

Montanuniversität Leoben

**PROGRAMM- UND MODELLENTWICKLUNG
ZUR SIMULATION VON MAKROSEIGERUNGSENTSTEHUNGSPHÄNOMENEN
BEIM BRAMMENSTRANGGIESZEN VON STAHL,
MIT BESONDEREM AUGENMERK AUF DIE PHÄNOMENE
"FEEDING" UND "BULGING".**

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Ing. Florian Markus MAYER



zur Erlangung des akademischen Grades

Dr.mont.

erstellt am Department Metallurgie
Lehrstuhl für Simulation und Modellierung Metallurgischer Prozesse

betreut von

Univ.-Prof. Dipl.-Phys. Dr.rer.nat Andreas LUDWIG

und

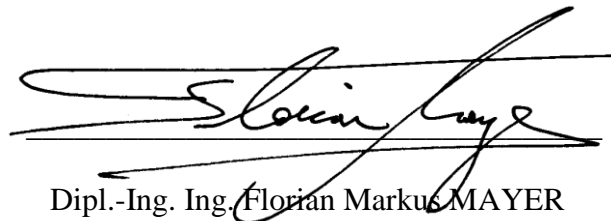
Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Christian BERNHARD

Leoben, November 2015

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Dissertation selbständig verfasst und alle benutzten Quellen bzw. wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen erkenntlich gemacht habe.

Leoben, 03.11.2015



Dipl.-Ing. Ing. Florian Markus MAYER



Danksagung / Widmung

Dennoch hier ein Versuch:

Ich bedanke mich bei allen Personen, die es mir ermöglicht haben, das Studium in Leoben zu absolvieren, allen voran meinem **Bruder Andreas**, der die finanzielle Grundlage dafür schaffen konnte sowie meiner geliebten **Mutter Heidi** für Ihre fortwährenden Ermutigungen. Ein ebenso großer Dank gilt meiner **Lebensgefährtin Monika**, die durch Ihre ständige Ermutigungen die Arbeit an dieser Dissertation vorangetrieben, die dadurch entstandenen, zahllosen Entbehrungen tapfer und liebevoll hingenommen und mir enorm viel Toleranz entgegengebracht hat, ebenso wie **unsere Kinder Nadja, Sabrina, Lisa** und vor allem **Fanni**.

Diese Arbeit wäre auch nicht möglich gewesen ohne meinen geduldigen **Doktorvater Prof. Andreas Ludwig**, der mir ebenso wie **Prof. Menghuai Wu** immer mit Rat und Tat zur Seite gestanden ist. Auch meinem Zweitbetreuer **Prof. Christian Bernhard** sei für dessen Unterstützung, produktive Hinweise und Kommentare gedankt. Meinen Kolleginnen und Kollegen am Lehrstuhl für Simulation und Modellierung Metallurgischer Prozesse (SMMP) gilt ebenso mein Dank für den anhaltenden, befruchtenden, fachlichen Diskurs sowie Dialog und ihre freundschaftliche Kollegialität. Stellvertretend seien hier **Dr. Laszlo Könözy**, **Dr. Abdellah Kharicha** und **Dr. mont. DDI Josef Domitner** genannt. Auch Hr. **Klaus Otto** dem SMMP-EDV-Administrator sei hier gedankt, da eine ressourcenintensive Arbeit wie die vorliegende ohne die Hilfe eines IT-Fachmannes nicht möglich ist.

Ermöglicht wurde diese Dissertation durch ein von der **CDG (Christian Doppler Gesellschaft)** finanziertes Projekt gemeinsam mit den Industriepartnern **Siemens-VAI** und **voestalpine AG** mit Ansprechpartnern der **voestalpine Stahl GmbH** sowie der **voestalpine Stahl Donawitz GmbH&CoKG**. Stellvertretend sei hier für die gute Zusammenarbeit **Dr. mont. Christian Chimani** mit seinem Team (Dr. Franz Ramstorfer und Dr. mont. Thomas Schaden), **Dr. mont. Axel Sormann** mit seinem Team (DI Markus Forsthuber, DI Jürgen Reiter und DI Markus Lechner) und **Dr. mont. Peter Reisinger** mit seinem Team (Dr. mont. Erik Parteder, DI Andreas Schiefermüller und Dr. Bernhard Kaufmann) gedankt.



* 08.11.1938
† 08.07.2013

Diese Arbeit sei vor allem meinem geliebten **Vater Robert** und meinem geliebten **Bruder "Andy"** gewidmet, die die Finalisierung dieser Arbeit aufgrund eines Pankreaskarzinoms bzw. einer Pulmonalembolie leider nicht mehr erleben durften.



* 05.08.1969
† 31.08.2015

Kurzdarstellung / Abstract

Beim Stranggießen von Stahl kommt es in der Bramme zu Konzentrationsinhomogenitäten der Legierungselemente, zur sogenannten Makroseigerung. Diese kann in der weiteren Fertigung vereinzelt zu geringerer Produktqualität führen und ist daher unerwünscht. Am Lehrstuhl für Simulation und Modellierung metallurgischer Prozesse (SMMP) des Departments Metallurgie der Montanuniversität wurde im Rahmen eines Christian Doppler Labors (CDL) für Mehrphasensimulation metallurgischer Prozesse in Zusammenarbeit mit den Firmen SIEMENS VAI (voestalpine Industrieanlagenbau - seit 2015: Primetals Technologies), voest-alpine Stahl Linz (VASL) sowie voestalpine Stahl Donawitz (VASD) ein Modul umgesetzt, welches sich mit der Themenstellung "Modellierung der verformungsinduzierten Ver-ringerung von Makroseigerungen sowie Schrumpfungsporositäten während der Softreduktion von Stahl" beschäftigte.

Die vorliegende Arbeit behandelt die Simulation des Stranggießprozesses für einen als binär angenommenen Kohlenstoffstahl St52 (0,18wt.%C). Dazu werden die theoretischen Grundlagen zur Makroseigerungsentstehung, welche oftmals mit Schrumpfungsporosität einhergeht, diskutiert und derzeit eingesetzte Prozesse zur Vermeidung dieser Materialinhomogenitäten angeführt. Mit Hilfe numerischer Simulation wird die Makroseigerungsentstehung mittels des Euler-Euler CFD-Mehrphasenansatz (Volume Averaging Modell) untersucht. Dabei wird das Mehrphasenmodell von ANSYS/FLUENT unter Einbeziehung von User Defined Functions (UDF's) für die Anwendung beim Stranggießen adaptiert. Im Speziellen wird die Massentransferratenermittlung erweitert, ein Durchstartungs- und Porenmodell sowie ein Modell zur Berücksichtigung der Strangausbauchung zwischen den Führungsrollen ("Bulging") für 101 Führungsrollenpaare implementiert. Um die Simulationsergebnisse mit tatsächlichen Seigerungsprofilen vergleichen/validieren zu können, wird eine Möglichkeit erarbeitet, aus Mikrosonden-Werten (Concentration Mapping) mittels eines MATLAB-Codes Konzentrationsprofile zu erhalten.

Die beiden hauptverantwortlichen Phänomene für Makroseigerungsentstehung beim Brammenstranggießen von Stahl sind einerseits die durch die Erstarrungsschrumpfung bedingte Nachspeiseströmung ("Feeding") und andererseits die durch "Bulging" entstehende Strömung. Die Auswirkung dieser beiden Phänomene auf die Makroseigerung im erstarrten Strang wird einzeln sowie gekoppelt untersucht und die erhaltenen Ergebnisse analysiert, verglichen, interpretiert und diskutiert. Die Geschwindigkeitsfelder sowie deren Auswirkung auf die Makroseigerung werden im Detail dargestellt und erörtert. Die Analyse der Ergebnisse zeigt, dass es aufgrund der schrumpfungsbedingten Nachspeiseströmung zu einer negativen Zentrumsseigerung kommt während "Bulging" zu einer positiven Zentrumsseigerung führt. Bei der Kopplung beider Phänomene überwiegt für die vorgegebenen Parameter die positive Zentrumsseigerung durch "Bulging", welche durch "Feeding" minimiert wird. Diese positive Makroseigerung im Zentrum stimmt mit den Messergebnissen überein und bestätigt qualitativ die Ergebnisse aus der Literatur für die Berechnung mit zwei bzw. sechs Rollenpaaren.

Basierend auf den Ergebnissen dieser Arbeit ist es möglich, (i) die relative Geschwindigkeit im Strang durch Simulation zu ermitteln, (ii) die Phänomene der Makroseigerung abzubilden, (iii) die Zentrumsseigerung zu validieren und damit (iv) einen Einblick in die Erstarrung beim Stahlstranggießen zu erhalten.

