientenverlauf

2.1.2.5 Ermüdungsverhalten von Gusseisenwerkstoffe

Im DiWaGussGJS-Projekt hat IMA Dresden die Aufgabe gehabt, Ermüdungsversuche an Proben aus Gusseisenwerkstoffen (EN-GJS-400-18-LT, EN-GJS-700-2 spez und GGG-40-SiMo) durchzuführen.

In der Grundvorhabenphase sollten für den Werkstoff EN-GJS-400-18-LT Ermüdungsversuche zur Ermittlung von Wöhlerlinien und Dauerschwingfestigkeiten nach dem Treppenstufenverfahren durchgeführt werden. Die Ergebnisse dieser Versuche sind im IMA Prüfbericht A285/14 vom Juni 2016 dokumentiert. In der Aufstockungsphase standen die Wöhlerversuche für die Legierung EN-GJS-400-18-LT (Proben aus verschiedenen gegossenen Blöcke – Wandstärkevariation), Ermittlung der Wöhlerlinien für EN-GJS-700-2 spez und GGG-40-SiMo, Ermittlung der Lebensdauerlinien für EN-GJS-400-18-LT und die Lebensdauerlinie für EN-GJS-700-2 spez im Fokus. Die Ergebnisse dieser Versuche sind im IMA Prüfbericht A285/14-2 vom Dezember 2017 dokumentiert. Für die Prüfung wurden Proben gemäß **Abbildung 2.33** von Access gefertigt und im prüffertigen Zustand angeliefert. **Abbildung 2.34** zeigt die gefertigten Proben für die Ermüdungsversuche.

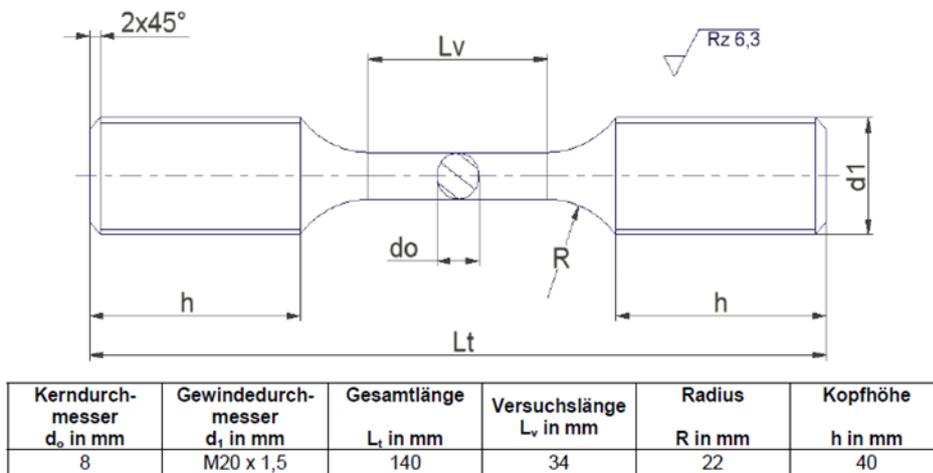


Abbildung 2.33: Probenform



Abbildung 2.34: Gefertigte Ermüdungsproben

Abbildung 2.35 beinhaltet den Vergleich der sowie in der Grundvorhaben- als auch in der Aufstockungsphase ermittelten Wöhlerlinien, mit einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 97,5%. Die höchste Festigkeit hat die Serie

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

11W EN-GJS-700-2 gezeigt, gefolgt von den Serien 1W und 2W (beide EN-GJS-400-18-LT). Die niedrigste Festigkeit wurde bei Serie 13W (GGG-40-SiMo) gemessen.

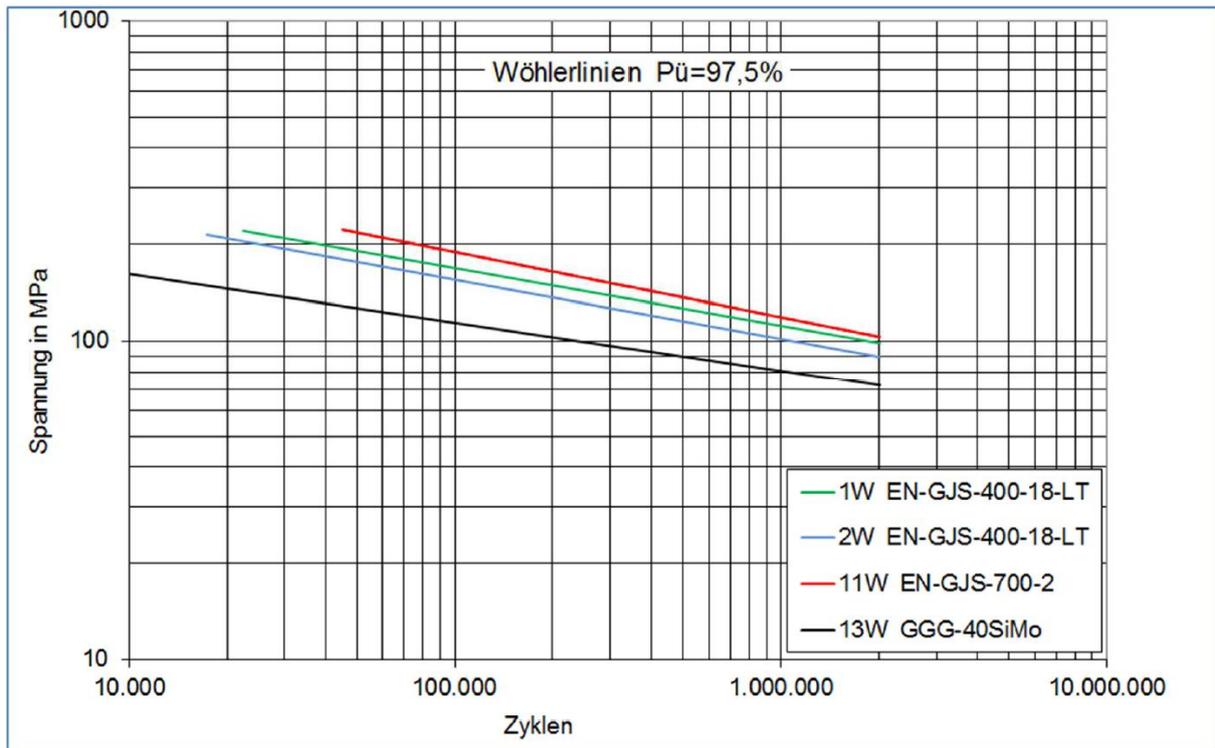


Abbildung 2.35: Vergleich der Wöhlerlinien alle Serien für $Pü = 97,5\%$

Abbildung 2.36 zeigt die Lebensdauerlinien der Beiden Abgüsse 1 und 11 als Vergleich. Dargestellt sind die Regressionsgeraden der Brüche, die sich auch als Linien für 50% Überlebenswahrscheinlichkeit interpretieren lassen. EN-GJS-700-2 hat ein besseres Ermüdungsverhalten als EN-GJS-400-18-LT.

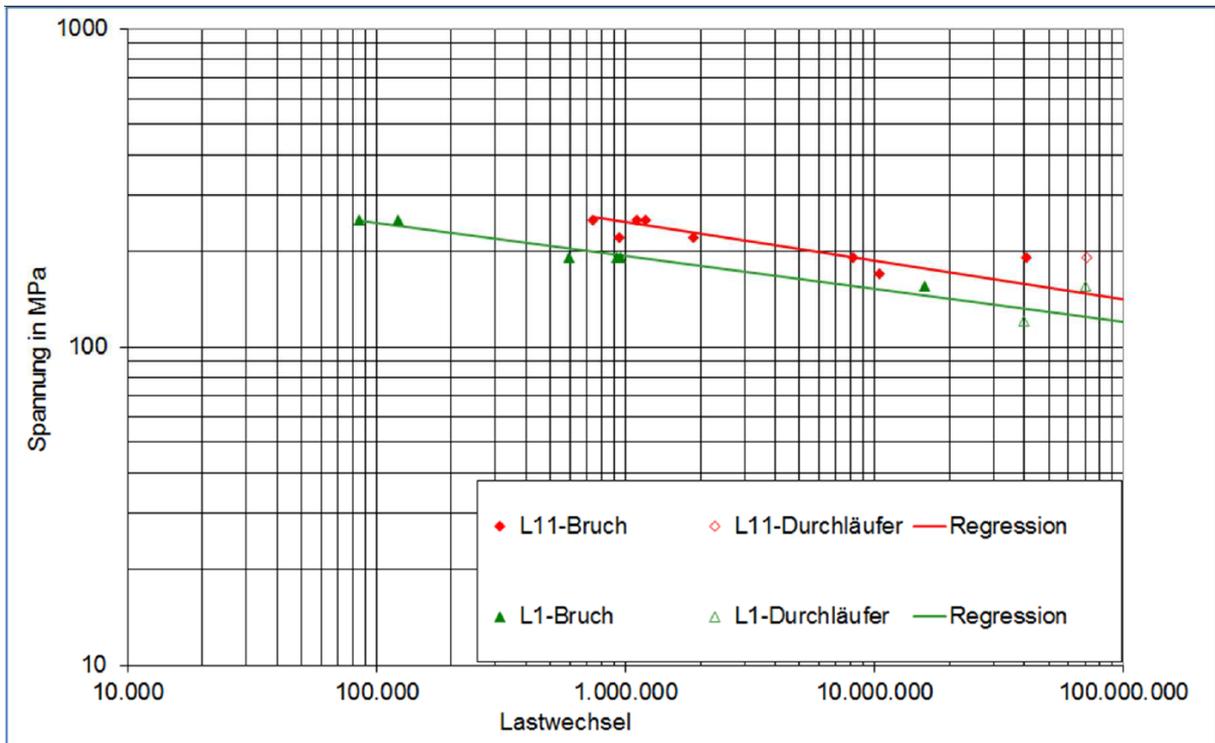


Abbildung 2.36: Vergleich der Lebensdauerlinien Abgüsse 1 (EN-GJS-400-18-LT) und 11 (EN-GJS-700-2)

2.1.2.6 Lebensdaueruntersuchungen an dickwandigen Gussteilen aus GJS für WKA

Die Arbeiten zur Lebensdaueruntersuchungen und die Ergebnisse sind im IZP Abschlussbericht DiWaGussGJS-134-2013-001 „Lebensdaueruntersuchungen an dickwandigen Gussteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit für Windkraftanlagen“ dokumentiert. Im Angebot von IZP wurden Leistungen rund um das Thema Lebensdaueranalyse zugesagt. Auf der Grundlage von Projektergebnissen (Kennwerte durch IMA) oder auch allgemeiner Informationen durch andere Projektpartner (Belastungsverteilungen und Hot Spots der Bauteile durch Servion) gehören zu den zu erbringenden Leistungen hauptsächlich:

- Rechnerischer Festigkeitsnachweis nach FKM-Richtlinie an vorgegebenen Nachweisstellen mit vorliegenden örtlichen Nachweisspannungen auf Basis der ermittelten Wöhlerlinien
- Lebensdaueranalysen unter Berücksichtigung der Stochastik in Material und Lastkollektiv
- Bewertung der Lebensdauerergebnisse einschließlich ausgewählter RAMS-Analysen

Die erforderliche theoretische Basis zur Erbringung der genannten IZP-Leistungen wurde zusammengestellt:

- Ein kurzer Überblick über diejenigen mathematisch-statistischen Grundlagen (Begriffe und Methoden) der RAMS-Arbeit, insbesondere der Zuverlässigkeitsarbeit, wurde gegeben;
- Einige Modelle zur Lebensdauerbeschreibung von Materialien unter Schwingbelastungen wurden kurz erläutert. Spezielles Interesse erfahren dabei natürlich Ermüdungsvorgänge;
- Die Modellierung der Lebensdauer unter forcierter Belastung und die Kopplung der zugehörigen Verteilungen mit den Ermüdungsergebnissen. Besondere Bedeutung erfuhr im Fortgang der Projektarbeit das Modell der zeitbeschleunigten Prüfung;
- Ein Überblick zu Belastungsprozessen wurde gegeben. Die in der Praxis typischerweise verwendeten Aufbereitungen der messtechnisch erfassten stochastischen Belastungen zu Kollektiven wurden geschildert;
- Die Idee der klassischen linearen Schadensakkumulationshypothese wurde kurz dargelegt.

Einige Lebensdaueranalysen zu ausgewählten Versuchsergebnissen wurden durchgeführt. Dies erfolgte ausdrücklich unter Verwendung der IZP-Methoden:

- die konsequente Nutzung des Verteilungstyps "Weibull",
- die Ermittlung der Dauerfestigkeit auf der Basis zensierter Stichproben (AB-Verfahren) sowie
- ein nichtlinearer Ansatz für die Festigkeitskurve unterhalb der Dauerfestigkeit (NL-Modifikation).

Im Zuge der Analysen wurden die einzelnen Schritte dieser Methoden auch detailhaft erläutert.

Darüber hinaus wurde der Komplex der LD-Bewertung komplettiert durch weitere damit zusammenhängende Analysen wie:

- die klassische LD-Berechnung auf der Basis der ermittelten Wöhlerkurven, der linearen Schadensakkumulationshypothese und einer typischen Belastungskurve;
- vergleichende statistische Analysen.

Die Lebensdauerberechnungen wurden auf der Basis der FKM-Richtlinie mit der Miner-konsequent-Modifizierung durchgeführt, unterstützt durch IMA-eigene Software.

Die einzelnen durchgeführten Schritte bei der Lebensdaueranalyse zu den Werkstoffen 1W bzw. 2W sind:

- Schätzung von Weibullverteilungen der Bruchschwingzahlen unter harmonischen Belastungen und bei Laborbedingungen mit fester Amplitude (Horizontverfahren);
- Ermittlung der Wöhlerlinien zu den ausgewählten Quantilwerten 50% und 2,5%;
- Festlegung des Knickpunkts der Wöhlerlinie nach dem AB-Verfahren;
- Lebensdauerberechnung für ein vorgegebenes Lastkollektiv nach der FKM-Richtlinie;
- Modifizierung der Wöhlerkurve für obiges Lastkollektiv durch Miner-nichtlinear.

Die Punkte aus den Weibullrechnungen dienen im Weiteren der Ermittlung der zugehörigen Wöhlergeraden. Ohne die Original-Messwerte sind sie im Doppelt-log-Papier der **Abbildung 2.37** gezeichnet:

- rot die 50%-Quantile der Bruchschwingzahlen (BSZ, größerer Punkt) und deren obere Konfidenzgrenze zum Niveau $\alpha=95\%$ (kleinerer Punkt);
- blau die 2,5%-Quantile der Bruchschwingzahlen (BSZ, größerer Punkt) und deren obere Konfidenzgrenze zum Niveau $\alpha=95\%$ (kleinerer Punkt).

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

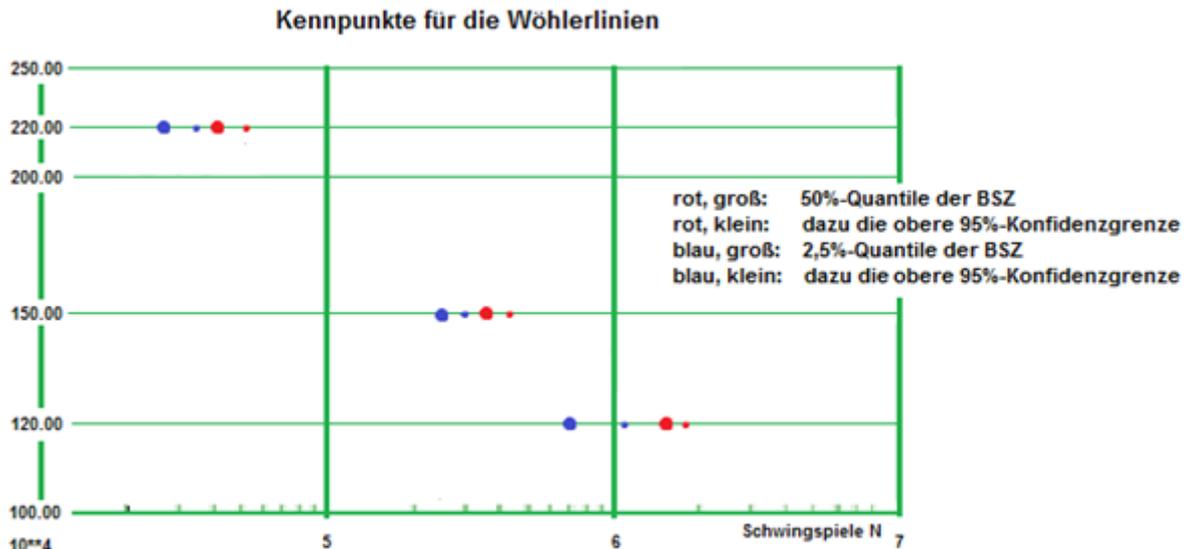


Abbildung 2.37: Horizontverfahren Abguss 1W; Quantilwerte

Die **Abbildung 2.38** enthält ergänzend zur **Abbildung 2.37** außer den Punktwerten noch die auf Weibullbasis ermittelten Ausgleichsgeraden. Beim Weibull-Ansatz sind die Anstiege zu den zwei Quantillinien leicht unterschiedlich. Diese Quantillinien spreizen in Richtung kleinerer Belastung etwas weiter auseinander. Dies ist aber für die numerische Anwendbarkeit des Zeitbeschleunigungsmodells nicht hinderlich.

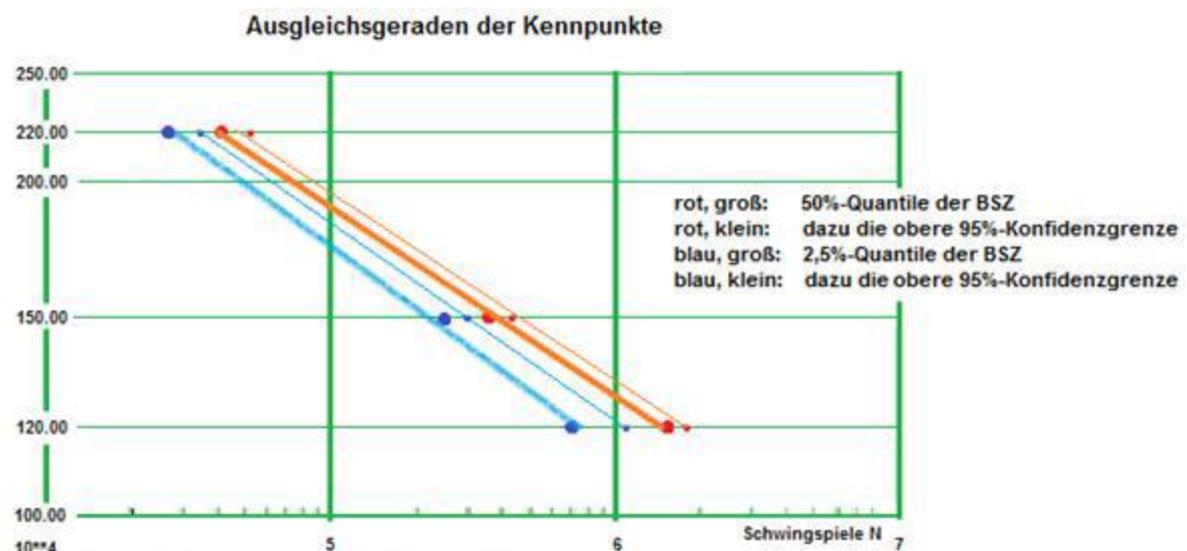


Abbildung 2.38: Kenngeraden Abguss 1W

Nach dem durchgeführten AB-Verfahren lag die Dauerfestigkeit für die 1W-2,5%-Kurve etwas unter $v = 125$. Dieses Ergebnis liegt leicht über der Ergebniszahl $v_D = 120$ aus dem IMA-Bericht.

Da das Verhalten des Werkstoffs im Bauteil unter der Original-Belastungsfolge von Interesse ist, ergänzend enthält deshalb die **Abbildung 2.39** noch die berechneten Lebensdauerwerte (blau) bei eben dieser Belastung (rund 109 Amplituden) und unter Betriebsbedingungen, also nach Senkung der Dauerfestigkeit gemäß FKM-Richtlinie auf $v_D = 78,2$. Ergänzend dazu ist ebenfalls die zugehörige Wöhlerlinie blau abgetragen.

Für Feldbedingungen und zur Maximalspannung $v_{max} = 106$ (derjenigen der Originallastfolge) sind schließlich noch die Punkte der LD-Rechnung mit Miner-konsequent und mit Miner-elementar abgetragen. Selbst dieser pessimistische LD-Rechnungswert liegt deutlich über 109 Lastspielen, also rund 20 Jahren. Die Lebensdauer nimmt daher ziemlich sicher einen Wert größer als 20 Jahre an. Dabei wird unterstellt (Analogieschluss Miner-

relativ), dass die Relation "gemessene LD-Werte" zu "berechnete LD-Werte" unter Betriebsbedingungen etwa gleich ist der unter Laborbedingungen.

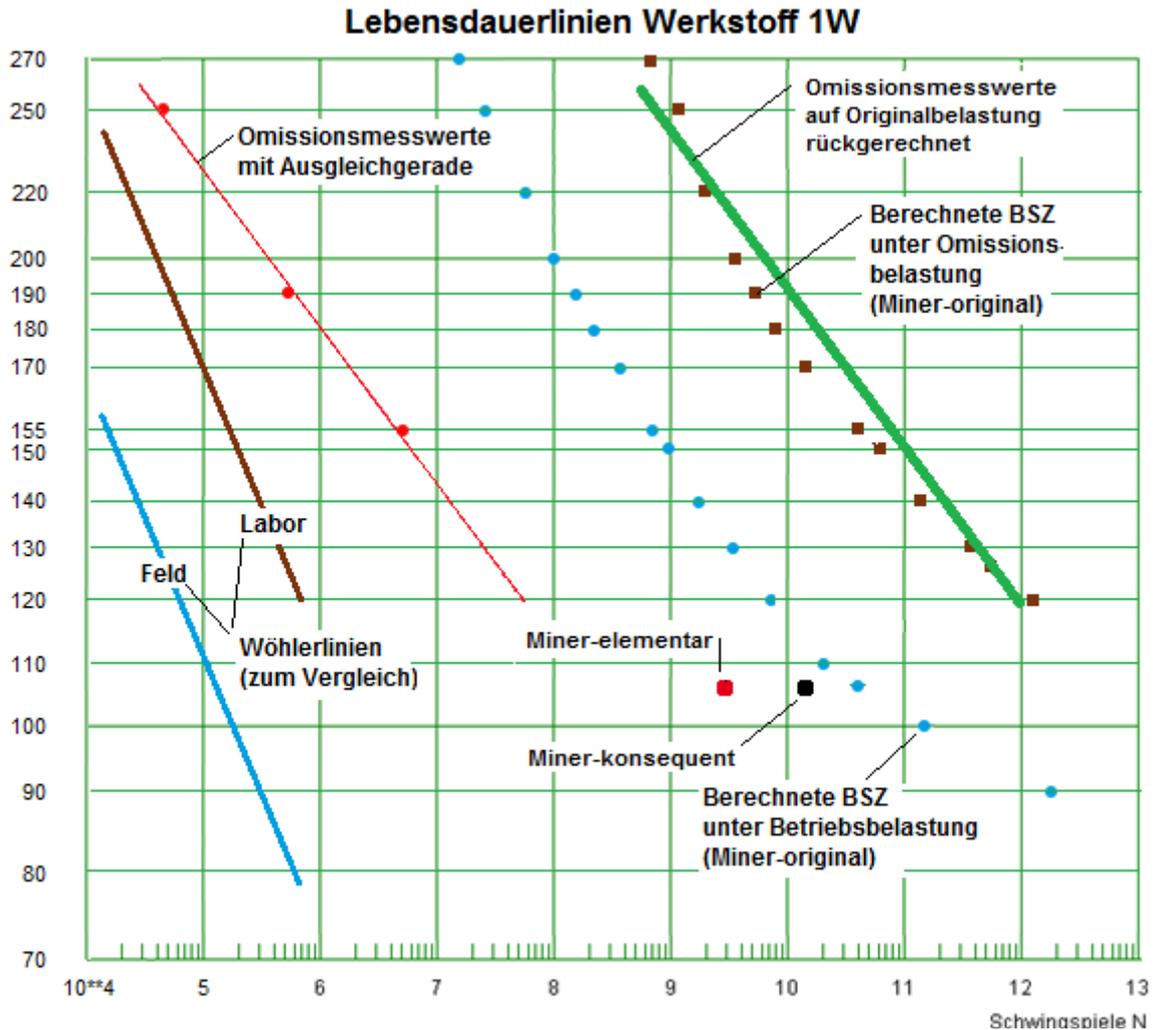


Abbildung 2.39: 2,5%-Lebensdauerlinien für Werkstoff 1W

2.1.2.7 Werkstoffcharakterisierung in der Aufstockungsphase

Im Rahmen der Aufstockungsphase des DiWaGussGJS Projektes fand eine vollständige Übertragung der in Grundvorhaben entwickelten Methodik zur experimentellen Untersuchung der Erstarrungsvorgänge auf die Legierungen GGG-40 SiMo und EN-GJS-700-2 spez statt. Es kam folglich zur gesamten Durchführung der statischen mechanischen Prüfungen, metallographischen und analytischen Untersuchung sowie Untersuchung des Ermüdungsverhaltens und Lebensdaueruntersuchung für allen vier Abgüsse.

2.1.3 Gießprozesssimulation

Unter Arbeitspunkt Gießprozesssimulation wurden zuerst die bisherigen Arbeiten zur Modellierung der Mehrphasenerstarrung zusammengefasst. Als Resultat entstanden die Modellbeschreibung und die entsprechende Formelsammlung zur Implementierung in STAR-Cast.

Eine Parameterstudie über die graue und weiße eutektische Erstarrung wurde durchgeführt. Als wichtigste Erkenntnis der Variationsrechnung ergab sich, dass die einflussreichsten Parameter zur Mikromodellierung die Keimdichte des grau erstarrten Eutektikums und die eutektische Unterkühlung sind. Dagegen wurde festgestellt,

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

dass Anfangsradius der Austenitummantelung, Wachstumskoeffizient des weiß erstarrten Eutektikums und die Keimdichte des weiß erstarrten Eutektikums vernachlässigt werden können.

In Bezug auf die Modellierung der Festphasenumwandlung wurde ein Modell der Ferrit- und Perlitentstehung entwickelt. Um die Umwandlung des Austenits in Ferrit als auch die Umwandlung des Austenites in Perlit im Modell korrekt abbilden zu können, wurde die zeitliche Änderung der Phasenumwandlung mit der Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung gekoppelt; dabei wird die Temperatur der Phasenumwandlung während eines Zeitschritts konstant gehalten. Die Probeabgüsse sowie der WKA-Maschinenträger wurden in STAR-Cast simuliert und die Simulationsergebnisse mit den experimentel ermittelten Werten verglichen.

2.1.3.1 Modellierung der Mehrphasenerstarrung

Der gesamte Abkühlungsprozess einer Gusseisenlegierung mit Kugelgraphit von Gießtemperatur bis hin zur Raumtemperatur wird in vier Schritte unterteilt (**Abbildung 2.40**):

- Ausscheidung des Primäraustenits aus der Schmelze,
- eutektische Umwandlung,
- Abkühlung bis zur Temperatur der eutektoiden Umwandlung,
- eutektoide Umwandlung.

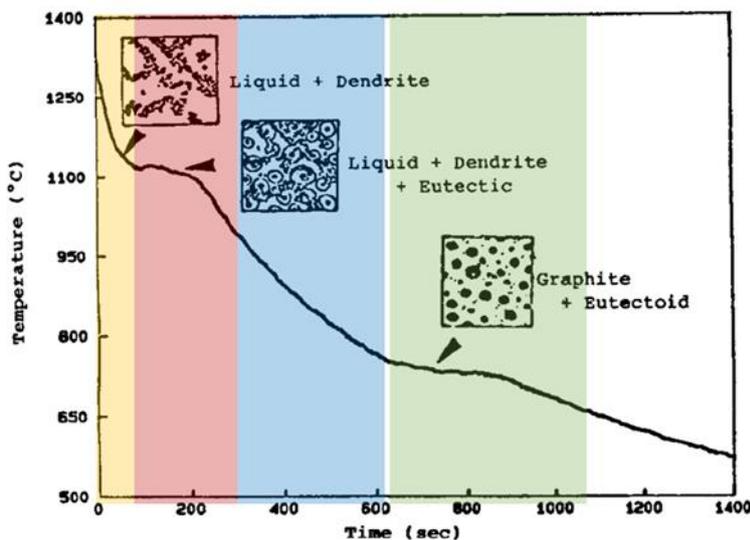


Abbildung 2.40: Die vier Schritte während der Erstarrung einer Gusseisenlegierung mit Kugelgraphit [17]

Die notwendigen Modelle zur Beschreibung des oben genannten Abkühlungsprozesses, die zu berücksichtigenden Einflussgrößen sowie die entsprechenden Ergebnisse sind in **Abbildung 2.41** dargestellt.

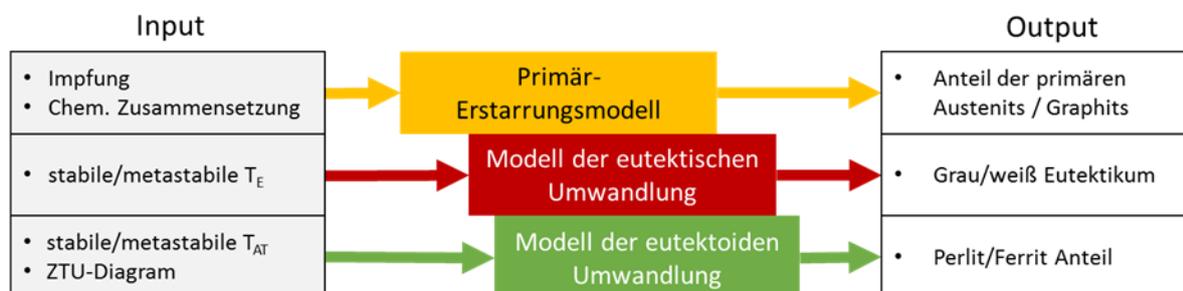


Abbildung 2.41: Schematische Darstellung der makroskopischen Modellierung des gesamten Abkühlungsprozesses von der Gießtemperatur bis zur Entstehung des Raumtemperaturgefüges für eine Gusseisenlegierung mit Kugelgraphit

In der ersten Etappe existieren zwei Phasen: die flüssige Phase (als primäre Phase) und das dendritisch erstarrendes Primäraustenit (als erste erstarrte Phase). Die Primäraustenit-Dendriten keimen auf der Metall/Form Grenzfläche an und wachsen von dort weiter durch die Schmelze in Gegenrichtung des durch die Wärmeabfuhr verursachten Temperaturgradienten. Das Wachstum der Primäraustenit-Dendriten ist mit den unterschiedlichen Konzentrationsprofilen des Kohlenstoffäquivalents in der Schmelze und der Festphase verbunden. Durch die geringere Löslichkeit in der Festphase, sind die erstarrten Dendriten im Vergleich zur Anfangskonzentration ärmer an Kohlenstoff. Gleichzeitig kommt es unmittelbar vor der Dendritenoberfläche in der flüssigen Phase zu einer Anreicherung des Kohlenstoffs. Der Prozess dauert an, bis die eutektische Temperatur erreicht wird.

Bei Erreichen der eutektischen Temperatur beginnt die zweite Etappe: die eutektische Erstarrung. Während dieser Erstarrungsphase sind drei Phasen im System vorhanden: die Schmelze, die Primäraustenit-Dendriten und die eutektischen Körner. Da die Keimbildungsunterkühlung des Graphits (bzw. Zementits) bei der Gusseisen-erstarrung üblicherweise sehr klein ist, wird angenommen, dass die eutektischen Körner unmittelbar keimen. Die gesamte Anzahl der potentiellen Keime, die während der Erstarrung aktiviert werden können, wird durch drei Keimbildungsparameter definiert, welche die Art, die Form und die Zufuhr der Keimbildner berücksichtigen. Die Anzahl der aktivierten Keime der eutektischen Körner wird durch die Unterkühlung gesteuert. Die beiden Phasen – die Primäraustenit-Dendriten als auch die eutektische Körner, **Abbildung 2.42** – wachsen weiter, bis keine flüssige Phase mehr vorhanden ist. Das Wachstum der Primäraustenit-Dendriten wird bei einem kritischen Anteil der eutektischen Körner vor der Dendriten-Spitze gestoppt. Im Gegensatz zu den gerichtet erstarrten Primäraustenit-Dendriten, wachsen die eutektischen Körner äquiaxial und frei beweglich in der Schmelze. Die eutektischen Körner erstarren standardmäßig „grau“, also durch Graphit-Ausscheidung. Überschreitet die Abkühlrate einen kritischen Wert wird jedoch „weiße“ Erstarrung, also Zementit-Ausscheidung angenommen. Die Dichte der weiß erstarrten eutektischen Körner ist nahezu gleich der Dichte der Schmelze, wohingegen die Dichte der grau erstarrten eutektischen Körner wesentlich geringer ist. Bei langen Erstarrungszeiten kann es zum Aufschwimmen der grau erstarrten eutektischen Körner kommen.

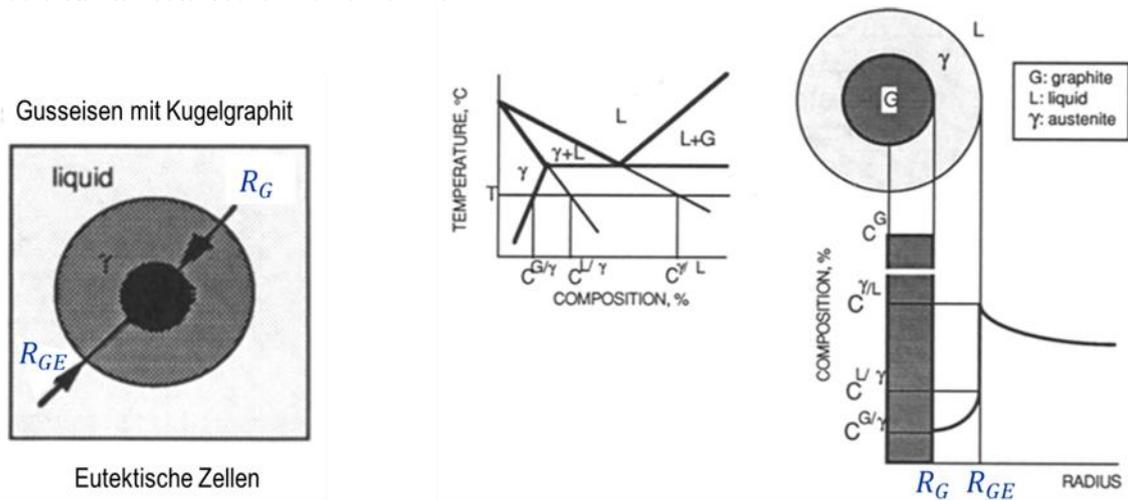


Abbildung 2.42: Das diffusionskontrollierte Wachstum der grau erstarrten eutektischen Körner [17]

Der zur Modellierung verwendete Mehrskalensatz basiert auf einem Volume-Averaging Ansatz. Als Standard-Legierungszusammensetzung wird die eutektische Konzentration angenommen. Da in realen Gießprozessen die chemische Zusammensetzung der Gusseisenschmelze sowohl unter als auch über der eutektischen Konzentration liegen kann, wird die Abweichung von der eutektischen Zusammensetzung bei der Berechnung der C- und Si-Diffusion durch Verschiebung der charakteristischen Linien im quasibinären Fe-C_{äquivalent} Phasendiagramm berücksichtigt.