Abstract

In the continuous casting of steel in the slab concentration inhomogeneities of the alloying elements, the so-called macrosegregation, are formed. In further production, this may result in lower product quality and is therefore undesirable. At the Department of simulation and modeling of metallurgical processes (SMMP) of the Department of Metallurgy of the University of Leoben, a module that is addressing the topic of "Modeling of deformation induced reduction of macrosegregation and shrinkage porosities during softreduction of Steel" was implemented as part of a Christian Doppler Laboratory (CDL) for multiphase simulation of metallurgical processes in cooperation with the companies SIEMENS VAI (voestalpine Industrieranlagenbau - since 2015: Primetals Technologies), voestalpine Stahl Linz (VASL) as well as voestalpine Stahl Donawitz (VASD).

The work present deals with the simulation of the continuous casting process for a binary carbon steel St52 (0,18wt.%C). For this purpose, the theoretical foundations of macrosegregation formation, which is often accompanied by shrinkage porosity, are given and currently used processes to avoid these material inhomogeneities are discussed. With the help of numerical simulation the formation of macrosegregation is investigated by the use of an Euler Euler CFD multiphase approach (Volume Averaging model). Here, the multi-phase model of ANSYS/FLUENT involving User Defined Functions (UDFs) is adapted for the use in continuous casting. In specific, the mass transfer rate calculation is extended, a solidification- and pore-model, as well as a model for considering the strand bulge between the guide rollers ("Bulging") for 101 pairs of guide rollers are implemented. In order to compare/validate the simulation results with actual segregation profiles, a way of calculating concentration profiles from microprobe values (concentration mapping) using a MATLAB code, is developed.

The two main phenomena responsible for the forming of macrosegregation during slab casting of steel are either caused by the solidification induced shrinkage flow ("Feeding") or caused by "Bulging" flow. The effect of these two phenomena on the macrosegregation in the solidified strand is investigated individually, as well as coupled and the obtained results are analyzed, compared, interpreted and discussed. The velocity fields and their effect on the macrosegregation are presented and discussed in detail. Analysis of the results show that there is a negative centerline segregation due to the shrinkage induced flow and a positive one due to "Bulging". For the given parameters, the coupling of the two phenomena results in a positive centerline segregation by "Bulging", which is minimized by "Feeding". This positive macrosegregation in the center coincides with the measurement results and confirms the results encountered in literature for the calculation with two or six pairs of rollers.

Based on the results of this work, it is possible to (i) determine the relative speed of the melt by simulation, (ii) reflect the phenomena macrosegregation, (iii) validate the centerline segregation and thus (iv) obtain an insight into the solidification during continuous casting of steel.

Inhaltsverzeichnis

Eidesstattliche Erklärung.....	I
Danksagung / Widmung.....	III
Kurzdarstellung / Abstract	V
Inhaltsverzeichnis.....	VII
1 Einleitung.....	1
1.1 Forschungsleitendes Interesse.....	1
1.2 Forschungsleitende Fragestellungen	4
2 Grundlagen.....	5
2.1 Stand der Technik - State of the Art.....	5
2.2 Charakterisierung/Einteilung von Seigerung	9
2.3 Makroseigerung beim Stahlstranggießen - Quelle der Mikroseigerung	14
2.4 Makroseigerung beim Stahlstranggießen - Quellen für Relativgeschwindigkeiten...	18
2.5 Flemings Local Solute Redistribution Equation (LSRE).....	25
2.6 Minimierung der Zentrumsseigerung – EMS und Softreduktion	27
2.7 Das SMMP- Erstarrungsmodell	31
3 Modellentwicklung und numerische Implementierung	44
3.1 Massentransfer	44
3.2 Durcherstarrungsmodell.....	48
3.3 Simplified Porosity Model (SPM)	51
3.4 Bulging.....	52
3.5 Validierung (Concentration Mapping).....	57
4 Simulationsergebnisse & Diskussion.....	68
4.1 Einleitung	68
4.2 Simulation "Ohne Feeding ohne Bulging" (Referenzfall, UDSUB-Check).....	73
4.3 Simulation "Mit Feeding ohne Bulging"	85
4.4 Simulation "Ohne Feeding mit Bulging"	101
4.5 Simulation "Mit Feeding mit Bulging"	120
4.6 Ergebnisdiskussion - Ergebnisgegenüberstellung.....	134
4.7 Ergebnisdiskussion - MATLAB-Validierung (Mikrosonde).....	142
5 Zusammenfassung	145
6 Desiderata - Anregungen und Ausblick.....	148
Literaturverzeichnis.....	156
Anhang 1: FLUENT-Quellcode (UDSUB)	161
Anhang 2: Implementierung in FLUENT	167
Anhang 3: MATLAB-Code	179
Anhang 4: Veröffentlichungen des Autors.....	182
Anhang 5: Lebenslauf (CV) des Autors	200

1 Einleitung

Beim Stranggießen von Stahl kommt es zu Konzentrationsinhomogenitäten der Legierungselemente im Strang (Näheres dazu siehe Kapitel 2.2). Da dies zu Fehlern in der weiteren Fertigung führen kann, sind diese unerwünscht. Einige derzeit verwendete Möglichkeiten solche Materialinhomogenitäten zu vermeiden werden in Kapitel 2.6 behandelt. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit den beiden hauptverantwortlichen Phänomenen für Makroseigerungsentstehungen beim Brammenstranggießen von Stahl, also der Markoseigerungsentstehung einerseits durch Erstarrungsschrumpfung (Feeding) und andererseits durch das Ausbauchen den Brammen zwischen den Führungswalzen (Bulging). Näheres dazu und weitere Möglichkeiten der Relativgeschwindigkeitsentstehung kann dem Kapitel 2.4 entnommen werden. Zu Beginn seien hier einige Definitionen angeführt, die in weiterer Folge in der vorliegenden Arbeit Verwendung finden. *Eine Legierung ist ein metallischer Werkstoff, der aus mindestens zwei Elementen besteht, die gemeinsam das metalltypische Merkmal des kristallinen Aufbaus mit Metallbindung aufweisen* [KOHTZ 1984]. *Unter einer Phase eines Mehrstoffsystems verstehen wir einen nach seiner Struktur (atomare Anordnung) einheitlich aufgebauten, gegenüber Nachbarphasen abgrenzbaren Bestandteil des Systems* [ISCHNER 2002] oder anders ausgedrückt, *einen Bereich eines heterogenen Materialsystems mit gleichmäßiger/homogener chemischer Zusammensetzung und gleichem physikalischen Zustand* [GOLDBOOK 2013]. Stahl ist damit eine Legierung des Elementes Eisen (*Fe*) mit zumindest einem weiteren Element, nämlich Kohlenstoff (*C*). Würde ein Stahl (fast) nur aus diesen beiden Elementen/Komponenten bestehen, würde man von einer binären Legierung sprechen. Um die Eigenschaften des Stahles auf den jeweiligen Einsatzzweck zu optimieren können weitere (Legierungs)Elemente (z.B. *Mn, Mo, Cr, Ni, W, V*) zulegiert werden bzw. befinden sich herstellungsbedingt gewisse Legierungselemente im Stahl (z.B. Phosphor (*P*) und Schwefel (*S*) aus der verkokten Kohle bei der Roheisengewinnung im Hochofen). Thermodynamisch bilden sich legierungskomponentenspezifische Phasen aus (z.B. Schmelze (*S*) oder Mischkristalle (α -*Mxx*, γ -*Mxx*)), welche sich entsprechend der Änderungsvariablen (Freiheitsgrade) Temperatur, Konzentration und Druck im thermodynamischen Gleichgewicht bzw. Ungleichgewicht spezifisch einstellen. Diese Zusammenhänge werden in Kapitel 2.3 näher erläutert.