Bekannterweise sind die Qualitätsmerkmale der gegossenen Bauteile auf der Prozessskala von den Erstarrungsvorgängen auf der Gefügeskala gesteuert. Um einen holistischen Ansatz abbilden zu können, müssen die Erscheinungen auf der beiden Skalen gleichzeitig betrachtet werden und infolgedessen sind die makroskopischen Transportgleichungen mit dem mikroskopischen kinetischen Erstarrungsmodell zu koppeln. Die in STAR-Cast implementierte Kopplung ist mit dem in **Abbildung 2.43** dargestellten Algorithmus beschrieben.

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

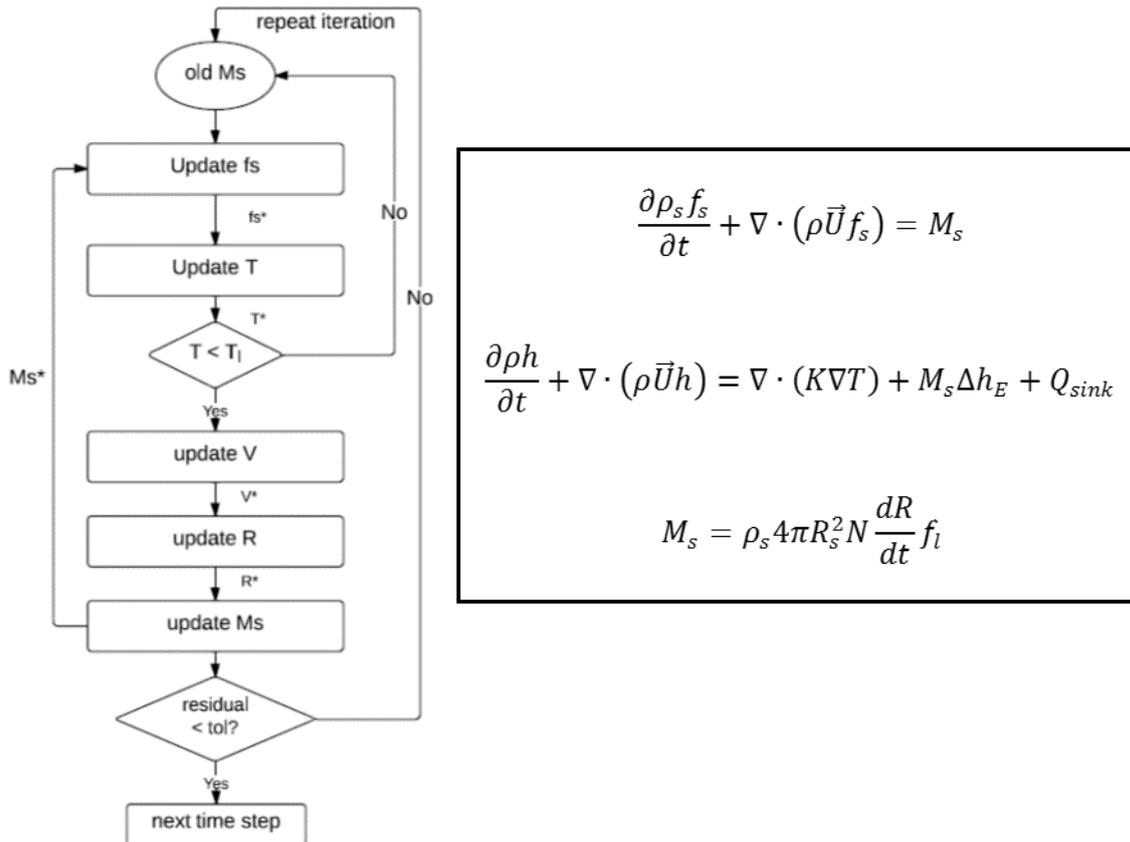


Abbildung 2.43: Algorithmus zur Kopplung der makroskopischen Transportgleichungen mit dem mikroskopischen kinetischen Erstarrungsmodell in STAR-Cast

2.1.3.2 Modellierung der eutektoiden Umwandlung

Während der fortlaufenden Abkühlung des erstarrten Teils findet rein diffusionskontrolliertes Wachstum des Graphits statt. Bei Erreichen der eutektoiden Umwandlungstemperatur wird der Austenit in Ferrit und Perlit umgewandelt. Die Wachstumsraten für den Perlit und Ferrit, **Abbildung 2.44**, hängen sowohl von der chemischen Zusammensetzung, als auch von der Abkühlrate ab. Nach Beendigung der eutektischen Umwandlung liegt im System kein Austenit mehr vor. Die entstandenen Phasenanteile des Ferrits, Perlits, Zementits und Graphits beeinflussen die lokalen mechanischen Eigenschaften: die Zugfestigkeit, die Brinellhärte und die Dehnung.

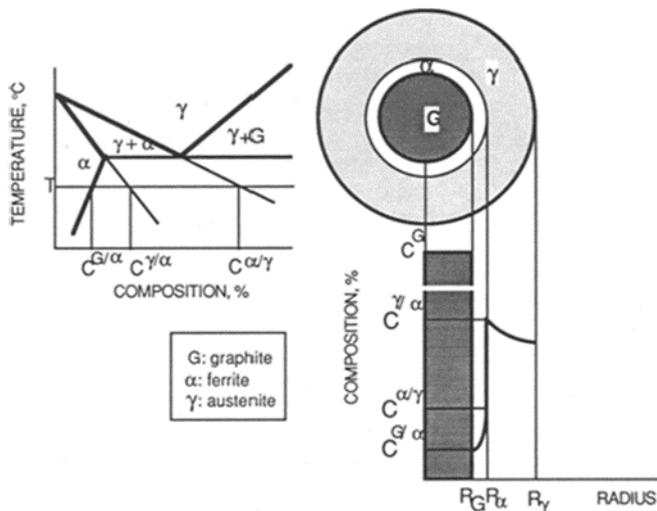


Abbildung 2.44: Das diffusionskontrollierte Wachstum des Ferrits [17]

Bei der Implementierung des Modells der eutektoiden Umwandlung in STAR-Cast war wichtig, sowohl die Umwandlung des Austenits in Ferrit als auch die Umwandlung des Austenites in Perlit im Modell korrekt abzubilden. Modellierung der Perlitentstehung birgt besondere Schwierigkeiten mit sich mit. Eine Literaturrecherche hat ergeben, dass zu diesem Zweck eine Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung angewandt werden konnte (**Abbildung 2.45**).

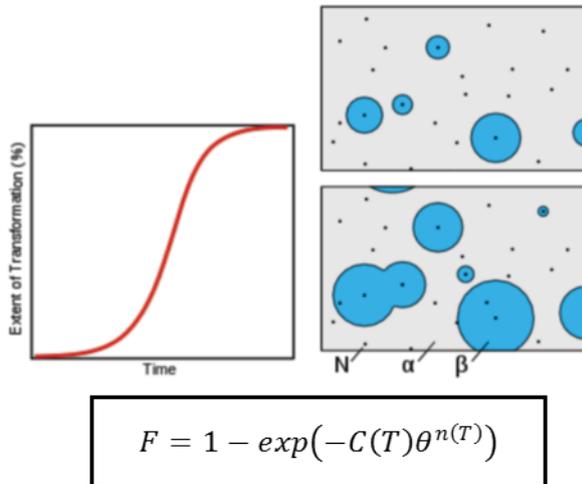


Abbildung 2.45: Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung beschreibt eine Festphasenumwandlung $\alpha \rightarrow \beta$ bei konstanter Temperatur

2.1.3.3 Vorhersage der Phasenanteile und mechanischen Eigenschaften

Die Berechnungen der lokalen mechanischen Eigenschaften aus der Gieß- und Erstarrungssimulation basieren auf der orts- und zeitabhängigen Simulation der Graphitausscheidung sowie der Perlit- und die Ferritphasenanteile während des Erstarrungs- und anschließenden Abkühlungsvorgangs (siehe **Abbildungen 2.46 bis 2.48**).

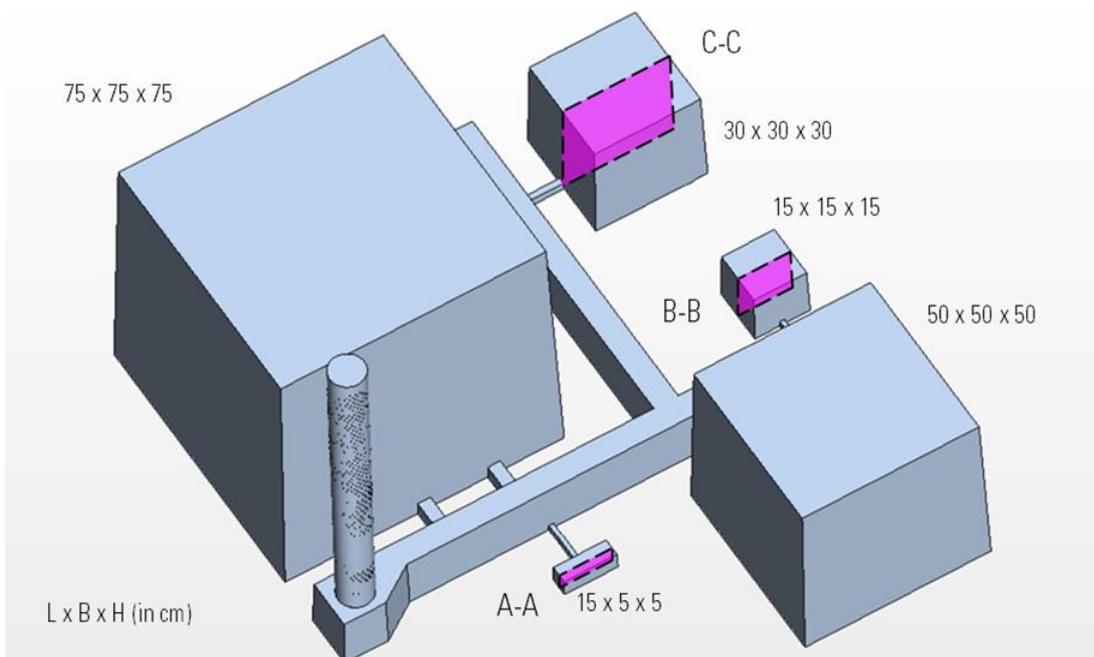


Abbildung 2.46: Testabguss-Geometrie zur Validierung des Eisenmoduls – Teil der Gießsimulationssoftware STAR-Cast

Geometrie des Testabgusses zur Validierung des Eisenmoduls als Teil der Gießsimulationssoftware STAR-Cast ist in **Abbildung 2.46** gezeigt: Fünf Würfel unterschiedlicher Abmessungen sind in EN GJS-400-18 LT Qualität gegossen. Zu sehen sind die drei Schnittebenen, auf die sich die Auswertungen in **Abbildung 2.47** und **Abbil-**

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

Abbildung 2.48 beziehen. Die Ergebnisse der Simulationsrechnungen – vorhergesagten Phasenanteile (**Abbildung 2.47**) und statischen mechanischen Eigenschaften (**Abbildung 2.48**) in den Blöcken 1 bis 3 sind hier gezeigt.

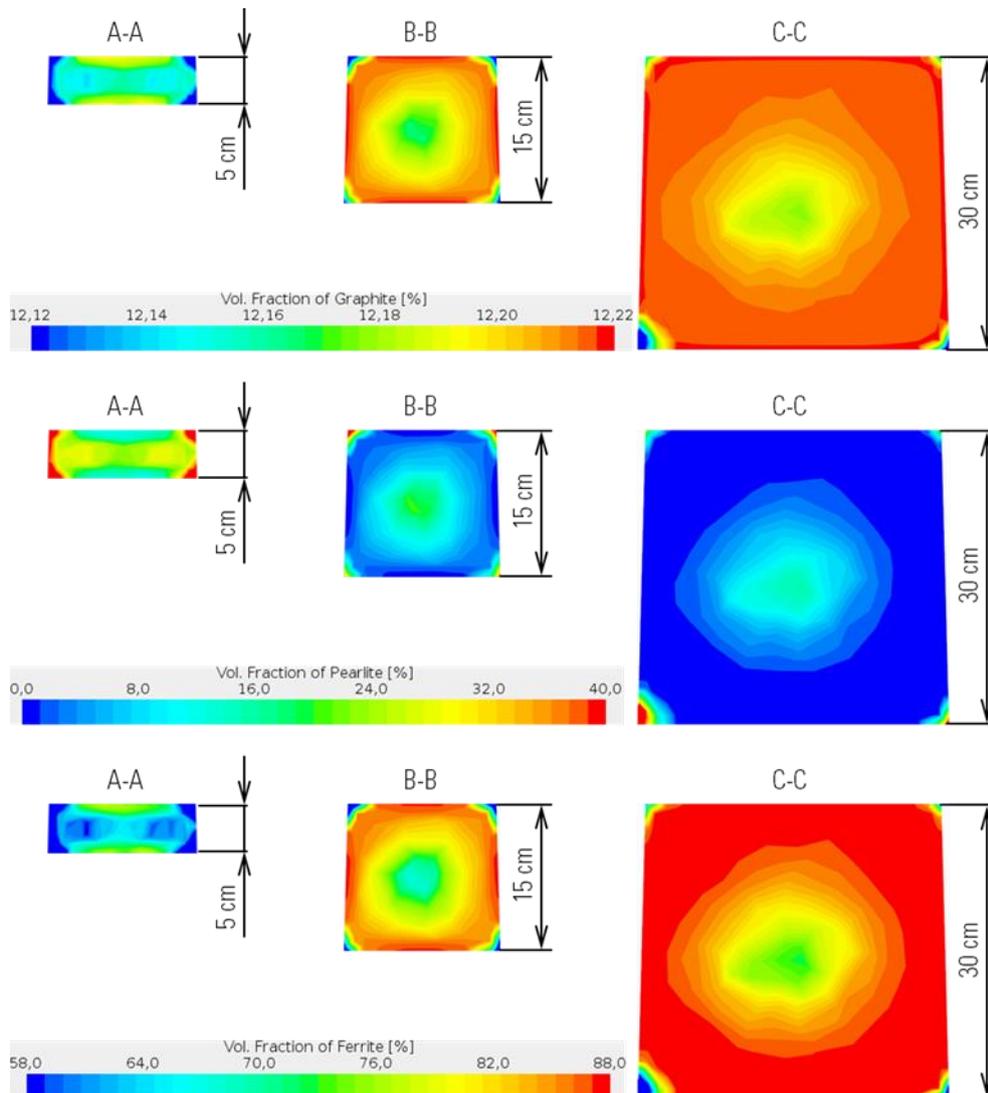


Abbildung 2.47: Berechnete Anteile für Graphit, Perlit und Ferrit, dargestellt in den Schnittbereichen aus **Abb. 2.46**

Ein Vergleich dieser Ergebnisse bestätigt alle aus der gießtechnischen Praxis bekannten Trends:

- Je schneller die Erstarrung (je kleiner die Wandstärke), desto mehr Perlit in Mikrostruktur vorhanden,
- Je mehr Perlit in Mikrostruktur vorhanden, desto höhere Zugfestigkeits- und Härtewerte,
- Je mehr Ferrit in Mikrostruktur vorhanden, desto höhere Ausdehnungswerte.

Die erhöhten Perlitwerte im Zentrum der Blöcke 2 und 3 im Vergleich zu den Bereichen, die zwischen Zentren der Blöcke und Randbereiche liegen, sind eine Folge der Kopplung der berechneten Phasenanteile an den Abkühlraten bei der kritischen Umwandlungstemperatur: Bekannter Weise besitzen die Abkühlraten die höchsten Werte in Randzonen sowie in Bereichen der letzten Umwandlung; dazwischen sind die Abkühlraten wegen des Wärme-
staus niedriger.

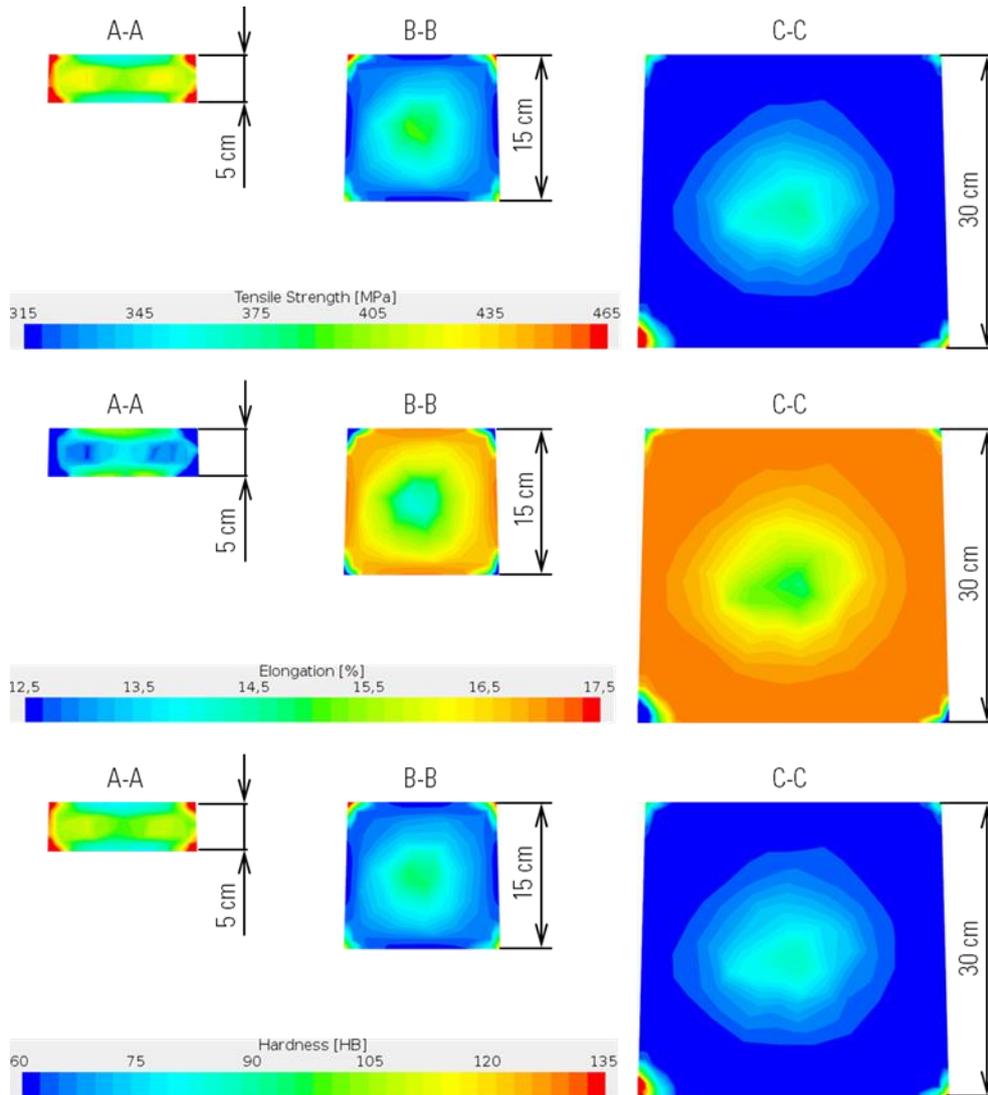


Abbildung 2.48: Berechnete mechanische Eigenschaften, dargestellt in den Schnittebenen aus **Abb. 2.46**

2.1.4 Gefügesimulation

Auf dem Gebiet der Gefügesimulation wurden zuerst die Mechanismen der Keimbildung und des Wachstums des Kugelgraphits recherchiert und Konzepte für die Modellierung ausgearbeitet. Das grundlegende Phasenfeldmodell wurde erweitert, um Volumenexpansion während der Erstarrung berücksichtigen zu können. Dieses Feature ist aufgrund der erheblichen Dichteunterschiede der unterschiedlichen Phasen in Gusseisenlegierungen unabdingbar. Die Implementierung wurde erfolgreich getestet. Danach wurde das Phasenfeld-Programm um ein Modell zur Beschreibung interstitieller Diffusion erweitert. Dies ist für Gusseisen von besonderer Bedeutung, da die interstitielle Diffusion des Kohlenstoffs durch die Austenithülle das Wachstum des Kugelgraphits kontrolliert. Damit konnte das komplexe Wechselspiel zwischen Graphitwachstum, interstitieller Kohlenstoffdiffusion und lokaler Volumenexpansion erstmals quantitativ abgebildet werden.

Das Modell ermöglicht die mehrdimensionale Simulation des Wachstums von Austenit und Kugelgraphit in multi-komponentigen Gusseisenlegierungen. Als Ergebnis einer Phasenfeld-Simulation können eine Vielzahl von Daten ausgewertet werden: Morphologien, Seigerungen, Temperaturkurven.

Als letzter Schritt in der Modellentwicklung wurde die Auswertung der Molvolumina über die ThermoCalc-Schnittstelle implementiert. Somit wurden nun sämtliche thermodynamischen Daten prozessnah und konsistent aus der gleichen legierungsspezifischen Calphad-Datenbasis ausgewertet. Mit dem erweiterten Modell wurde

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

eine Simulation mit den Materialdaten der im 2. Abguss verwendeten Legierung durchgeführt. Der Temperaturverlauf entspricht den Messungen des im Zentrum des kleinsten Blocks positionierten Thermoelements M13.

Die Mikroseigerung der Legierungselemente Kohlenstoff, Silizium, Mangan und Magnesium wurde unter variierenden Prozessbedingungen simuliert und ausgewertet. Als Input dienten die experimentell ermittelten Abkühlkurven und Graphitkugelzahlen des zweiten Abgusses. Die mit der Phasenfeld-Methode simulierten Elementverteilungen zeigten sehr gute Übereinstimmung mit gemessenen Elementverteilungen. Die ausgewerteten Seigerungsprofile wurden darüber hinaus verwendet, um die Anwendbarkeit des Scheil-Modells zur Vorhersage der Mikroseigerung zu überprüfen.

2.1.4.1 Modellierung der Graphitkeimbildung

Der Kugelgraphit entsteht während der Erstarrung des Gusseisens durch heterogene Keimbildung an bevorzugten Keimstellen. Durch Zugabe von Impfstoffen wird gewährleistet, dass genügend geeignete Stellen für die Graphitkeimbildung vorhanden sind. Impfstoffe für Kugelgraphit bestehen heutzutage vorwiegend aus Ferrosilizium. Allerdings stellen sowohl Fe und Si nur Trägersubstanzen dar, während Spurenelemente wie Al, Ba, Ca, Sr, Zr und Seltene Erden die eigentlichen Impfstoffe sind [Das Impfen von Gusseisen, Elkem Foundry Products].

Tabelle 2.8: Keimbildner-Verteilungsdichte und Graphitkugel-Verteilungsdichte im Vergleich für unterschiedliche Fe-Si-basierte Impfstoffe [aus: Das Impfen von Gusseisen, Elkem Foundry Products]. Bei kommerziellen Impfstoffen unterscheiden sich die Verteilungsdichten von Keimbildner-Partikeln und Graphitkeimen etwa um eine Größenordnung.

Berechnungsfall	Impfstoff	N_K (mm^{-3})	D_K (μm)	V_K (%)	N_G (mm^{-3})	D_G (μm)	V_G (%)
1	Foundrisil	$2,1 \times 10^5$	1,1	$5,4 \times 10^{-4}$	$1,8 \times 10^4$	20,6	11
2	Superseed	$1,1 \times 10^5$	1,1	$3,3 \times 10^{-4}$	$1,7 \times 10^4$	23,3	10
3	Reines FeSi	$1,9 \times 10^5$	1,0	$1,9 \times 10^{-4}$	$0,3 \times 10^4$	18,2	1
4	Keine	$1,1 \times 10^5$	1,0	$2,3 \times 10^{-4}$	$0,3 \times 10^4$	17,8	3

N_K : Dichte der Kristallisationsanzahl pro Volumeneinheit (mm^{-3})
 D_K : Mittlerer Durchmesser der Kristallisatoren (μm)
 V_K : Volumenanteil der Kristallisatoren (%)
 N_G : Dichte der Graphitkugeln pro Volumeneinheit (mm^{-3})
 D_G : Mittlerer Durchmesser der Graphitkugeln (μm)
 V_G : Volumenanteil der Graphitkugeln (%)

Dieses wird durch **Tabelle 2.8** verdeutlicht. Während reines Fe-Si nicht erkennbar zur Keimbildung beiträgt, erhöhen kommerzielle Impfstoffe, die Spurenelemente enthalten, deutlich die Anzahl der Graphitkeime. Zu beachten ist, dass nicht alle Keimbildner-Partikel aktiv werden. Die Anzahl resultierender Graphitkeime unterscheidet sich etwa um eine Größenordnung von der der Keimbildner-Partikel.

Da für die Gießexperimente des Projektpartners Friedrich Wilhelms-Hütte Eisenguss GmbH keine konkrete Aussage über die Anzahl der Keimbildner-Partikel gemacht werden können, soll die als Eingangsgröße für die Simulation benötigte Keimbildner-Verteilungsfunktion mit einer im Gefügeschliff gemessenen Graphitkugel-Verteilungsdichte kalibriert werden.

Abbildung 2.49 zeigt ein Schema der Keimbildungsmodellierung im Rahmen der Phasenfeld-Simulation. Die Verteilungsfunktion bestimmt die Anzahl und Größe der über das Rechengebiet verteilten Keimbildner-Partikel. Die Partikel stellen Orte für bevorzugte Keimsetzung des Graphits dar, wobei die kritische Keimunterkühlung als Funktion des Partikelradius bestimmt wird. Nur wenn während der Erstarrung lokal die nötige Unterkühlung erreicht wird, wird tatsächlich ein Keim gesetzt. Das Wachstum dieser Keime wird mit der Phasenfeld-Methode

simuliert. Da die mit dem Wachstum verbundene Freisetzung der latenten Wärme die weitere Keimbildung bremst, hängt die Gesamtanzahl der Keime von der maximal erreichten Unterkühlung ab.

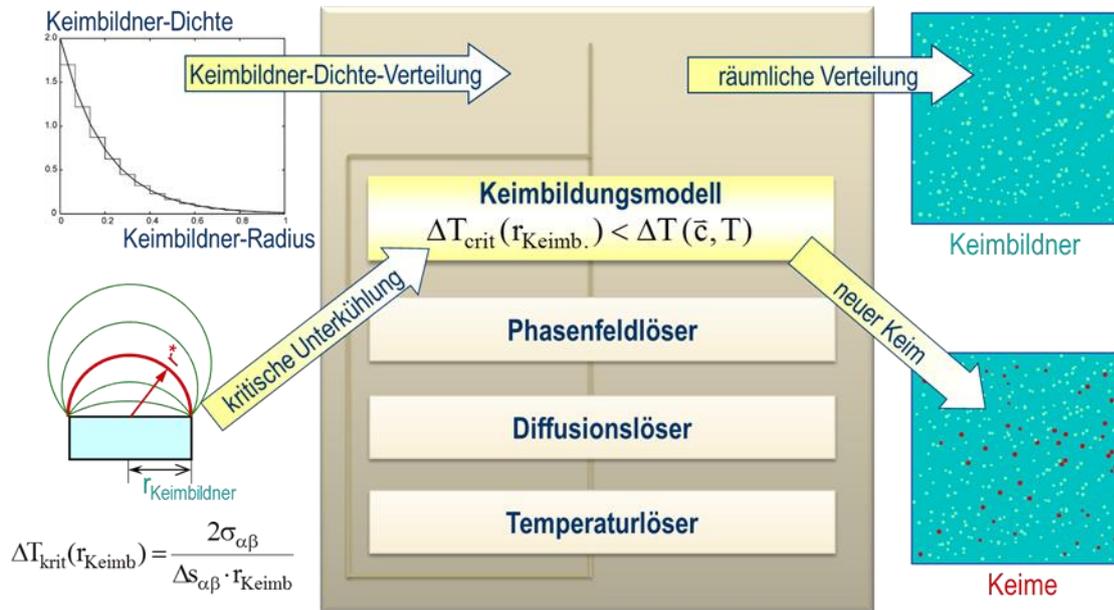


Abbildung 2.49: Schema der Modellierung der Graphitkeimbildung im Rahmen der Phasenfeld-Simulation. Die Keimbildner stellen Orte für bevorzugte Keimsetzung des Graphits dar. Nur wenn während der Erstarrung lokal die nötige Unterkühlung erreicht wird, wird tatsächlich ein Graphitkeim gesetzt.

2.1.4.2 Simulation des Wachstums des Graphits

Der Graphit wächst zunächst im direkten Kontakt zur Schmelze und wird dann durch Austenit ummantelt. Im Rahmen der Phasenfeld-Methode wird das räumliche Wachstum implizit durch die zeitliche Änderung sogenannter „Phasenfelder“ beschrieben. Dadurch können komplexe Oberflächen ohne geometrische Vereinfachungen simuliert werden.

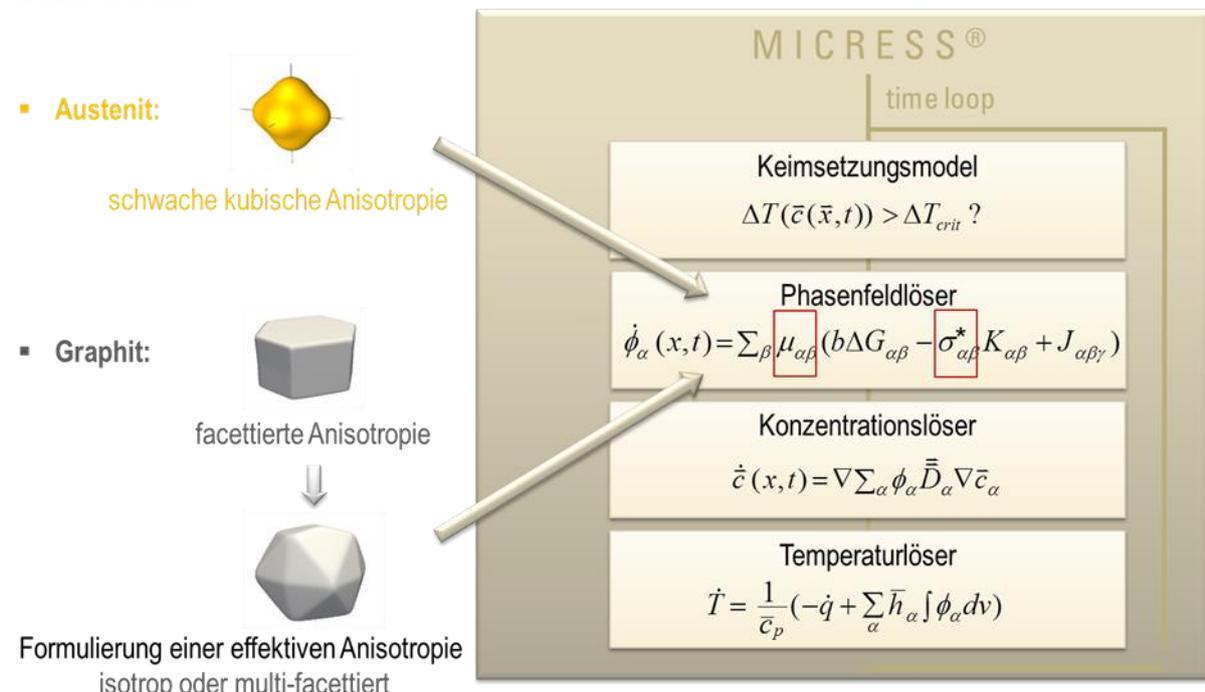


Abbildung 2.50: Die Phasenfeldgleichung beschreibt die räumliche Entwicklung von Phasen-Grenzflächen, und damit im Falle von Gusseisen das Wachstum des Austenits und des Graphits. Kugelgraphit weist gegenüber normalem Graphit interne Kristalldefekte auf, die im Rahmen der Phasenfeld-Simulation durch die Formulierung effektiver Grenzflächenenergien und- mobilitäten berücksichtigt werden.

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

Gekoppelt zum Wachstum der Phasen wird die Umverteilung und Diffusion der chemischen Elemente, sowie die Freisetzung der latenten Wärme berücksichtigt. Durch Online-Kopplung der Phasenfeld-Software Micress an die thermodynamische Kalkulationssoftware ThermoCalc können alle thermodynamischen Parameter in Abhängigkeit der lokalen Legierungszusammensetzung aus der materialspezifischen Datenbank TCFE7 bestimmt werden. Eine Besonderheit des Kugelgraphits ist, dass der Graphit nicht als reiner Kristall wächst, sondern interne Stapelfehlern, sowie Twist-Grenzen und Zwillingsgrenzen aufweist. Diese Kristalldefekte haben ein geändertes Wachstum zur Folge. Um dieses in der Phasenfeld-Simulation zu berücksichtigen, wurde ein spezielles Kristallmodell für Kugelgraphit mit effektiven anisotropen Grenzflächeneigenschaften formuliert (siehe **Abbildung 2.50**).

Im Gusseisen ist die interstitielle Diffusion des Kohlenstoffs im Austenit von besonderer Bedeutung, da sie das Wachstum der Graphitkugeln kontrolliert. Die treibende Kraft für die Diffusion ergibt sich aus dem Unterschied zwischen der metastabilen Gleichgewichtskonzentration des Austenits zur Schmelze im Vergleich zur niedrigeren Gleichgewichtskonzentration zum Graphit. **Abbildung 2.51** zeigt die Simulation des durch interstitielle Kohlenstoffdiffusion kontrollierten Wachstums einer von Austenit umhüllten Graphitkugel, sowie die schematische Illustration des Konzentrationsprofils. Eine Besonderheit dieser Simulation ist die Berücksichtigung der lokalen Volumenexpansion an der Grenzfläche zwischen Austenit und Graphit. Noch kein anderes Simulationsmodell war bisher in der Lage die komplizierte Wechselwirkung zwischen Diffusion und Volumenexpansion während des Graphitwachstums abzubilden. Die Expansion ist im Wesentlichen darauf zurückzuführen, dass der Kohlenstoff im Austenit interstitiell gelöst ist, aber beim Übergang in den Graphit zum Matrixelement wird.

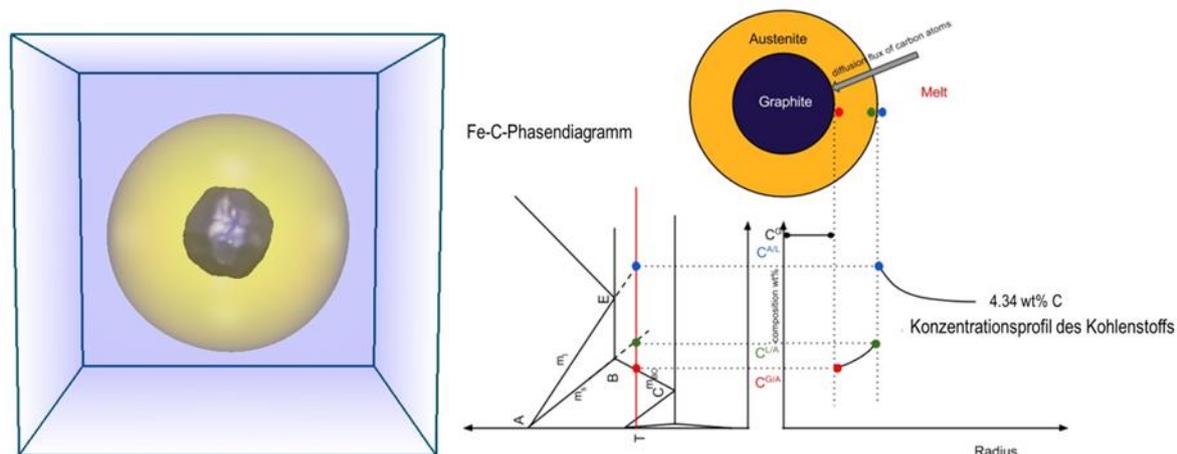


Abbildung 2.51: Links: Phasenfeld-Simulation des Wachstums einer von Austenit umhüllten Graphitkugel. Rechts: Schematische Illustration des Kohlenstoffs-Konzentrationsgradienten in der Austenithülle. Da die metastabile Gleichgewichtskonzentration an der Grenzfläche zur Schmelze höher ist als die Gleichgewichtskonzentrationen an der Grenzfläche zur Schmelze, diffundiert der Kohlenstoffatome von der Schmelze zum Graphit.