1.1 Forschungsleitendes Interesse

Bei der Stahlherstellung gibt es, neben den endabmaßnahen Formgießverfahren, grundsätzlich zwei Gießverfahren um aus der Stahlschmelze Halbzeuge (Brammen, Knüppel, Blöcke, Vorblöcke, ...) herzustellen. Dies sind, wie in Abbildung 1 zu sehen, einerseits das Blockgießen und andererseits, wie in Abbildung 2 zu sehen, das Stranggießen. Während ersterer ein diskontinuierliches Verfahren hauptsächlich zur Erzeugung hochlegierter Edelmehlstähle darstellt, wird zweiterer als kontinuierliches Fertigungsverfahren (z.B. für Massenstähle) eingesetzt. Durch die kontinuierliche (stetige, konstante) Produktionsweise können größere Mengen in kürzerer Zeit hergestellt werden. Dabei wird ständig aus den Pfannen frische Stahlschmelze in den Verteiler gegossen und aus diesem über das Verteilersystem kontinuierlich der Strang versorgt. Der Strang bildet in der gekühlten Kokille (Primärkühlung) an der Oberfläche eine die Restschmelze haltende Strangschale und wird durch die Schwerkraft sowie die angetriebenen Führungsrollen (Treiberrollen) durch die

Sekundärkühlungszone hindurch abgezogen und erstarrt dabei weiter. Beim Blockgießen hingegen wird eine Anzahl von Kokillen mit Schmelze aus einer Pfanne, meist über

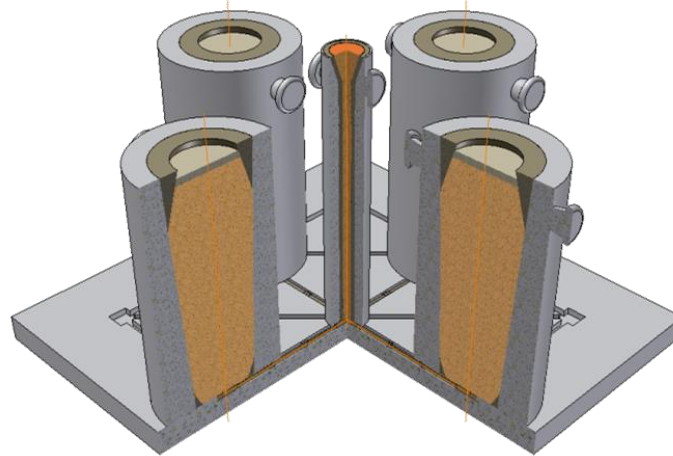


Abbildung 1: Schematische Darstellung eines Blockgießverteilers.

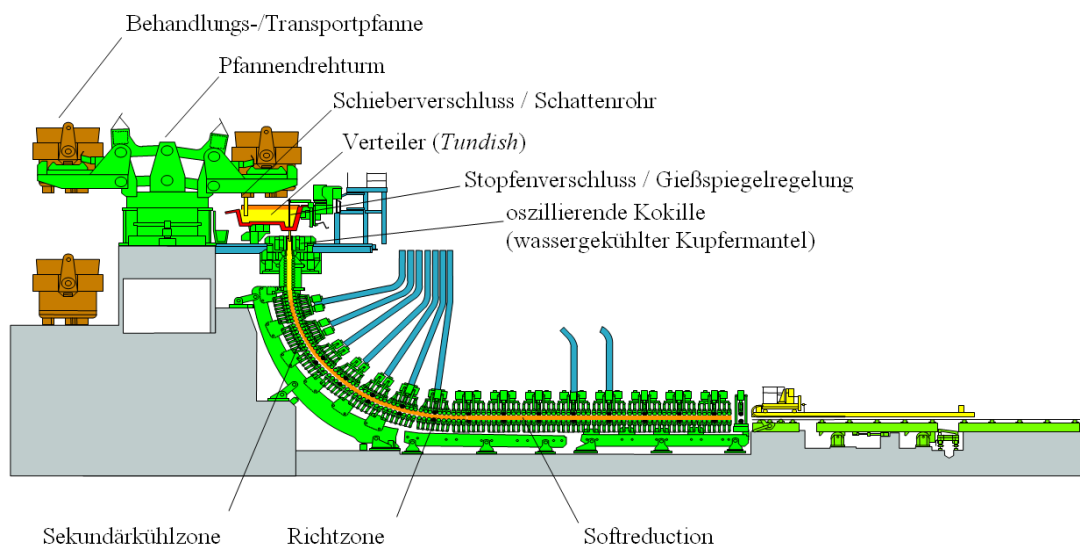


Abbildung 2: Schematische Darstellung einer Brammen-Stranggießanlage (hier der CC5 der voestalpine Linz). Zu erkennen ist die hohe Anzahl von Rollenregistern (Segmenten). Die Beschriftung zeigt den Weg der Schmelze aus der Pfanne, durch den Verteiler, die Kokille in den Strang sowie die Lage der Softreduction. [REISINGER 2005]

ein aus Feuerfestmaterial auf- und ausgemauertes Verteilersystem steigend ansonsten fallend, gefüllt und nach deren Erstarrung aus der Kokille entfernt und weiterverarbeitet, es handelt sich also um ein diskontinuierliches (unterbrochenes) Fertigungsverfahren. Durch die geringe Wärmeleitfähigkeit von Stahl, je nach Legierungszusammensetzung etwa 15-50 W/m/K [BARGEL 2008] (andere Metalle wie z.B. Silber oder Kupfer etwa 400W/m/K), braucht die Erstarrung auch bei intensiver Kühlung sehr lange, wodurch andere, negative Effekte wie etwa Oberflächenrisse begünstigt werden können. Während der langen Erstarrungszeit kommt es bei beiden Verfahren aufgrund unterschiedlichster Phänomene, auf die in Kapitel 2.4 näher eingegangen wird, zu Konzentrationsinhomogenitäten der Legierungselemente, welche die Gleichmäßigkeit (Homogenität) der mechanischen Eigenschaften, die Verarbeitbarkeit und damit der Produktqualität negativ beeinflussen. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit den Seigerungsentstehungsphänomenen beim Stranggießen von Stahl, jene beim Blockgießen

sind aber ähnlich, lediglich das Seigerungsbild unterscheidet sich aufgrund der Geometrie und der damit unterschiedlichen Intensität der unterschiedlichen Phänomene [KÖNÖZSY 2007, ISHMURZIN 2008, ISHMURZIN 2010]. Die stärksten und dadurch für die Stahlqualität negativsten Seigerung beim Stranggießen sind die Zentrumsseigerung. Ein typisches Seigerungsprofil solch einer Zentrumsseigerung ist in Abbildung 3 zu sehen. Charakteristisch ist bei dieser Legierungsverteilung über den Brammenquerschnitt eine positive Zentrumsseigerung (Werte sind höher als die Durchschnittskonzentration der Legierung) an welche oben und unten eine negative Seigerung (Werte sind geringer als die Durchschnittskonzentration der Legierung) anschließt.

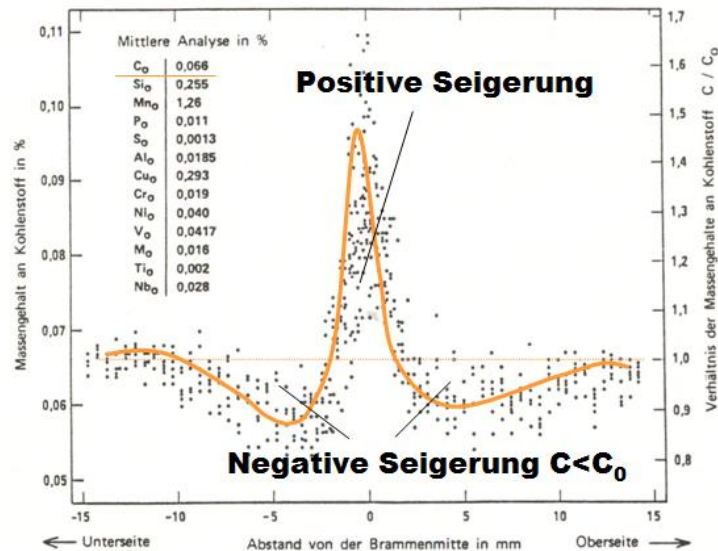


Abbildung 3: Typische Seigerungsverläufe für verschiedenste Legierungselemente, hier unter anderem Kohlenstoff im Stahl über die Brammenhöhe. [JACOBI 1991]

In der Wirtschaft wird seit Jahren erfolgreich versucht, diese Zentrumsseigerung zu minimieren. Möglichkeiten dazu sind die Thermische SoftReduction (TSR), die Mechanische SoftReduction (MSR) sowie das ElektroMechanische Rühren (EMR). Trotz einiger empirischer und theoretischer Modelle, werden die genauen Prozessparameter oft praktisch an der Anlage ermittelt. Eine bessere Abschätzung bzw. Ermittlung der Prozessparameter und ein tieferes Verständnis der unterschiedlichen Zusammenhänge der Prozessparameter ist wünschenswert. Numerische Simulationen geben die Möglichkeit, den Einfluss unterschiedlicher Prozessparameter auf unterschiedliche Seigerungsentstehungsphänomene zu untersuchen, da diese, durch Ein- bzw. Ausschalten von Programmteilen, berücksichtigt bzw. vernachlässigt werden können. Im Rahmen des Christian Doppler Labors für Mehrphasensimulation metallurgischer Prozesse sollte die Untersuchung dieser Abhängigkeiten zur gezielteren Einstellung der Anlagenparameter und damit zu besserer Stahlbrammenqualität führen. Um die Minimierung der Strangzentrumsseigerung durch eine Modellentwicklung der oben erwähnten Verfahren zu simulieren, muss zuerst die zu minimierende Strangzentrumsseigerung numerisch generiert werden. Dies ist die Aufgabe der vorliegenden Dissertation. Dadurch erhält man ein tieferes Verständnis für das Zustandekommen solcher Seigerungsprofile und daraus folgend neue Ansatzpunkte für die Entwicklung neuer Anlagenteile zur Zentrumsseigerungsminimierung.