Phasenfeld-Simulation der Mikrostruktur-Entwicklung während der Erstarrung von Gusseisen mit Kugelgraphit wurde für eine untereutektische multikomponentige Fe-C-Si-Mn-Mg Legierung durchgeführt: C = 3,6%, Si = 1,9%, Mn = 0,125% und Mg = 0,048%. Durch direkte Kopplung an die neueste thermodynamische Datenbank TCFE8 wurde das aktuelle thermodynamische Datenset für die berücksichtigte Legierungszusammensetzung angewandt. Dabei beträgt die Berechnungsdomäne der 3D-Phasenfeld-Simulation von Gusseisen mit Kugelgraphit 200 μm x 200 μm x 200 μm , **Abbildung 2.52**.

Zur Ergebnisauswertung stehen verschiedene Möglichkeiten zur Verfügung: 3D-Konzentrationsfeldanalyse (**Abbildung 2.52**), Temperaturverlauf aus Rechnung (**Abbildung 2.53**), Analyse der 2D-Seigerungsprofile (**Abbildungen 2.54** und **2.55**).

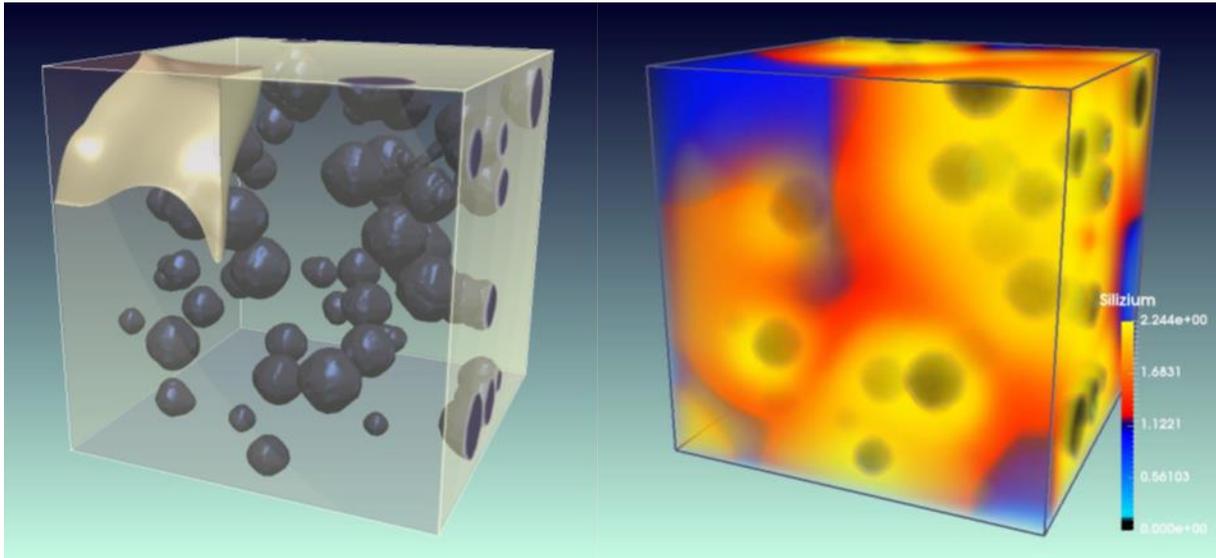


Abbildung 2.52: 3D-Phasenfeld-Simulation von Gusseisen mit Kugelgraphit (links); 3D-Siliziumkonzentration gegen Ende der Erstarrung (rechts)

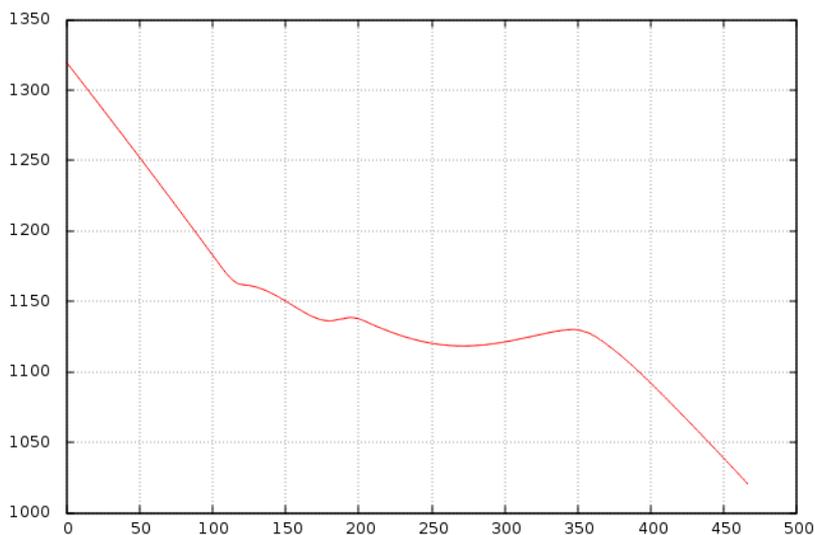


Abbildung 2.53: Temperaturverlauf aus Rechnung mit einer konstanten Wärmeextraktionsrate $-7 \text{ J s}^{-1} \text{ cm}^{-3}$

Als letzter Schritt in der Modellentwicklung für die Gefügesimulation wurde das direkte Auslesen der Molvolumina über die ThermoCalc-Schnittstelle implementiert. Die Molvolumina können nun während der Laufzeit für jede Phase als Funktion der Temperatur und der solutalen Konzentrationen ausgewertet werden. Somit ist nun gewährleistet, dass sämtliche thermodynamischen Daten konsistent der gleichen Calphad-Datenbasis entspringen und durch das Programm stets legierungs- und prozessspezifisch angepasst werden. **Abbildung 2.56** schematisiert die Schnittstellen des Phasenfeldmodells zur thermodynamischen Datenbank.

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

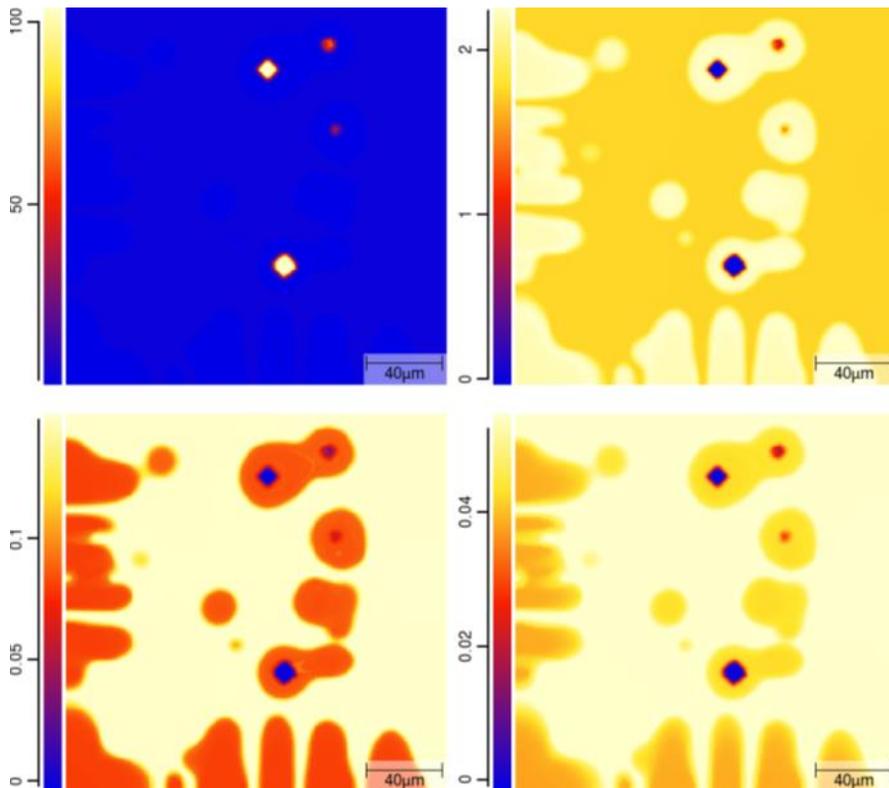


Abbildung 2.54: Seigerung während der Erstarrung (2D-Schnitt); Kohlenstoff (oben links), Silizium (oben rechts), Mangan (unten links), Magnesium (unten rechts)

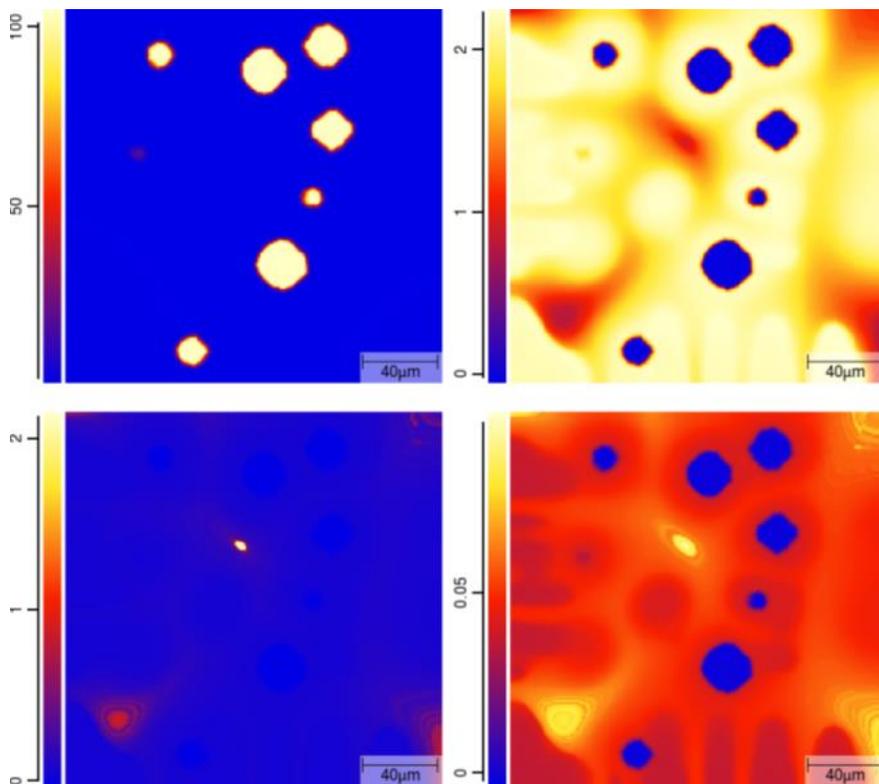


Abbildung 2.55: Seigerung zum Ende der Erstarrung (2D-Schnitt, $t = 365s$); Kohlenstoff (oben links), Silizium (oben rechts), Mangan (unten links), Magnesium (unten rechts)

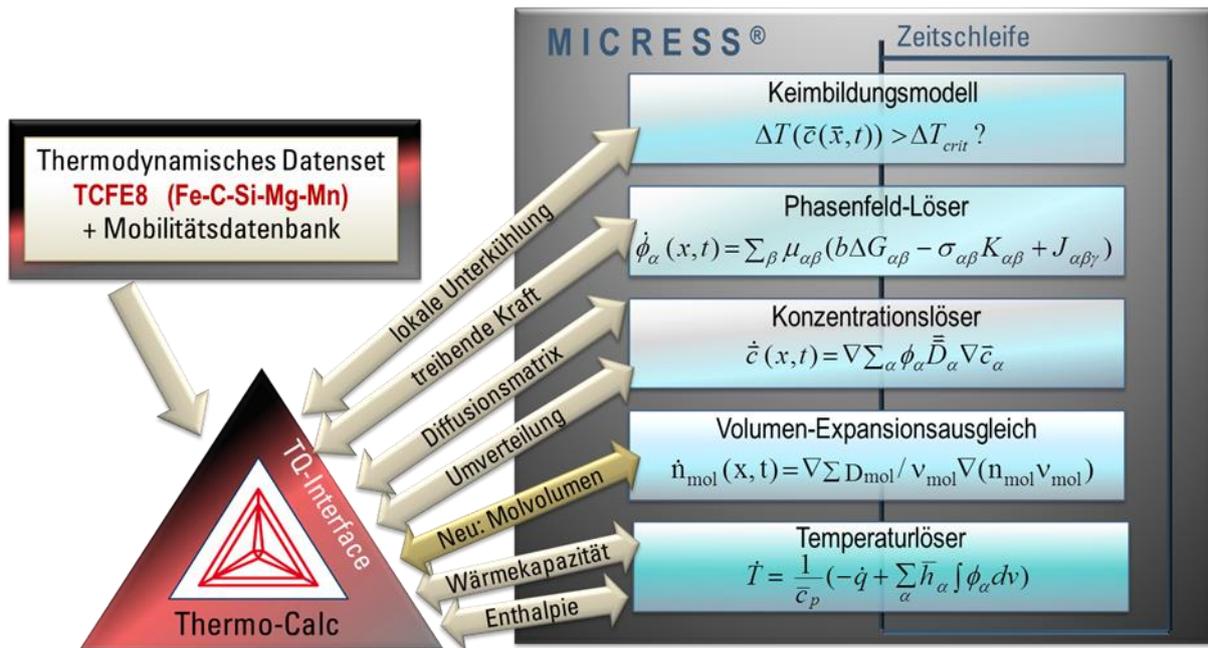


Abbildung 2.56: Als letzter Schritt in der Modellentwicklung wurde die Auswertung der Molvolumina über die ThermoCalc-Schnittstelle implementiert. Somit werden nun sämtliche thermodynamischen Daten prozessnah und konsistent aus der gleichen legierungsspezifischen Calphad-Datenbasis ausgewertet.

Generell können die Molvolumina lokal in jeder numerischen Zelle ausgewertet werden. Vergleichsrechnungen mit einerseits lokal ausgewerteten und andererseits über das Phasengebiet gemittelten Molvolumina zeigten aber für die projektspezifischen Anwendungen keine signifikanten Unterschiede. Der wesentliche Effekt ist die Änderung der Molvolumina mit der Temperatur und der mittleren Phasenzusammensetzung. Deshalb werden in zukünftigen Rechnungen über das Phasengebiet gemittelte Molvolumina verwendet, die während der Laufzeit regelmäßig den vorliegenden Prozessbedingungen angepasst werden. **Abbildung 2.57** zeigt als Beispiel die Änderung des mittleren Molvolumens der Schmelze während der Primärerstarrung einer multikomponentigen Fe-C-Si-Mn-Mg Legierung.

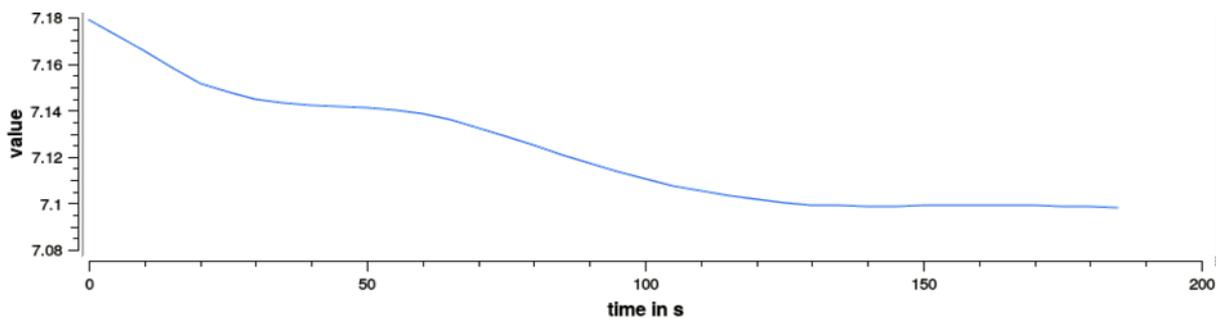


Abbildung 2.57: Während der Simulation werden die mittleren Molvolumina pro Phase als Funktion von Temperatur und mittlerer Phasenzusammensetzung ausgewertet. Das Beispiel zeigt die Änderung des mittleren Molvolumens der Schmelze in der Einheit cm³/mol als Funktion der Zeit.

Zur Validierung der Simulationen wurden Vergleichsrechnungen mit Mikrostrukturen des kleinsten Gusseisenblocks aus Abguss 2 durchgeführt. Als wichtigste Legierungselemente wurden Fe, C (3,66%), Si (1,97%), Mn (0,19%), und Mg (0,044%) berücksichtigt. Die Abmessung der 3D-Simulationsdomäne beträgt 200 µm x 200 µm x 200 µm. Alle thermodynamischen Daten, einschließlich der Molvolumina, wurden prozessnah mittels Kopplung an die thermodynamische Datenbank TCFE8 ermittelt. Die Temperaturkurve wurde durch Stützpunkte aus den Messungen des im Zentrum des kleinsten Blocks positionierten Thermoelements TE13 generiert (**Abbildung 2.58**).