1.2 Forschungsleitende Fragestellungen

In der vorliegenden Arbeit sollen vor allem folgende Fragestellungen behandelt werden:

- Wie kann der SMMP-Erstarrungscode adaptiert werden um die unterschiedlichen, Relativgeschwindigkeiten erzeugenden Phänomene auf die Makroseigerungsentstehung zu berücksichtigen?

Im speziellen sollen die hierbei folgende Fragestellungen behandelt werden:

- Welches Seigerungsprofil entsteht durch die Nachspeisströmung ("Feeding")?
 - Welches Seigerungsprofil entsteht durch Strangverformungen zwischen den Führungsrollen ("Bulging")?
 - Welches Seigerungsprofil entsteht bei der Berücksichtigung der Phänomene "Feeding" und "Bulging"?
-
- Wie können Ergebnisse von Makroseigerungssimulationen, im speziellen des Brammenzentrums, mit Messwerten validiert werden?

2 Grundlagen

2.1 Stand der Technik - State of the Art

Numerische Simulationen ermöglichen es, den Einfluss diverser Stranggießparameter auf die Makroseigerungsverteilung zu untersuchen. Dies kann oftmals kostenintensive Experimente ersetzen bzw. minimieren. Weiters eröffnen sie die Möglichkeit, die physikalischen Phänomene hinter den Prozessen zu studieren, speziell in wichtigen Regionen wie dem Zweiphasengebiet ("mushy zone"), wo es sehr schwierig ist, Messergebnisse zu erhalten bzw. dies oft gar nicht möglich ist. In jeder Hinsicht müssen experimentelle Ergebnisse benutzt werden, um die numerischen Modelle und die daraus entstehenden Simulationsergebnisse zu validieren. Während der letzten Jahrzehnte wurden sehr viele Arbeiten zum Verständnis der Seigerungsentstehung während der Erstarrung durchgeführt. Basierend auf Literaturstudien kann eine generelle Feststellung getroffen werden, dass Makroseigerung durch Vorgänge im Zweiphasengebiet hervorgerufen werden. [AMBERG 2005, BECKERMANN 2002A, BECKERMANN 2002B, FLEMINGS 2000, KAJITANI 2001, LAN 2005, LUDWIG 2005A, MIYAZAWA 1981]

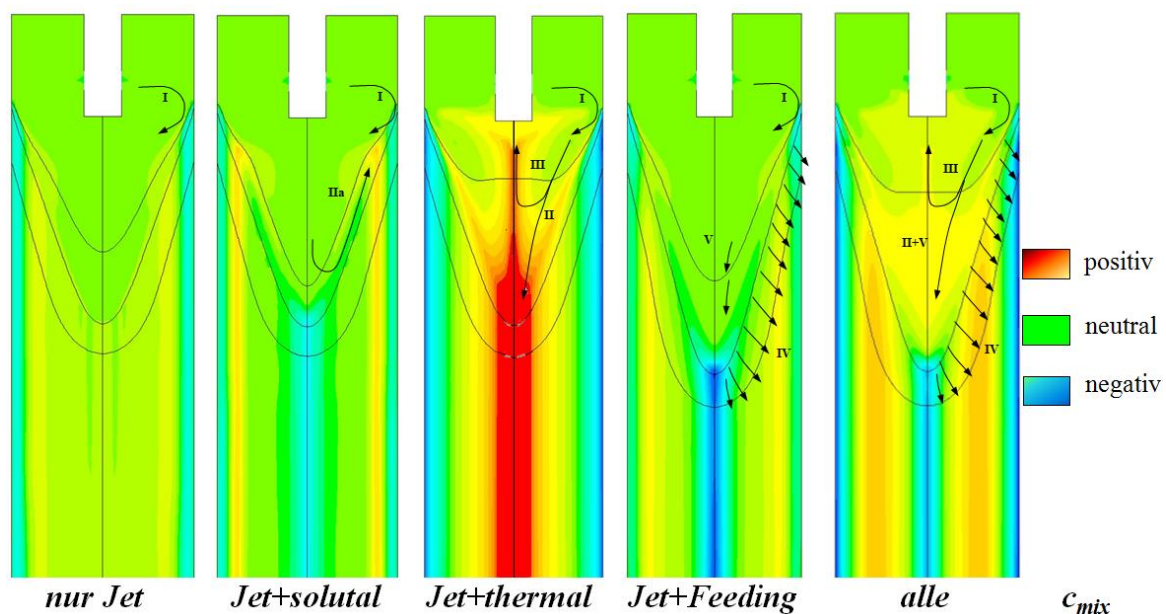


Abbildung 4: Simulationen eignen sich ausgezeichnet dafür, die Auswirkung unterschiedlicher Phänomene auf ein Ergebnis zu untersuchen, da sie es ermöglichen, die Phänomene zu separieren wie hier den Einlassströmungsjet (Jet), die solutale bzw. thermale Konvektion und die Nachspeisströmung (Feeding) bzw. alle diese Phänomene gemeinsam auf die Sn-Makroseigerung in Bronze. Die diese Makroseigerung verursachenden Strömungen sind dabei symbolisch mit schwarzen Pfeilen eingezeichnet. Immer wenn durch die Erstarrung angereicherte Schmelze auf Grund einer Strömung durch weniger angereicherte Schmelze ersetzt wird, entsteht negative Seigerung und wo ein Festkörper aus angereicherter Schmelze entsteht, kommt es zu einer positiven Seigerung. [GRUBER 2008A]

Auf diese Vorgänge im Zweiphasengebiet wird in den nächsten Kapiteln näher eingegangen. Um die hauptverantwortlichen Phänomene der Makroseigerungsentstehung herauszuarbeiten wurden bereits einige Modellierungsarbeiten durchgeführt. Die meisten davon allerdings für Aluminium-Legierungen [ESKIN 2007, REDDY 1997, ROUSSET 1995, VREEMAN 2000A, VREEMAN 2000B] aber auch Kupfer-Legierungen [GRUBER 2008A]. Den Hauptvorteil von

Simulationen kann man Abbildung 4 entnehmen. Sie ermöglichen es, einzelne Phänomene getrennt voneinander untersuchen zu können. Aufgrund der Komplexität von Mehrphasenphänomenen konnten in den frühen Arbeiten nur Teilerfolge erreicht werden. Die Idee, das Zweiphasengebiet wirklich aus separaten Phasen, z.B. den erstarrenden Dendriten und der interdendritischen Schmelze zu modellieren, startete in den späten 1980er Jahren [RAPPAZ 1987A, RAPPAZ 1987B, RAPPAZ 1990, VOLLER 1989]. Als generelle Modellannahme kann dabei angesehen werden, dass in der interdendritischen Schmelze ideale Diffusion vorliegt und damit die Konzentration der interdendritischen Schmelze (c_l) gleich der Grenzphasenkonzentration (= Konzentration der Schmelze in der Phasengrenzschicht zwischen Schmelze und Festkörper) (c_l^*) ist. Dieser Ansatz wurde später erweitert [BECKERMANN 1993] um auch Ungleichgewichtszustände (z.B. $c_l \neq c_l^*$) zu berücksichtigen, was die Vorhersagemöglichkeiten ausbaute. Die vorliegende Dissertation war Teil der Entwicklung eines 3-Phasen Modells für Schmelze mit gerichteter (kolumnarer, dendritischer) und ungerichteter (globulitischer, equiaxialer) Erstarrung, welches auf einem früher globular-equiaxialen Erstarrungsansatz [LUDWIG 2002, LUDWIG 2005A, LUDWIG 2005B, WU 2003A, WU 2003B, WU 2006] beruht. In diesem Erstarrungsmodell werden, neben den in Kapitel 2.7 erläuterten Modellannahmen

- die Morphologie der dendritischen Phase als Zylinder und die der equiaxialen Phase als Kugel vereinfacht
- der Wettstreit des Wachstums der dendritischen und equiaxialen Phase berücksichtigt
- die Konvektion der Schmelze sowie die Sedimentation der equiaxialen Körner und
- der Einfluss auf den Legierungselementtransport modelliert
- die Konzentrationsverteilung im Gussstück, also die Makroseigerung berechnet.

Dieses 3-Phasenmodell wurde speziell für das Blockgießen entwickelt sowie angewandt [ISHMURZIN 2008, ISHMURZIN 2010, KÖNÖZSY 2007, WU 2006, WU 2007, WU 2008, WU 2009A, WU 2009B] und in der Arbeitsgruppe für das Stranggießen adaptiert [GRUBER 2008A, GRUBER 2008B, MAYER 2007B, MAYER 2009A, WU 2011, WU 2012]. In der vorliegenden Arbeit wurde das Modell für das Stranggießen von Stahl angewandt, wobei die Schmelze und die dendritisch wachsende Phase berücksichtigt, die equiaxial wachsende Phase (inkl. Keimbildung und Wachstum) aber vernachlässigt wurde. Damit wurde, den langen Rechenzeiten bei der Stahlsimulation Rechnung tragend, der 3-Phasenansatz nur als 2-Phasenmodell angewandt mit der Option auf Einbeziehung der equiaxialen Erstarrung zu einem späteren Zeitpunkt. Für die numerische Lösung wird die Strömungssimulation (Computational Fluid Dynamics – CFD) Softwarepaket FLUENT 6.1.16 (Fluent GmbH) bzw. dessen Nachfolgeprodukt ANSYS-FLUENT 6.2.26 und 6.3.26 (ANSYS Germany GmbH) verwendet, welche durch benutzerprogrammierte Zusatzfunktionen (User Defined Functions - UDF's) ergänzt wird. Aufgrund des Umfangs der zu den Erhaltungsgleichungen "dazu ergänzten" Programmteile, wurde der Begriff der User Defined Subroutines (UDSub's) geprägt. Die während der Dissertationszeit (2007-2011) veröffentlichten Publikationen [MAYER 2007B, MAYER 2009A, MAYER 2009B, MAYER 2010, LUDWIG 2007, WU 2011, DOMITNER 2011] diskutieren im Detail die Entstehung von Makroseigerung beim Brammenstranggießen von Stahl und die dafür nötigen Programmadaptationen, wobei vor allem die Phänomene der Nachspeisströmung ("Feeding") und der Ausbauchung des Stranges zwischen den Rollen ("Bulging") berücksichtigt wurden und die weiteren in Kapitel 2.4 beschriebenen Phänomene noch keine Berücksichtigung fanden. Dadurch wurde ein tieferes Verständnis für die Zentrumsseigerungsentstehung beim Brammenstranggießen von Stahl

erreicht. Parallel zu der vorliegenden Arbeit wurde darauf aufbauend (2012-2014) Studien zur Sumpflängen- und Makroseigerungsbeeinflussung durch weitere Phänomene (z.B. Softreduktion und hierbei vorwiegend MSR) durchgeführt [WU2012, DOMITNER 2012, DOMITNER 2013, DOMITNER 2014A, DOMITNER 2014B, DOMITNER 2014C]. Die nächsten, möglichen Schritte und Programmverbesserungen werden im Ausblick (Kapitel 6) beschrieben. Aufbauend auf der Arbeiten von [PRESSLINGER 2004, PRESSLINGER 2005, PRESSLINGER 2006, ILIE 2007] muss eine eindeutige Möglichkeit geschaffen werden, die z.B. mittels OES-PDA (Optical Emission Spectrometry with pulse Discrimination Analysis = Optische Emissions Spektrometrie mit gepulster Unterscheidungs-Analyse) gemessenen Makroseigerungsprofile, wie in Abbildung 5 beispielhaft gezeigt, so auszuwerten, dass diese zur Validierung der gemittelten Simulationsergebnisse herangezogen werden können.

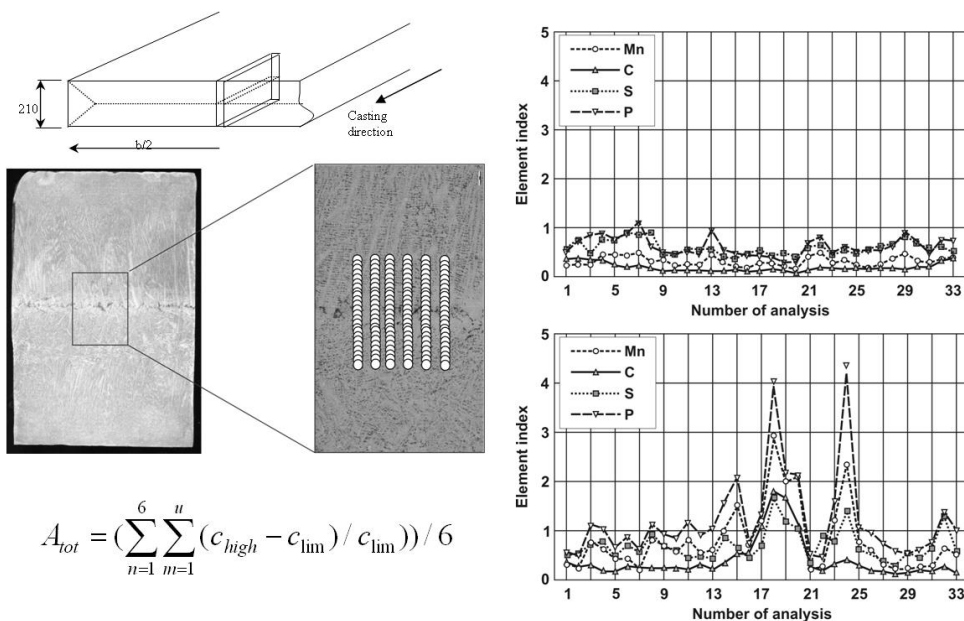


Abbildung 5: Mögliche Methode zur Beurteilung der Zentrums-Makroseigerung beim Brammenstranggießen mittels OES-PDA. [PRESSLINGER 2006]

Beim OES-PDA-Verfahren wird der zu vermessende Bereich mittels Funkenspektroskopie linienweise abgerastert und daraus die Konzentrationsverläufe erhalten. Je nachdem, wo sich die Linie und die Messpunkte befinden, ergeben sich ausgeprägte bzw. weniger ausgeprägte, lokale und damit nicht gemittelte Profile. Parallel zu dieser Dissertation wurde als Bakkalaureus-Arbeit eine Literaturstudie zu Makroseigerungsentstehungsphänomenen und deren Minimierung erstellt. [GÖSSL 2011] Zur Erweiterung des binären Modellansatzes wurden bereits Arbeiten in der SMMP-Arbeitsgruppe unternommen [ISHMURZIN 2010] wobei die thermodynamischen Daten einerseits von der Software IDS kommen und andererseits aus numerischen Thermodynamiksimulationen mit der Software Thermo-Calc welche ihrerseits auf dem CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams) Ansatz [HILLERT 2001, SAUNDERS 1998, SUNDMAN 1985, THERMOCALC 2008] beruht. Die Lösungen dieser Rechnungen dienten als thermodynamischer Input für die Erstarrungssimulationen. Obwohl eine direkte Kopplungsmethode zwischen einer numerischen Thermodynamiksimulations-Software (z.B. ThermoCalc) und einer numerischen Strömungssimulations-Software (z.B. FLUENT) noch immer sehr zeitaufwendig ist, wurde ein Modell zur Implementierung von ternären Systemen bzw. Systemen mit höherer Ordnung (also Legierungselementanzahl) entwickelt [LUDWIG 2006, LUDWIG 2007, ISHMURZIN 2010].

Die vorliegende Arbeit wurde erstellt, um Informationen über die physikalischen Phänomene zu erhalten, welche Makroseigerung (vor allem Zentrumsseigerung) im Brammenstranggießen von Stahl verursachen. Sie soll als Vorstufe für eine Studie zur Ermittlung von Gießparametern wie Gießgeschwindigkeit, Gießtemperatur (Überhitzung), Kühlbedingungen, Führungsrollenabstände, Softreduktions-Parameter, ... dienen.