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

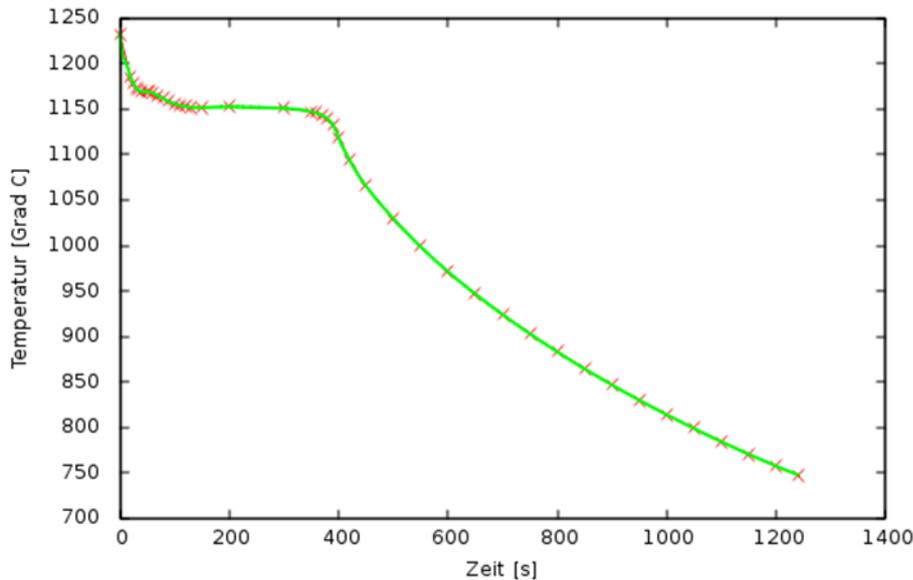


Abbildung 2.58: Für die Eingabe der Temperaturkurve wurden Stützpunkte aus der Messung des Thermoelements TE13 übernommen. Die Phasenfeldsoftware interpoliert linear zwischen den Stützpunkten.

Erfolgreich simuliert wurde bisher die primäre dendritische Erstarrung des Austenits, sowie die Keimbildung und das Wachstum des Kugelgraphits bis zum vollständigen Erstarrung (Schmelzeanteil = 0). **Abbildung 2.59** zeigt die dreidimensionale Gefügestruktur zu zwei unterschiedlichen Zeiten.

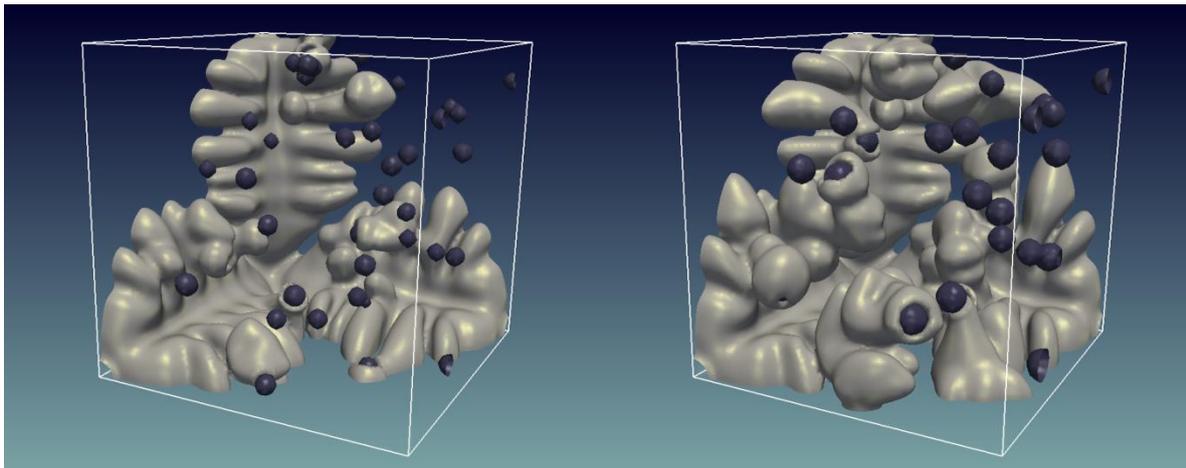


Abbildung 2.59: Simuliertes Gefüge der im 2. Abguss verwendeten Legierung Fe, C (3,66%), Si (1,97%), Mn (0,19%), und Mg (0,044%) zu den Zeitpunkten $t_1 = 215\text{s}$ und $t_2 = 255\text{s}$. Der Temperaturverlauf entspricht den Messungen des Thermoelements M13.

2.1.4.3 Simulation der Mikroseigerung

Die Phasenfeld-Methode ermöglicht die orts aufgelöste Simulation der Phasenverteilung und eng damit verbunden auch die Mikroseigerung der gelösten Legierungselemente. Die Mikroseigerung ist von Bedeutung, da sie die Materialeigenschaften nicht nur direkt beeinflusst, sondern auch indirekt durch ihre Wirkung auf die nachfolgenden Umwandlungen und somit auf die entstehenden Ferrit, Perlit und Karbidanteile. Zur Auswertung der Mikroseigerung wurden die Simulationen nun im Festphasenbereich bis zum Beginn der eutektoiden Umwandlung fortgesetzt. Aufgrund der stark reduzierten Diffusion kann angenommen werden, dass sich die Elementverteilung während der weiteren Abkühlung bis auf Raumtemperatur nicht mehr wesentlich ändert. Um den Einfluss der Prozessbedingung auf die Seigerung zu untersuchen, wurden vier Vergleichssimulationen mit der Legierungszusammensetzung Fe-3,66% C-1,97% Si -0,19% Mn-0,044% Mg des zweiten Abgusses durchgeführt. Als Prozessgrößen wurden der Temperaturverläufe und die Graphitkugelzahlen der experimentellen Proben M13, M10, M8 und M4 übernommen (**Abbildung 2.60**).

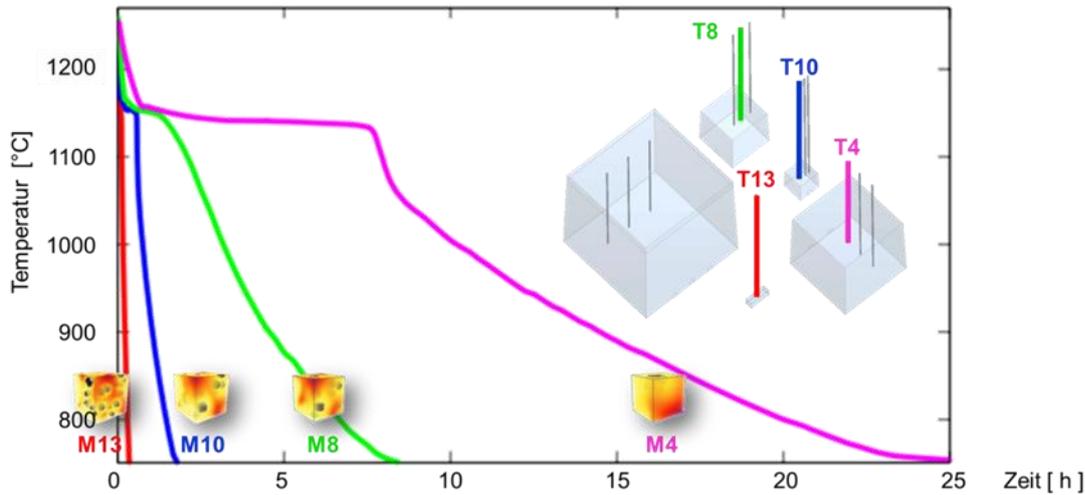


Abbildung 2.60: Für vier Proben mit stark variierenden Abkühlzeiten wurden Gefügesimulation ausgeführt und die Mikroseigerung der Elemente Silizium, Mangan, Magnesium und Kohlenstoff ausgewertet.

Aus den simulierten 3-D-Verteilungen der Legierungselemente Silizium, Mangan, Magnesium und Kohlenstoff wurden Seigerungsprofile ausgewertet. Dazu wurden die lokalen Konzentrationswerte der jeweiligen Elemente im Austenit je nach Seigerungsverhalten nach aufsteigender oder absteigender Größe sortiert. Aufgetragen über den normierten kumulativen Verteilungswert erhält man so eindimensionale Konzentrationskurven, die quantitativ diskutiert und verglichen werden können. Zum Vergleich wurden experimentelle Seigerungsprofile für Silizium und Mangan an den Proben M10 und M13 erstellt. **Abbildungen 2.61** und **2.62** zeigen die gute Übereinstimmung von simulierten und experimentellen Profilen. Ein interessantes Ergebnis ist, dass der Einfluss der stark variierenden Abkühlbedingungen und Kugelzahlen auf die Seigerungsprofile von Silizium und Mangan nahezu vernachlässigbar ist. Dieses gilt auch für Magnesium (siehe **Abbildung 2.63a**), das ebenfalls substitutionell gelöst ist. Die Seigerung des interstitiell gelösten Kohlenstoffs verändert sich hingegen deutlich mit den Prozessbedingungen (siehe **Abbildung 2.63b**). Aufgrund der thermodynamischen Wechselwirkung mit den langsam diffundierenden Elementen ist der Gehalt des schnell diffundierenden Kohlenstoffs selbst bei längeren Abkühlzeiten nicht vollständig ausgeglichen.

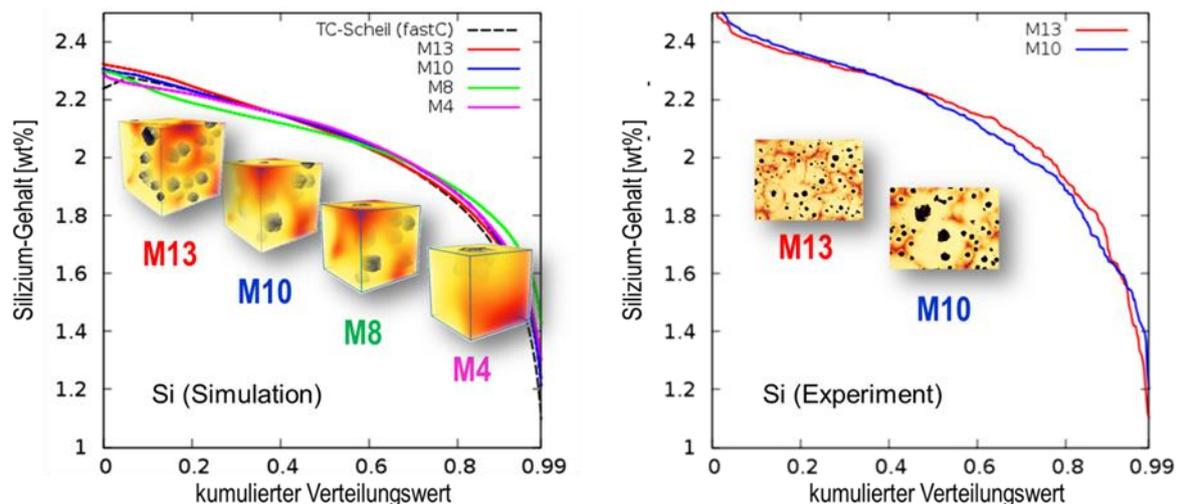


Abbildung 2.61: Die Seigerungsanalyse der simulierten Siliziumverteilung zeigt gute Übereinstimmung mit den experimentellen Daten. Der Einfluss der Prozessparameter auf die Siliziumverteilung ist nahezu vernachlässigbar.

Für eine vereinfachte Vorhersage von Mikroseigerungsprofilen wird häufig das Scheil-Modell (mit Kohlenstoff als 'fast-diffuser') verwendet. Um die Güte einer solchen Vorhersage zu prüfen, wurde eine Scheil-Rechnung mit der Software ThermoCalc durchgeführt. Dabei wurde die Legierungszusammensetzung und die gleiche Datenbank TCFE8 wie für die Phasenfeld-Simulationen verwendet. In den **Abbildungen 2.61** bis **2.63** sind jeweils die

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

Scheil-Profile im Vergleich zu den Phasenfeld-Profilen aufgetragen. Man sieht, dass das Scheil-Modell gut für die Vorhersage der Seigerungsprofile aller substitutionell gelösten Elemente verwendet werden kann, aber auf die Vorhersage der Seigerung des interstitiell gelösten Kohlenstoffs nicht anwendbar ist. Hierzu benötigt man eine komplexere Methode, die die Prozesskinetik und auch das fortgesetzte Graphitwachstum im Festen berücksichtigt. Die Phasenfeld-Methode hat den wesentlichen Vorteil, dass sie nicht nur statistische 1D-Profile sondern orts aufgelöste 3-D-Elementverteilungen liefert.

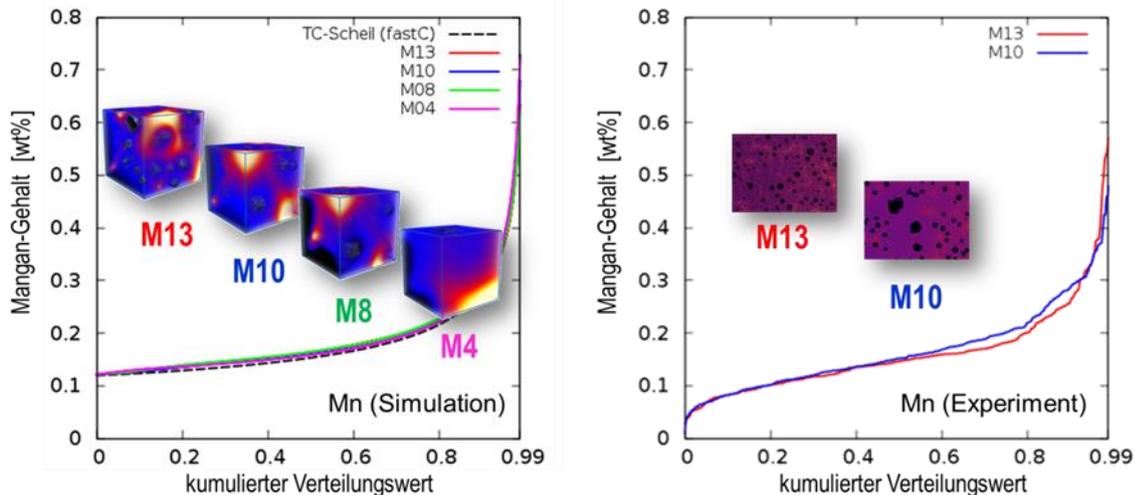


Abbildung 2.62: Seigerungsanalyse der simulierten und der experimentellen Manganverteilung. Auch hier ist der Einfluss der Prozessparameter vernachlässigbar und der Verlauf nahezu identisch mit der Scheil-Vorhersage.

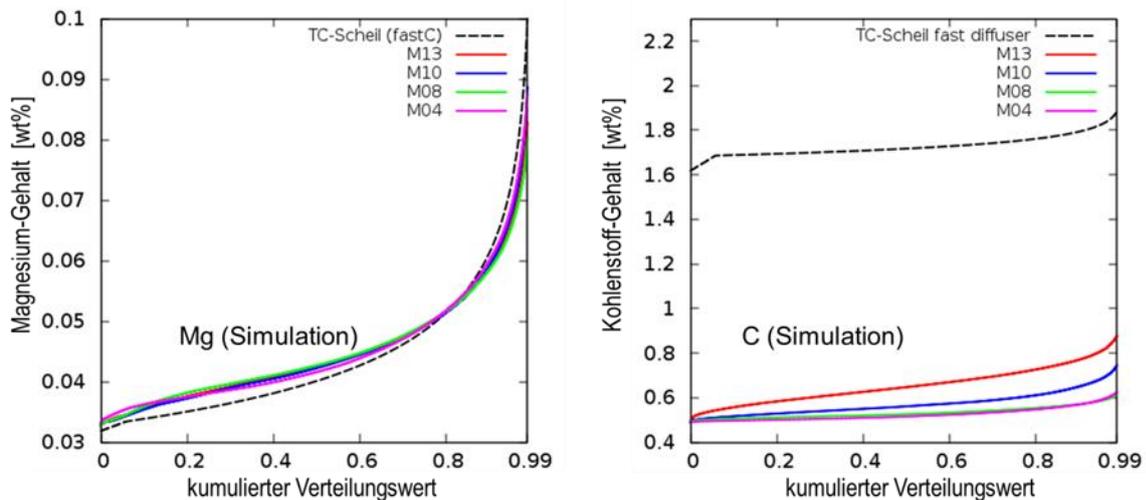


Abbildung 2.63: Die Scheil-Vorhersage liefert eine gute Übereinstimmung für das substitutionell gelöste Magnesium, aber nicht für den interstitiell gelösten Kohlenstoff. Im Gegensatz zur Scheil-Modell berücksichtigt die Phasenfeldmethode die hier nicht vernachlässigbare Prozesskinetik und das fortgesetzte Wachstum des Graphits im bereits erstarrten Zustand.

2.1.5 Zusammenhänge Gießprozess – Mikrostruktur – mechanische Eigenschaften

Die Ermittlung der Zusammenhänge zwischen Gießprozess-, Mikrostrukturparameter und mechanischen Eigenschaften sind von übergeordneter Bedeutung für das DiWaGussGJS-Projekt. Die Zusammenhänge ermöglichen eine Qualitätsvorhersage im Fertigprodukt (z.B. WKA-Maschinenträger) aufgrund vordefinierter Fertigungsprozessparameter (z.B. Legierungszusammensetzung, Schmelzebehandlung, Gießtemperatur, Geometrie des Giesssystems...). Im Rahmen des DiWaGussGJS-Projektes wurden zahlreiche Werkstoffkennwerte (Abkühlkurven, Anteile des Graphits, Perlits und Ferrits, Graphitkugelzahl, Graphitkugelgröße, Sphärizität der Graphitkugel,

Brinellhärte, Zugfestigkeit, Dehngrenze, Dehnung, E-Modul, Dauerfestigkeit) gemessen und miteinander verglichen – dadurch konnte man z.B. folgende Abhängigkeiten ermitteln:

- Abhängigkeit der Graphitkugelzahl von der Abkühlungsrate,
- Abhängigkeit der Sphärität der Graphitkugel von der Graphitkugelzahl,
- Abhängigkeit der Zugfestigkeit von Anteilen des Graphits, Perlits und Ferrits und von der Sphärität der Graphitkugel und
- Abhängigkeit der Dauerfestigkeit von Zugfestigkeit.

Auszugsweise wird hier die Abhängigkeit der Sphärität der Graphitkugel von der Graphitkugelzahl gezeigt, **Abbildung 2.65**. Als Grundlage dafür dienten die gemessenen Werte dieser zwei Mikrostrukturmerkmale, **Abbildung 2.64**.