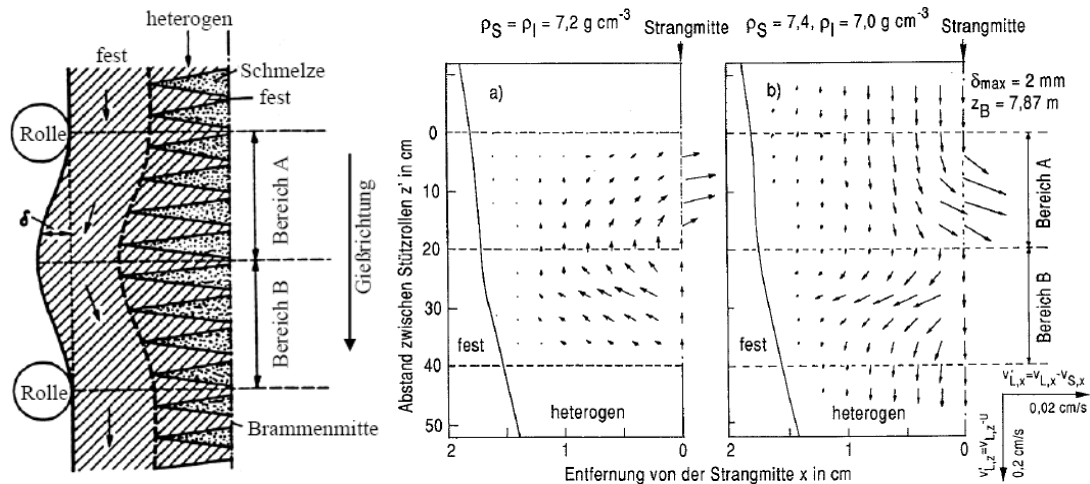


Abbildung 6: Die Bulging-Geometrie sowie das Strömungsfeld als Ergebnis der Arbeiten der Forschungsgruppe um Prof. Klaus Schwerdtfeger. [MIYAZAWA 1981]

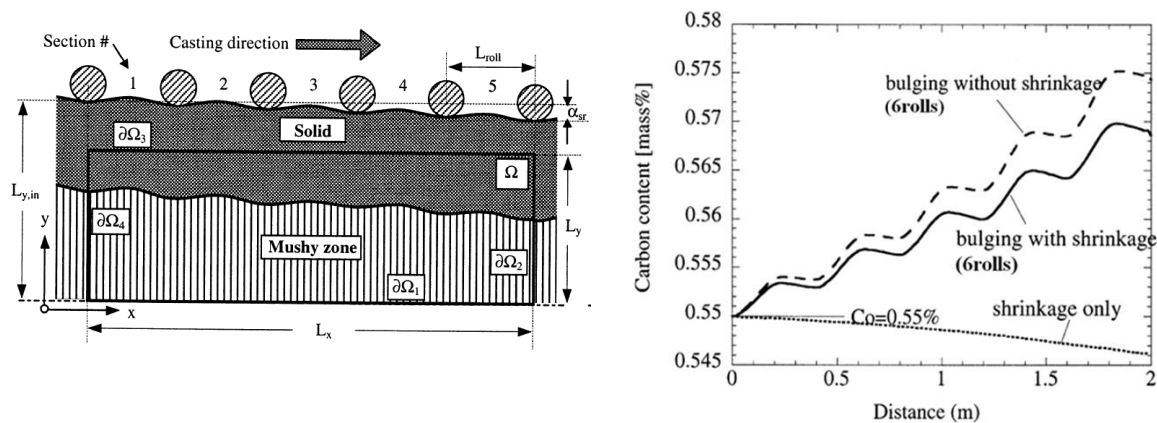


Abbildung 7: Die Bulging-Geometrie sowie der Konzentrationsverlauf im Zentrum entlang des Stranges als Ergebnis der Arbeiten der Forschungsgruppe um Prof. Michel Rappaz. [KAJITANI 2001].

Darüber hinaus können die Simulationen Informationen über kaum bekannte Parameter liefern, wie etwa die Permeabilität (Durchlässigkeit) des Zweiphasengebietes oder das Strömungsfeld während des Gießens und Erstarrens. So wurden in der SMMP-Arbeitsgruppe auch Studien erarbeitet, welche die Permeabilität untersuchen [DOMITNER 2010, DOMITNER 2011, DOMITNER 2012, DOMITNER 2014C], da diese als einer für die Makroseigerungsentstehung beim Stranggießen wichtigsten Parameter erkannt wurde [GRUBER 2008A]. Am Ende werden die in dieser Arbeit erhaltenen Ergebnisse mit denen anerkannter Veröffentlichungen [MIYAZAWA 1981 exemplarisch in Abbildung 6 sowie KAJITANI 2001 exemplarisch in Abbildung 7 zu sehen] sowie Messwerten, welche mit einem in dieser Arbeit erarbeiteten MATLAB-Quellcode aus Messwerten generierten Makroseigerungsverläufen verglichen.

2.2 Charakterisierung/Einteilung von Seigerung

Abhängig vom Gießformat, siehe Abbildung 8, und den damit zusammenhängenden Bauformen für Stranggießanlagen, siehe Abbildung 9, variiert auch das Seigerungsbild, d.h. die wirkenden Seigerungsphänomene und -verteilungen.

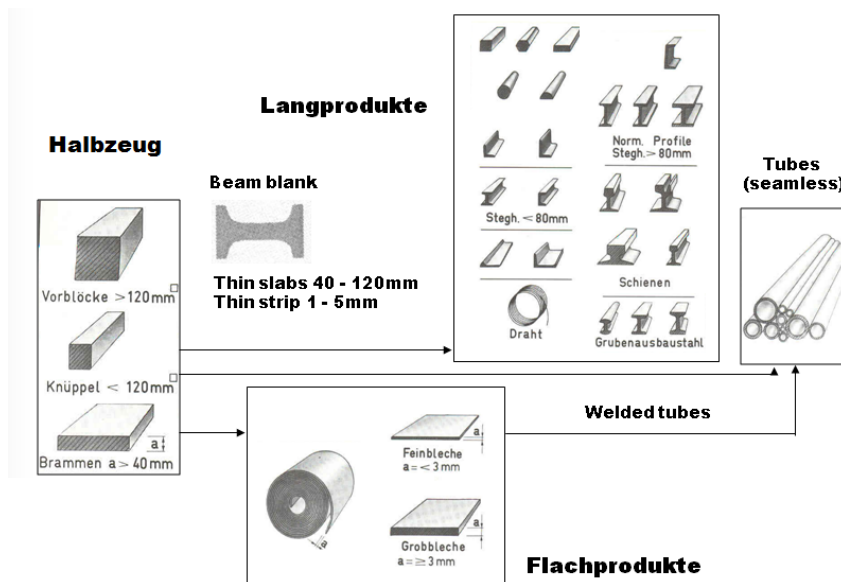


Abbildung 8: Einteilung der Gießformate. [STAHLFIBEL 2002]

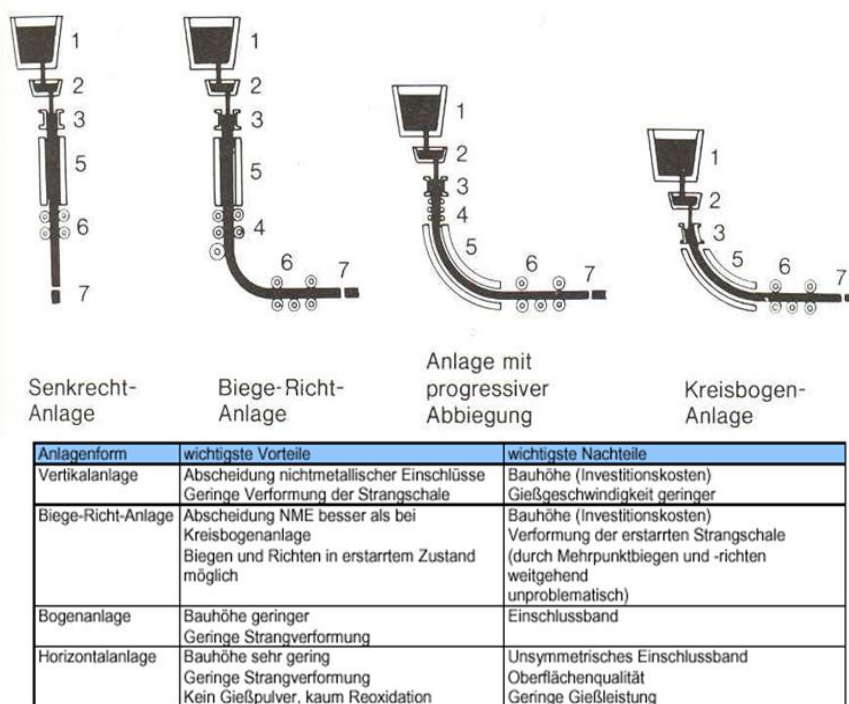


Abbildung 9: Bauarten von Stranggießanlagen mit den Anlagenteilen Pfanne (1), Verteiler (2), Kokille (3), Führungsrollen (4), Sekundärkühlung (5), Treiberrollen (6) und Strangtrennanlage (7) sowie die wichtigsten Vor- bzw. Nachteile der Anlagenformen. Die Horizontalanlage ist nicht abgebildet, hier entsteht der Strang horizontal aus einer Kokille, welche horizontal aus dem Verteiler "steht" und wird horizontal abgezogen, ähnlich wie die Vertikal-/Senkrechtanlage. [STAHLFIBEL 2002]

Besonders sei hier auf die Unterteilung der Halbzeuge verwiesen, da die an dieser Dissertation beteiligten Industriepartner vorwiegend unterschiedliche Halbzeuge herstellen, nämlich (i) VASD Knüppel und Vorblöcke, (ii) VASL Brammen, Siemens VAI stellt für alle Halbzeuge Anlagen her. Die Stranggießanlagen lassen sich, wie in Abbildung 9 ersichtlich, einteilen. Auch die Vor- und Nachteile der Anlagenbauformen sind angeführt. Für hochlegierte Stähle kommen aufgrund deren Rissanfälligkeit beim Biegen vorwiegend Vertikal- und Horizontalanlagen zum Einsatz, während für die weniger empfindlichen "Massenstähle" (z.B. St52) Bogenanlagen und Biege-Richt-Anlagen zum Einsatz kommen. Bei Brammenanlagen (VASL) als auch bei Knüppel- und Vorblockstranggießanlagen (VASD) stellen die Bogen-Anlagen die dominierende Technologie dar. Entsprechend Abbildung 10 kann man während und auch nach der Erstarrung unterschiedliche Größenordnungen betrachten und dabei Inhomogenitäten erkennen:

- Die Dendriten mit Primärdendritenarmabstand λ_1 im Bereich von einigen [cm]
- Sekundärdendritenarmabstand λ_2 im Bereich von einigen [mm]
- bis zum Konzentrationsgradienten zwischen den Sekundärdendritenarmen im Bereich einigen [μm].