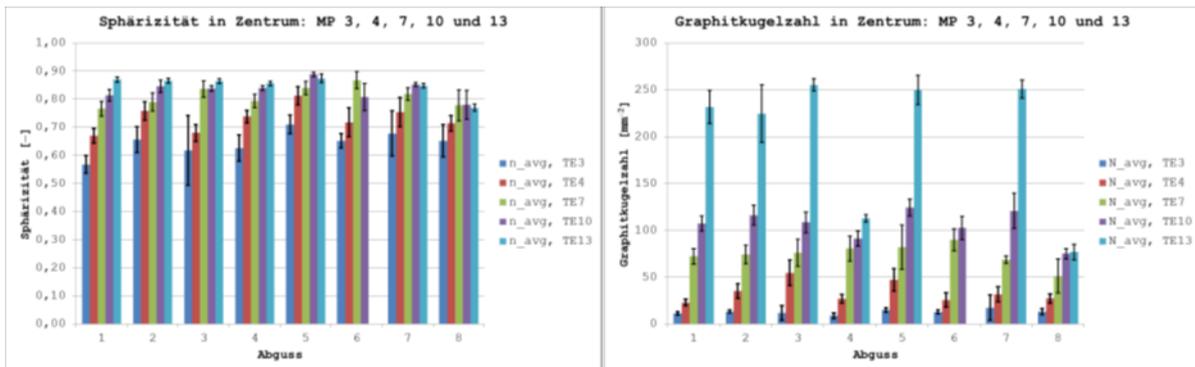


Abbildung 2.64: Gemessene Werte der Sphärität der Graphitkugel und der Graphitkugelzahl in Zentren der fünf Blöcke für die untersuchte acht Abgüsse

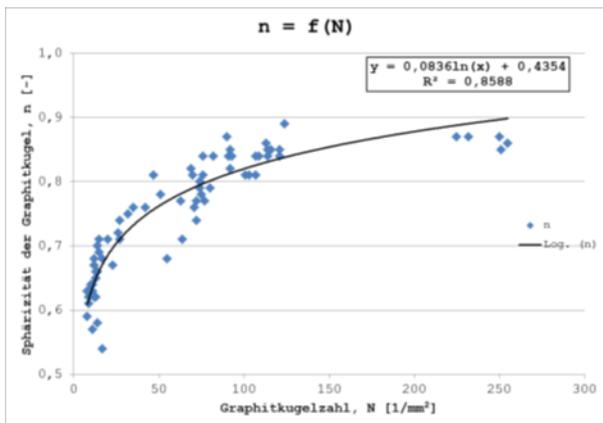


Abbildung 2.65: Sphärität der Graphitkugel als Funktion der Graphitkugelzahl

Mit Abschluss dieser Arbeiten – die Zusammenhänge zwischen Prozess-, Mikrostrukturparameter und mechanischen Eigenschaften wurden ermittelt – konnten zuvor definierten Ziele des Projektes erreicht werden.

2.1.6 Validierungsversuch – WKA-Maschinenträger

Im Rahmen der Arbeiten zum Thema Vorhersage der Phasenanteile und mechanischen Eigenschaften im WKA-Maschinenträger wurden die entsprechenden Simulationsergebnisse miteinander verglichen.

2.1.6.1 Erstarrungssimulation Maschinenträger

Als Demonstratorbauteil wurde ein Maschinenträger ausgesucht, der üblicherweise in Gondeln von Windkraftanlagen Verwendung findet. In **Abbildung 2.66** ist die Geometrie des Bauteils dargestellt

Die Sequenz der Erstarrung des Maschinenträgers ist in der **Abbildung 2.67** dargestellt.

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

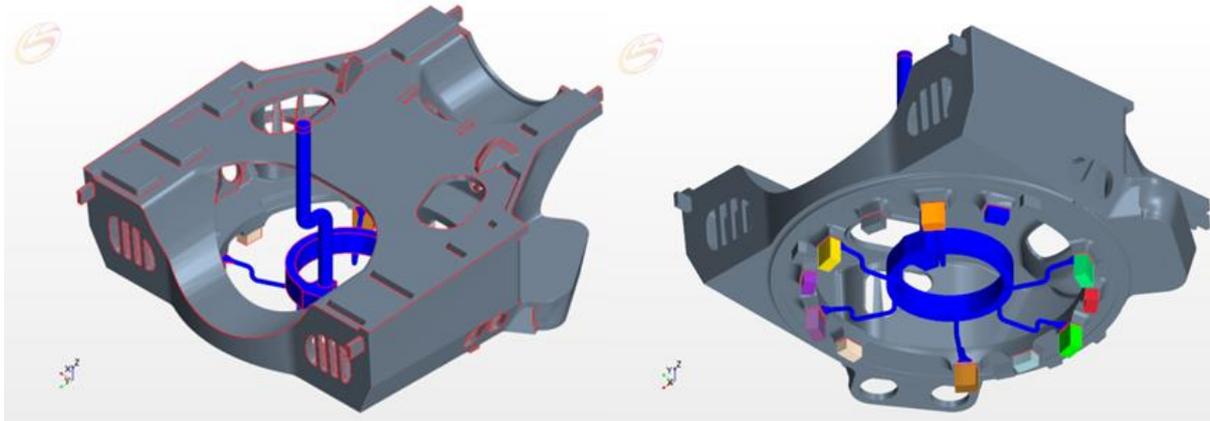


Abbildung 2.66: Geometrie des als Demonstratorbauteil ausgewählten WKA-Maschinenträgers.

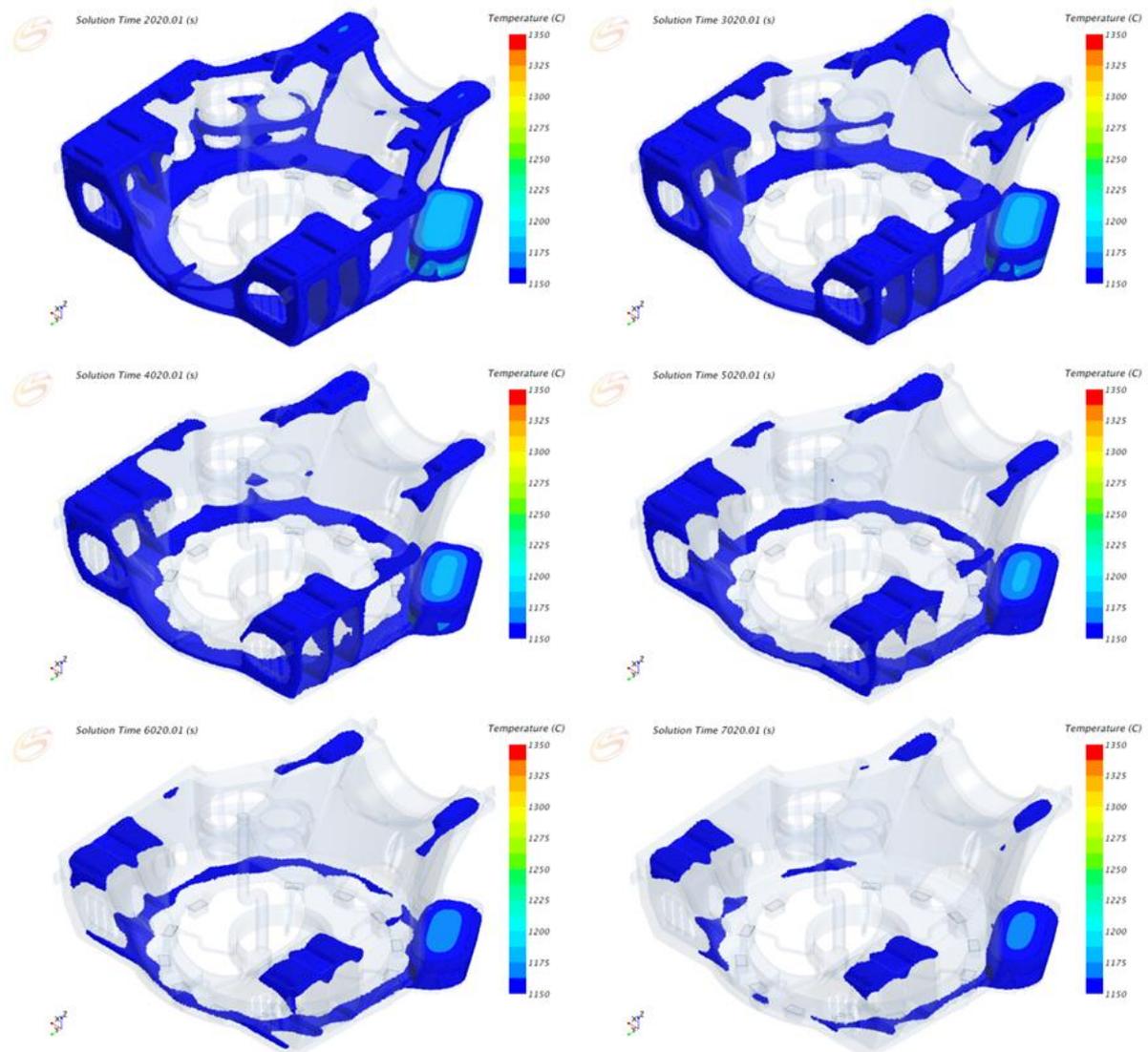


Abbildung 2.67: Ergebnisse der Temperaturverteilung dienen zur zeitlichen Verfolgung des Erstarrungsprozesses im WKA-Maschinenträger. Die schon erstarrten Bereiche im Bauteil sind transparent dargestellt

2.1.6.2 WKA-Maschinenenträger – Vorhersage der Phasenanteile und mechanischen Eigenschaften

Die Berechnungen der lokalen mechanischen Eigenschaften aus der Gieß- und Erstarrungssimulation basieren auf der orts- und zeitabhängigen Simulation der Graphitausscheidung sowie der Perlit- und Ferritphasenanteile während des Erstarrungs- und anschließenden Abkühlungsvorganges.

Ein Vergleich der Simulationsergebnisse in Bezug auf die Vorhersage der Mikrostrukturmerkmale mit den metallographisch untersuchten Proben wurde in **Abbildung 2.68** (Graphitkugelzahl; ungeätzte Proben, 100x Vergrößerung) und **Abbildung 2.69** (Perlitanteil; geätzte Proben, 50x Vergrößerung) dargestellt.

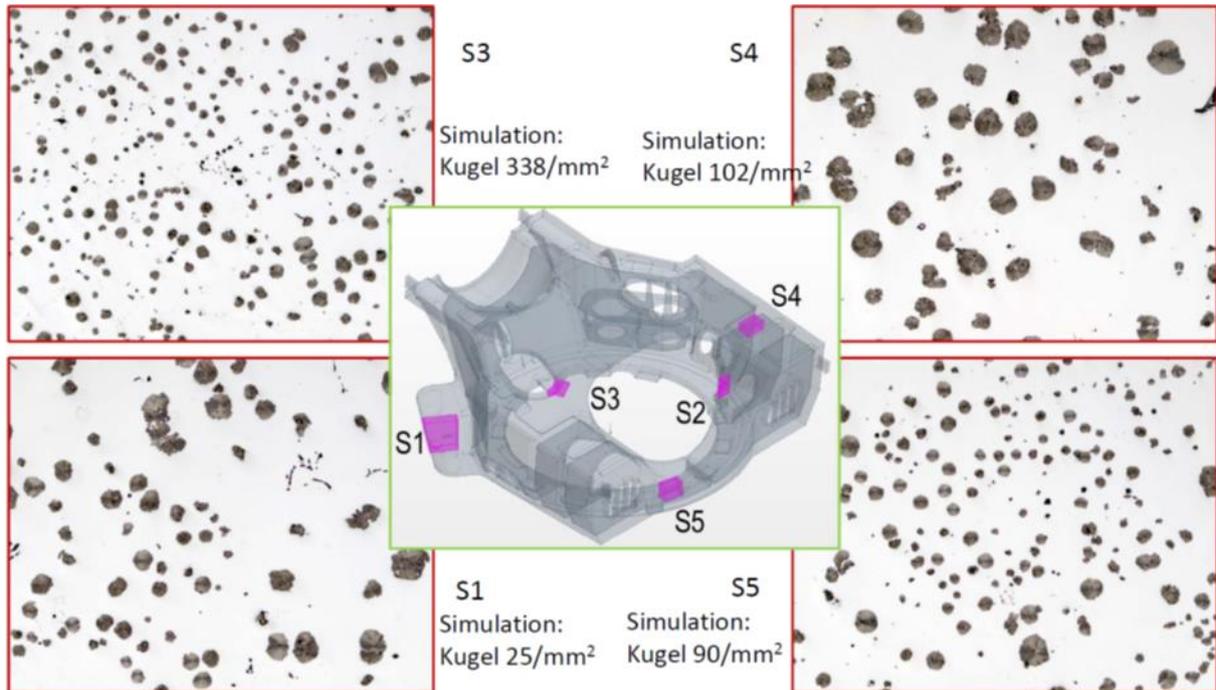


Abbildung 2.68: Vergleich der berechneten Graphitkugelzahlen mit den Bildern der Mikroschliffe aus den untersuchten Segmenten (S1, S3, S4 und S5) des WKA-Maschinenträgers (100x, ungeätzt)

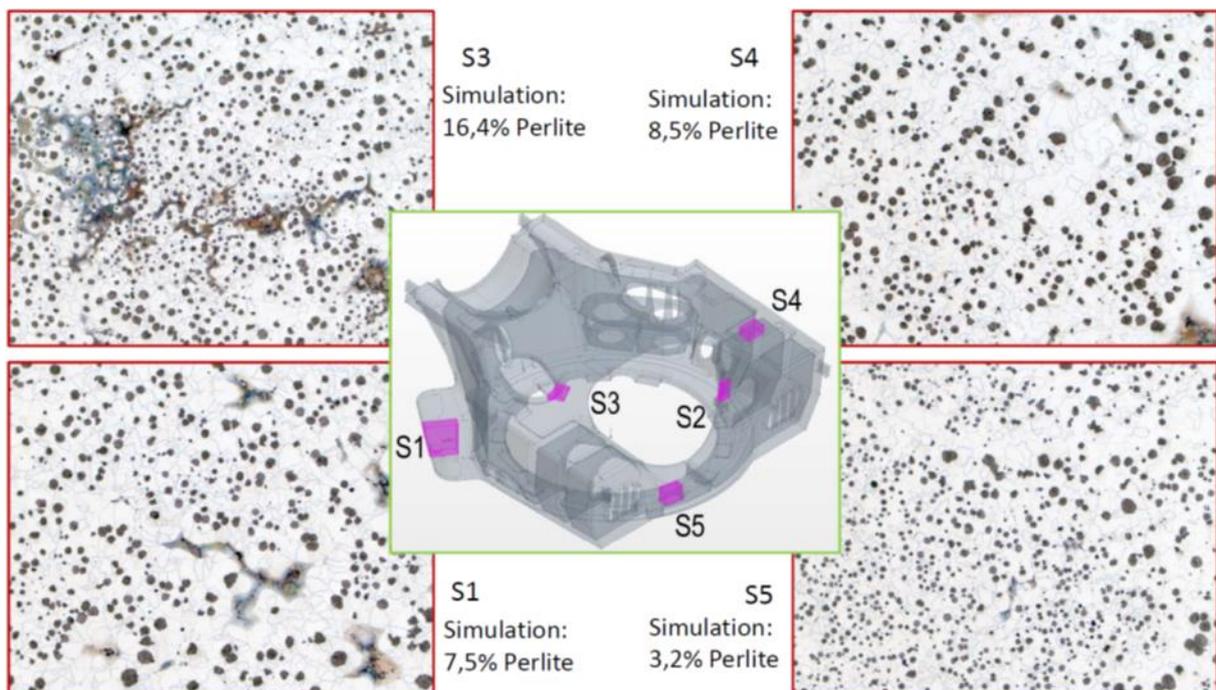


Abbildung 2.69: Vergleich der berechneten Perlitanteile mit den Bildern der Mikroschliffe aus den untersuchten Segmenten (S1, S3, S4 und S5) des WKA-Maschinenträgers (50x, geätzt)

Die berechneten statischen mechanischen Eigenschaften wurden mit experimentell ermittelten Werte verglichen. In der **Abbildung 2.70** sind die quantitativen Vergleiche der Zugfestigkeit, Dehnung und Brinellhärte mittels Balkendiagrammen dargestellt. Daraus folgt, dass die Genauigkeit der Vorhersage bei der Zugfestigkeit und Brinellhärte den angestrebten Projektzielen entspricht. Die Verteilung der berechneten Werte der Zugfestigkeit und

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

Dehnung im WKA-Maschinenträger wurde in **Abbildung 2.71** dargestellt. In gleicher Weise wurden die Verteilungen der Brinellhärte (**Abbildung 2.72**) und Dauerschwingfestigkeit (**Abbildung 2.73**) präsentiert.