Sind die Dendritenarmabstände vorwiegend von der Erstarrungsgeschwindigkeit und Keimanzahl abhängig (starke Abkühlrate = hohe Keimanzahl und geringe Diffusion = kleine Abstände = feines Gefüge), ist die Länge der Dendriten, also die Dicke des Zweiphasengebietes vorwiegend vom thermodynamischen System und somit von der Legierungskonzentration abhängig. Legierungen mit niedrigerem C-Gehalt haben ein kleineres Erstarrungsfenster (ΔT -Bereich im Phasendiagramm zwischen Liquidus- (darüber nur mehr die Flüssigphase) und Soliduslinie (darunter keine Flüssigphase mehr), vgl. Abbildung 15). Damit sind die Dendriten kürzer als bei C-reichen Stahlsorten mit größerem Erstarrungsfenster.

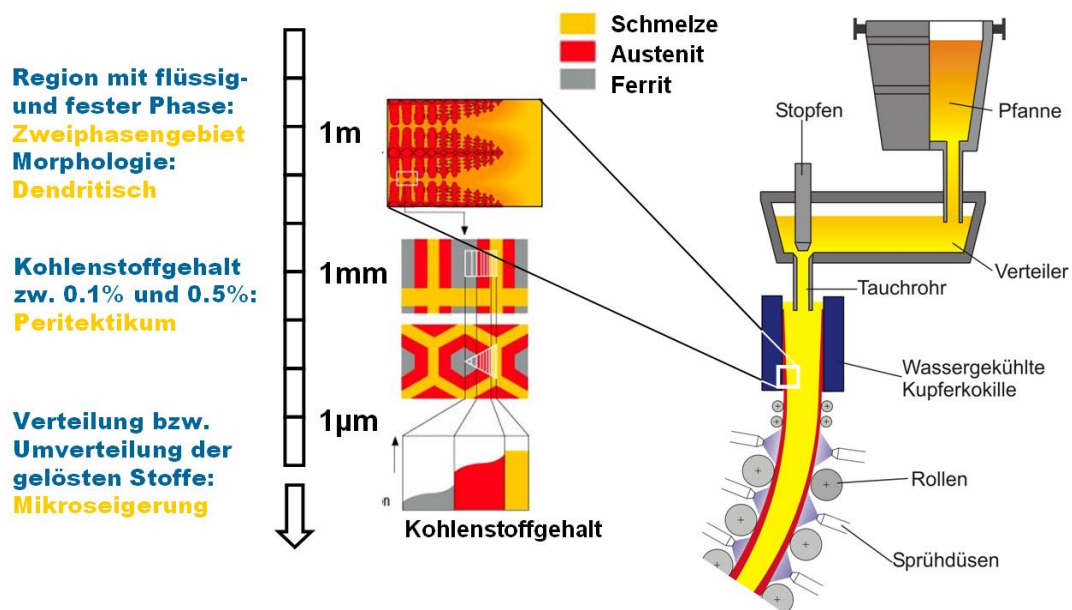


Abbildung 10: Größenordnungen der Vorgänge beim Stranggießen. [BERNHARD 2009]

Dieser Zusammenhang ist auch in Abbildung 11 ersichtlich.

- **Feinglobulitisch (Rand)**
- **Gerichtet Dendritisch**
- **Grobglobulitisch (Mitte)**

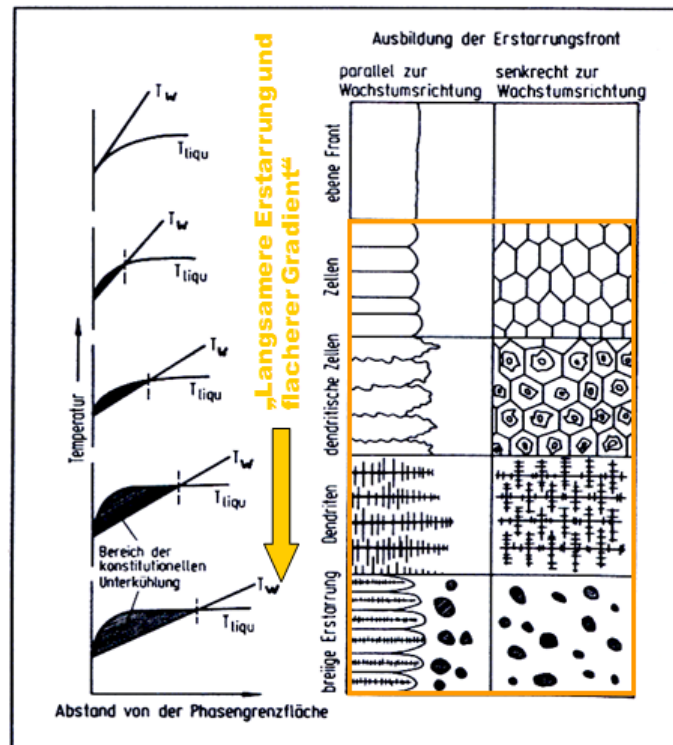
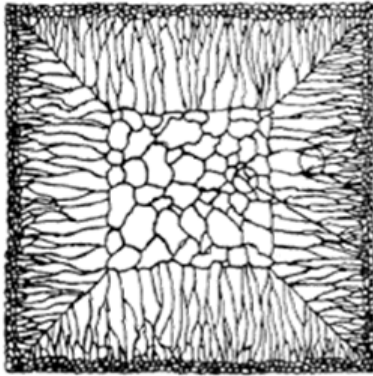


Abbildung 11: Wachstumsmorphologien und deren Begründung. [BERNHARD 2009]

Der in der linken Hälfte dargestellte Strangquerschnitt zeigt eine typische Verteilung im Strang:

- feinglobulitisches Gefüge an der Oberfläche (starke Abkühlung/hohe Abkühlrate am Rand in der Kokille),
- angrenzend stengeliges, gerichtet dendritisches Wachstum mit Vergrößerung (schlechte Wärmeleitung = niedrigere Abkühlgeschwindigkeit) und
- im Zentrum das aus Keimbildung sowie Fragmentierung entstandene grobglobulitische, ungerichtete Wachstum.

Auch die rechte Abbildungshälfte der Abbildung 11 verdeutlicht dies. Besonderes Augenmerk ist dabei auf die sogenannte konstitutionelle Unterkühlung zu legen, d.h. durch die Entmischung der Legierung (Anreicherung in der Stauspitze) bei der Erstarrung entsteht ein Bereich im Zweiphasengebiet welcher, aufgrund der höheren Konzentration und damit niedrigerer Liquidustemperatur dieser Stauspitze, noch vollständig flüssig ist, obwohl die Temperatur bereits unter die Liquidustemperatur der Legierungskonzentration (aber nicht unter die der angereicherten Stauspitzenkonzentration) gesunken ist ($T_w < T_{liqu}$). Hier bricht die ebene Erstarrungsfront zusammen und es wachsen bestimmte Bereiche schneller in Richtung des (höchsten) Temperaturgradienten, also nach innen. Zellen bzw. Dendriten entstehen. Die Morphologie ist, wie wir später (Kapitel 2.6) noch sehen werden, beeinflussbar. Vorweg seien die Möglichkeiten Tundishmetallurgie (niedrige Überhitzung), elektromagnetisches Rühren (EMS) und die mechanische bzw. thermische Softreduktion genannt, deren Wirkung auf die Morphologie und damit verbundene Seigerung Abbildung 12 entnommen werden kann.

Noch deutlicher können die unterschiedlichen Seigerungsarten Abbildung 13 entnommen werden. Die meisten Seigerungsarten können in beiden Schnitten identifiziert werden, die V-Seigerung kann im longitudinalen Schnitt als solche eindeutig klassifiziert werden, erscheinen im transversalen Schnitt neben den Freckels als Spot-Seigerung.