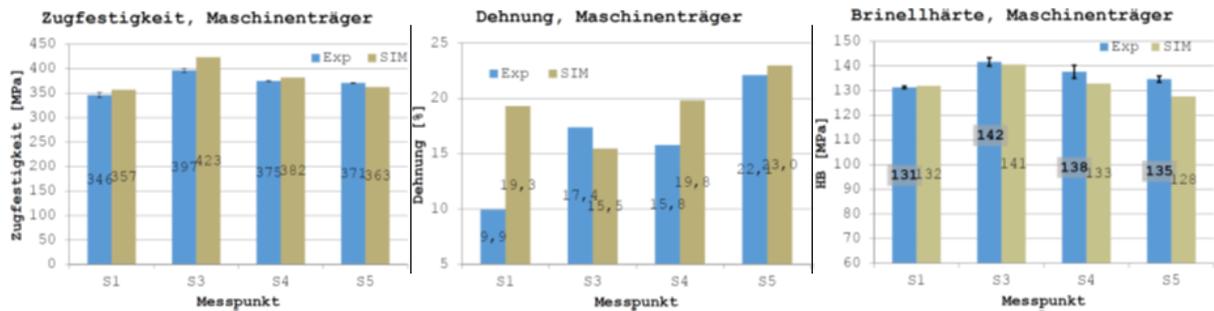


Abbildung 2.70: Vergleich der berechneten und experimentell ermittelten Werte der Zugfestigkeit, Dehnung und Brinellhärte der untersuchten Segmente (S1, S3, S4 und S5) des WKA-Maschinenträgers

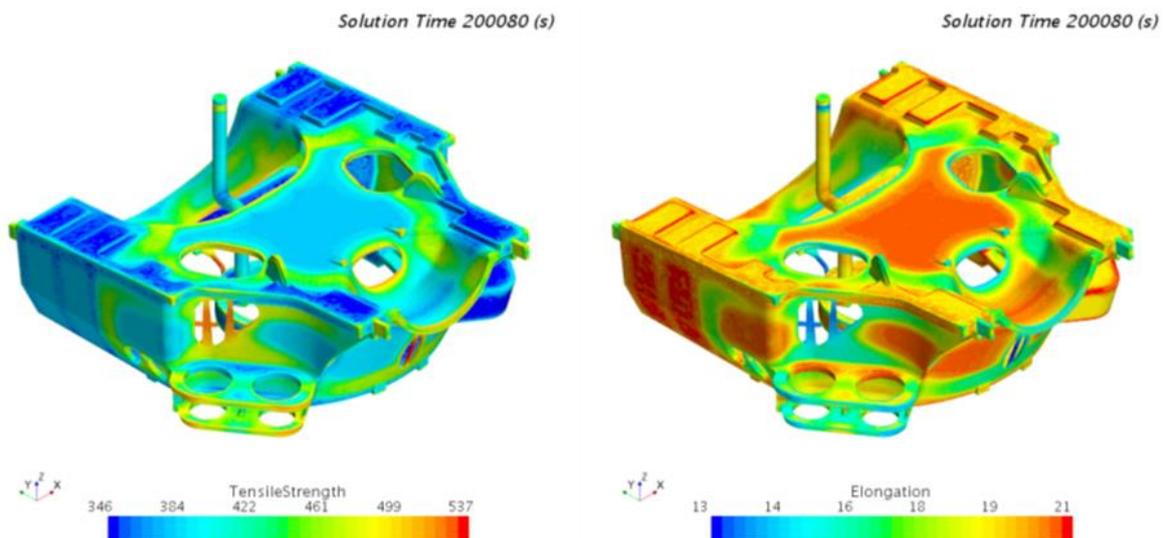


Abbildung 2.71: Berechnete Werte der Zugfestigkeit (links) und Dehnung (rechts) im WKA-Maschinenträger; die Verteilung der berechneten Werte in der Bauteilgeometrie wurde durch die angewandte Farbskalierung dargestellt

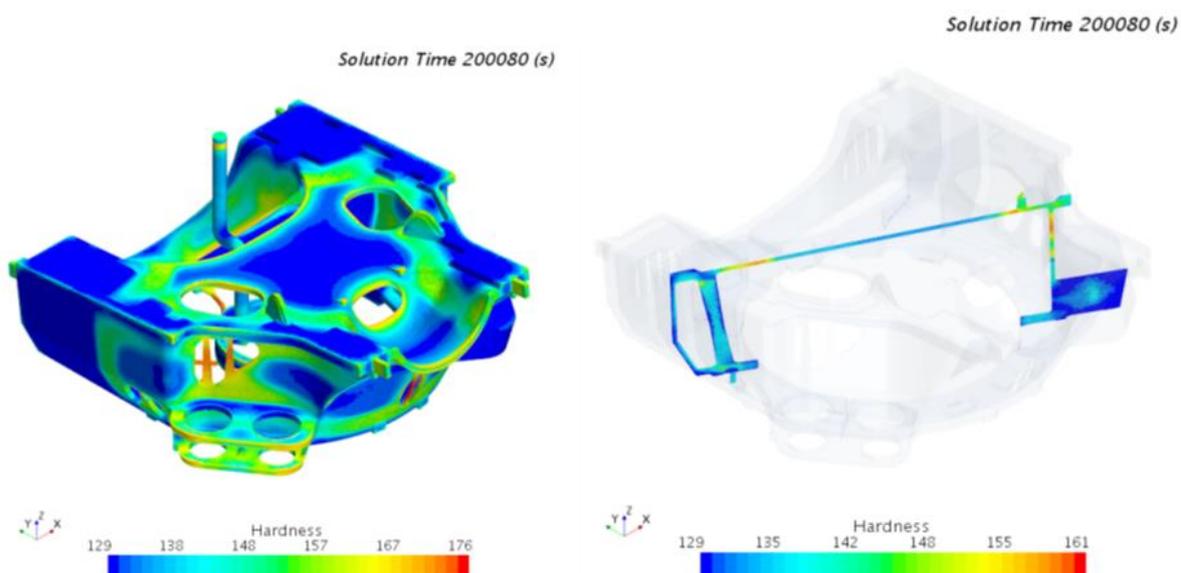


Abbildung 2.72: Berechnete Werte der Brinellhärte im WKA-Maschinenträger; die Verteilung der Brinellhärte wurde in der Schnittebene (rechts) auch innerhalb unterschiedlicher Wandstärken farblich dargestellt

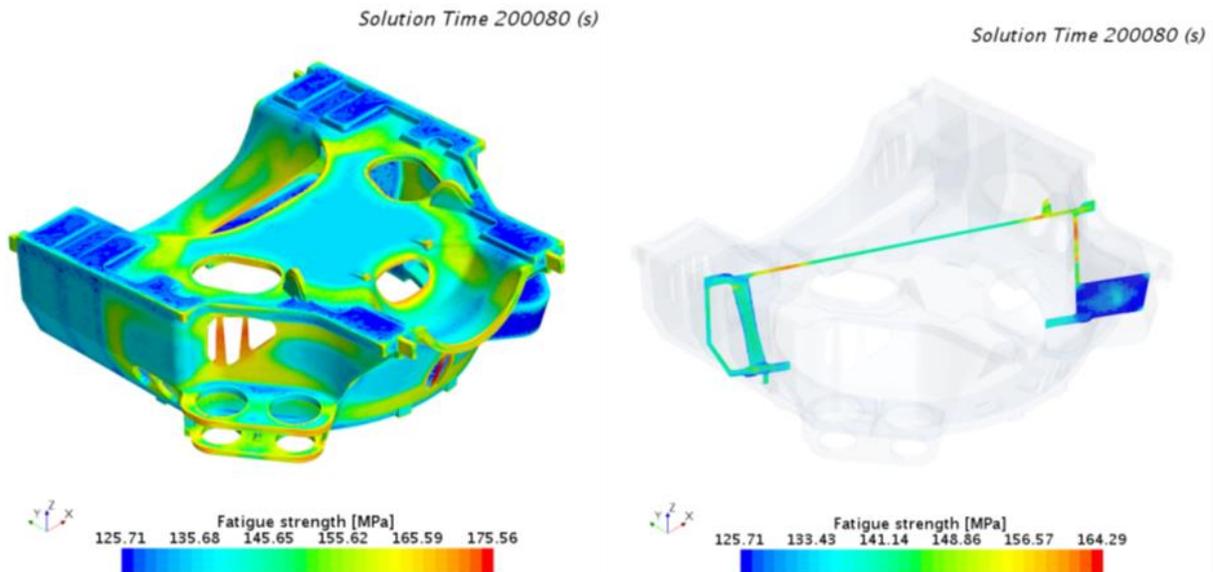


Abbildung 2.73: Berechnete Werte der Dauerschwingfestigkeit im WKA-Maschinenträger; die Verteilung der Dauerschwingfestigkeit wurde in der Schnittebene (rechts) innerhalb unterschiedlicher Wandstärken farblich dargestellt

Mit Abschluss dieser Validierungsberechnungen konnten zuvor definierten Ziele des Projektes erreicht werden.

2.2 Wichtige Positionen des zahlenmäßigen Nachweises

Im Rahmen des Projektes sind hauptsächlich Personalkosten angefallen. Vorrangig sind dies Kosten für die Wissenschaftler „Modellbildung und Integration“, „Makrosimulation“, „Mikrosimulation“, „Analytik“ und „Messverfahren“, für die Techniker „Metallographie“, „Mechanische Prüfung“ und „Werkstatt“ sowie für die studentische Hilfskräfte.

Die Position „Vergabe von Aufträgen“ besteht aus den Kosten für die Bestimmung des Ermüdungsverhaltens von Gusswerkstoffen und Festigkeitsberechnungen für ausgewählte Werkstoffe nach FKM-Richtlinie (IMA Dresden), für die Durchführung von Lebensdaueruntersuchungen an dickwandigen Gussteilen aus GJS für WKA (IZP Dresden) und die Messung der thermophysikalischen Eigenschaften der GJS-Legierungen (Netzsch GmbH).

Der größte Posten in der Rubrik „Verbrauchsmaterial“ besteht in der Beschaffung der Thermoelemente und keramischen Schutzröhrchen zur Temperaturmessung, des Verbrauchsmaterials für den Werkstattbedarf sowie des Verbrauchsmaterials für die Metallographie, Analytik und mechanische Prüfung.

2.3 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Sämtliche im Projekt geleisteten Arbeiten waren notwendig und angemessen.

2.4 Nutzen und Verwertbarkeit

Der Verwertungsplan des Vorhabens DiWaGussGJS basiert wesentlich auf den folgenden Punkten:

- Projektergebnisse bezüglich der Gesamtziele (Ausnutzung des Leichtbaupotentials von GJS für Windkraftanlagenanwendungen) fließen direkt in die laufenden Entwicklungsarbeiten zur Verbesserung der Produktionsprozesse innerhalb der Friedrich Wilhelms-Hütte Eisenguss GmbH ein – ab März 2018
- Anwendung der Software für die Simulation von GJS für große Bauteile in anderen Branchen – z.B. Maschinenbau für Papierindustrie, Energietechnik, Schiffbau etc. – ab März 2018
- Die erreichte Entwicklung im Rahmen dieses Projekts kann als Basis für die Modellierung der Erstarrung des Gusseisens mit Lamellen- und Vermiculargraphit genutzt werden – ab März 2018

2. Eingehende Darstellung der Projektergebnisse

- Eine branchenübergreifende Nutzung der Vorhabenergebnisse ist durch die Anwendung des GJS in unterschiedlichen Industriesektoren gewährleistet. Als Beispiel: Zusammen mit der Automobilindustrie können hochlegierte GJS-Sorten für Hochtemperaturanwendungen im Motorenbereich weiter erforscht werden. – ab März 2018
- Gewonnene Erkenntnisse über die Modellierung der Keimbildung und Wachstum von Kugelgraphit im Rahmen des Phasenfeld-Ansatzes; Die können sowohl als Dienstleistung angeboten als auch als eine Entwicklungsbasis für die Modellierung der Keimbildung und Wachstum anderer Gusseisenwerkstoffe verwendet werden – ab März 2018
- Umfassendes Know-how über die Methoden der Werkstoffcharakterisierung, die für alle relevanten technischen Legierungen angewandt werden können – ab März 2018

Darüber hinaus werden die in dem Projekt gewonnen Erkenntnisse und Ergebnisse ebenfalls für wissenschaftliche Publikationen, Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses sowie für die Akquise weiterer Forschungsvorhaben mit industrieller Relevanz genutzt.

2.5 Fortschritt anderer Stellen

Bei Access sind keine Fortschritte bei anderen Stellen bekannt geworden.

2.6 Veröffentlichungen

“Combination of microscopic model and VoF-multiphase approach for numerical simulation of nodular cast iron solidification”, E. Subasic, C. Huang, J. Jakumeit, F. Hediger, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Vol.84, No.1, 2015, DOI:10.1088/1757-899X/84/1/012024

“Microsegregation build-up during solidification of nodular cast iron - Phase-field simulation versus experimental information”, J. Eiken, J. Lacaze, Solidification Processing 2017, S. 490-494, 2017; ISBN: 978-1-908549-29-7

Wissenschaftlich relevante Projektergebnisse wurden auf der internationalen Tagungen präsentiert:

- „Modeling of Casting, Welding, and Advanced Solidification Processes“, MCWASP XIV, 21-26.6.2015 in Japan (“Combination of microscopic model and VoF-multiphase approach for numerical simulation of nodular cast iron solidification”, E. Subasic, C. Huang, J. Jakumeit, F. Hediger)
- “STAR Global Conference 2016“, Prag, Tschechien (“Multiphase & Multiscale Casting Simulation to Enable Weight Reduction of Thick-walled. Nodular Cast Iron Components”, J. Jakumeit, E. Subasic, C. Huang)
- “TMS Annual Meeting 2017“, San Diego, USA (“3D phase-field simulations of graphite growth in ductile cast iron considering interaction between local expansion and microsegregation”, J. Eiken, B. Böttger, DOI:10.13140/RG.2.2.21890.48329)
- “SP17, 6th Decennial International Conference on Solidification Processing“, Beaumont Estate, Old Windsor, UK (“Microsegregation build-up during solidification of nodular cast iron - Phase-field simulation versus experimental information”, J. Eiken, J. Lacaze)

Wissenschaftlich relevante Projektergebnisse wurden auf der nationalen Tagung präsentiert:

- “2. VDI-Fachkonferenz – Guss für die Energietechnik“, 12./13. Dezember 2017, Dresden, (“Berechnung mechanischer Eigenschaften für Gusseisen durch Simulation – aktuelle Möglichkeiten und Grenzen“, J. Jakumeit)

Access plant weitere Veröffentlichungen zur Darstellung der angewandten Auswertungsmethodiken und der Ergebnisse in mehreren Artikeln in den entsprechenden Fachzeitschriften.

Berichtsblatt

1. ISBN oder ISSN geplant	2. Berichtsart (Schlussbericht oder Veröffentlichung) Schlussbericht
3. Titel „Numerische und experimentelle Untersuchung des Erstarrungsvorgangs in dickwandigen Gussteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit für Windkraftanlagen“	
4. Autor(en) [Name(n), Vorname(n)] Subasic, Emir, Dipl.-Ing.; PD Dr. Jakumeit, Jürgen; Klumpers, Bruno, Dipl.-Ing.	5. Abschlussdatum des Vorhabens 30.09.2017
	6. Veröffentlichungsdatum
	7. Form der Publikation
8. Durchführende Institution(en) (Name, Adresse) Access e.V. Intzestr. 5, 52072 Aachen Friedrich Wilhelms-Hütte Eisenguss GmbH, Friedrich-Ebert-Str. 125, 45473 Mülheim an der Ruhr	9. Ber. Nr. Durchführende Institution
	10. Förderkennzeichen 0325618 A, 0325618 B
	11. Seitenzahl 68
12. Fördernde Institution (Name, Adresse) Bundesministerium für Wirtschaft und Energie (BMWi) 53107 Bonn	13. Literaturangaben 30
	14. Tabellen 8
	15. Abbildungen 78
16. Zusätzliche Angaben	
17. Vorgelegt bei (Titel, Ort, Datum) Projektträger Jülich, Forschungszentrum Jülich GmbH, 52425 Jülich März 2018	
18. Kurzfassung Nahezu alle Komponenten einer Windenergieanlage sind hohen dynamischen Beanspruchungen ausgesetzt. Ein ungleichmäßiges Belastungsprofil verursacht hohe Anforderungen an die Bauteilfestigkeit. Ferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) besitzt eine optimale Kombination der Eigenschaften, die ihn als passenden Werkstoff für die Anwendungen im Windkraftsektor qualifizieren. Nach aktueller Normung erfolgt der Nachweis der Werkstoffeigenschaften am angegossenen Probekörper mit einer Wandstärke von 40 mm im unteren und 70 mm im oberen Wanddickenbereich. Da die Wände der Gussbauteile für Windkraftanlagen schon heute bis zu 300 mm stark sind – Tendenz steigend – müssen die Maßnahmen der Qualitätssicherung für dickwandige Bauteilbereiche weiter verbessert werden. Die lokalen mechanischen Eigenschaften der Gusseisenwerkstoffe im Bauteil sind von der durch Erstarrung und Festphasenumwandlung entstandenen Mikrostruktur bestimmt. Die Neigung zur Ausbildung eines unerwünschten Gefüges und verschiedener Gussdefekte (z.B. Mikro/Makroporosität) ist abhängig von der lokalen chemischen Zusammensetzung und den lokalen Abkühlraten. Die Vorhersage der lokalen Phasenanteile im Gussgefüge ermöglicht die rechtzeitige Erkennung kritischer Bereiche im Gussteil sowie die Anwendung passender gießtechnologischer Gegenmaßnahmen. Übergeordnetes Projektziel war die Entwicklung eines Gießsimulationstools zur Abbildung der Erstarrungsvorgänge unter Anwendung eines Multiphasen-/Multiphysik-/Multiskalenansatzes zur Verbesserung der Qualitätssicherungsmaßnahmen bei der Herstellung von dickwandigen GJS-Gussteilen. Ein „Mean field“-Modell für Keimbildung und Wachstum von Kugelgraphit in multikomponenten Gusseisenlegierungen wurde auf der Längenskala des Gefüges entwickelt. Die lokalen mechanischen Eigenschaften wurden mit erhöhter Genauigkeit vorhergesagt. Die Gießexperimente wurden bei FWH Eisenguss GmbH (Gießerei) durchgeführt. Access e.V. war für die Werkstoffcharakterisierung der Proben sowie die numerische Modellierung des GJS-Werkstoffs und des Gießprozesses zuständig. Das Projekt wurde von Servion GmbH (WKA-Anlagenbauer) begleitet und bewertet.	
19. Schlagwörter Gusseisen mit Kugelgraphit; Dickwandigen Guss; Werkstoffcharakterisierung; Multiphasen-/ Multiphysik-/ Multiskalen-Modellierungsansatz; Windkraftanlagen	
20. Verlag	21. Preis