Abbildung 12: Ausbildung der Struktur im Strangzentrum für unterschiedliche Überhitzungen sowie den Einsatz von EMS. [JACOBI 1991]

Das durch das EMS entstehende weiße Band (weißer Streifen) entsteht durch die Erstarrung niedrig geseigerter Schmelze, da die durch die Erstarrung angereicherte Schmelze durch die EMS- induzierte Strömung ausgeschwemmt und durch frische ungesieberte Schmelze ersetzt wird. Die Lage des Bandes kann somit Aufschluss über die Rührerposition geben. Die Mittenseigerung (Zentrumsseigerung) wird, obwohl im transversalen Schnitt erkennbar, meist in einem longitudinalen Schnitt ausgewertet (Kapitel 3.5), da dabei der zeitliche Verlauf gesehen werden kann.

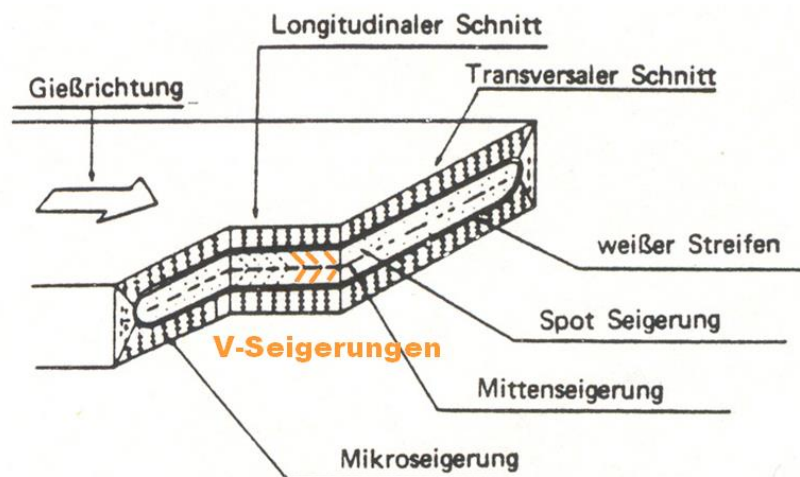


Abbildung 13: Seigerungsarten, deren Einteilung beim Brammenstranggießens (Mikroseigerungen, Mesoseigerungen (Spot-Seigerungen) sowie Makroseigerungen (Zentrumsseigerung)) und deren Auftreten in longitudinalen und transversalen Schnitten. [JACOBI 1991]

Die Mikroseigerung ist eine sehr lokale Konzentrationsinhomogenität zwischen den Sekundärdendritenarmen (und auch vor der Erstarrungsfront), während die Makroseigerung

(z.B. Blockseigerung, umgekehrte Blockseigerung, Zentrumsseigerung) als eine Konzentrationsinhomogenität in der Größe des Bauteils (Primärdendritenarmabstände und darüber hinaus) beobachtet wird. Die zwischen diesen Größenordnungen liegenden Spot Seigerungen werden manchmal als Meso-seigerungen bezeichnet.

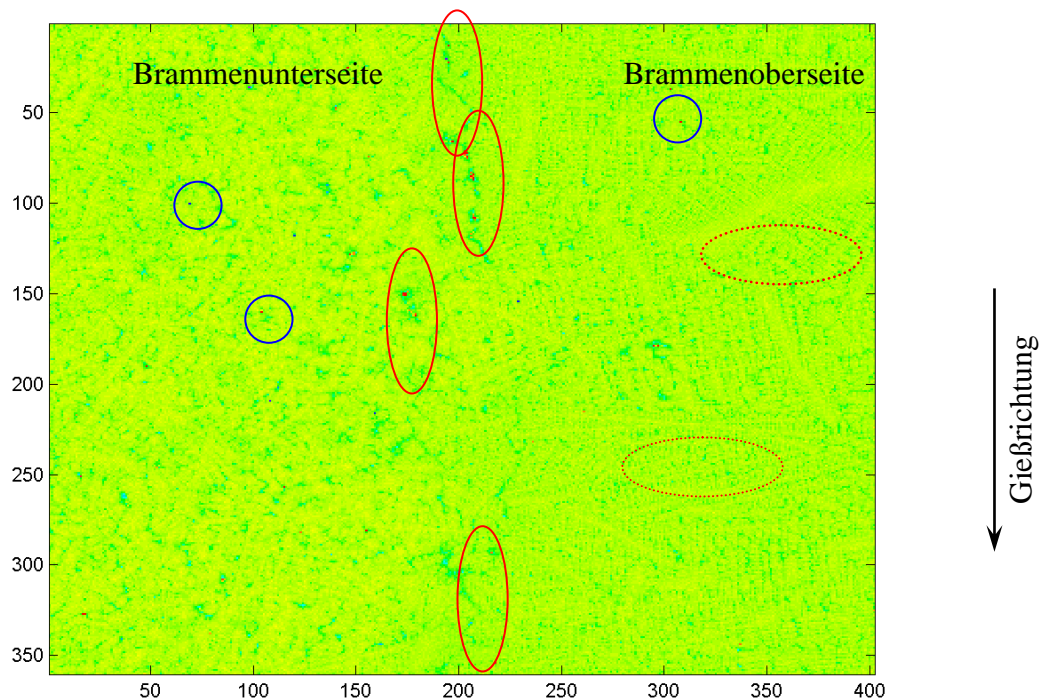


Abbildung 14: Seigerungszuordnung (Makro- [rote Volllinie], Meso-[blaue Volllinie] und Mikro-seigerung [rote Punktlinie]) am Beispiel einer 40mm x 35mm großen Stahlprobe. Die rechte Seite des Mn-CM-Bildes (Concentration Mapping siehe Kapitel 3.5) ist dabei aufgrund der dendritischen Struktur der Brammenoberseite zuzuordnen, die auch globulitische Fragmente enthaltende linke Seite hingegen der Brammenunterseite.

In Abbildung 14 wird diese Klassifizierung qualitativ anhand eines Concentration Mapping Bildes (siehe Kapitel 3.5) veranschaulicht. Zu sehen ist ein um 90° im Uhrzeigersinn gedrehter Longitudinalschnitt durch eine St52-Stahlbramme. Die vertikal stehende Brammenmitte mit der vorhandenen Zentrumsseigerung zwischen den letzterstarten Erstarrungsfronten ist mittels roten Ellipsen markiert, während die Meso-seigerungen blau markiert sind. Die Mikro-seigerung ist überall zwischen den Sekundärdendritenarmen vorhanden, die orangen Markierungen sind somit nur exemplarisch zu sehen. Eine genaue Abgrenzung ist bei der Seigerungseinteilung nur schwer möglich, da die Mikro-seigerung die Quelle jeglichen anderen Seigerung (Meso- bzw. Makro-seigerung) darstellt und es immer zu Überlagerungen aller Seigerungsarten kommt. Eine genaue Unterteilung ist aber auch nicht unbedingt nötig, da jegliche Seigerung im allgemeinen unerwünscht ist. Stärkere Seigerungen (höhere Seigerungsindize und größere Seigerungsgebiete) sind dabei besonders im Fokus, daher auch die Versuche zur Minimierung der Zentrumsseigerung. Als allgemeiner Grundgedanke kann festgestellt werden, dass Makro-seigerung dann auftritt, wenn Mikro-seigerung auftritt und Relativgeschwindigkeiten vorhanden sind, welche diese auf makroskopischer Ebene verteilt. Daher werden Mikro-seigerung als auch Relativgeschwindigkeit als Quelle der Makro-seigerung in den nachfolgenden 2 Kapiteln genauer betrachten.

2.3 Makroseigerung beim Stahlstranggießen - Quelle der Mikroseigerung

Wird ein mehrkomponentiges, metallisches (Metallbindung zwischen den Atomen) System, also eine Legierung aus einem Basismaterial (z.B.: Eisen *Fe*) und einem oder mehreren Legierungselementen (z.B. Kohlenstoff *C*, Mangan *Mn*, Chrom *Cr*,...) (beides sind Komponenten (*K*)) abgekühlt, bilden sich Bindungen zwischen Nachbaratomen aus. Manchmal ist es dabei energetisch günstiger für die eine Sorte von Atomen sich mit gleichen Atomen zu umgeben, es kommt zu einer Entmischung (z.B. Monotektische Legierungen wie Blei *Pb* in Eisen *Fe*, oder Bismut *Bi* in Aluminium *Al*). Manchmal ist es bindungsenergetisch günstiger, sich mit anderen Atomen zu umgeben (z.B. eutektische/peritektische Legierungen, Hume Rothery Phasen,...), dann kommt es zu einer Mischung (Mischkristallbildung). Welche der beiden Varianten überwiegt, ist neben den beteiligten Atomen auch von den weiteren Freiheitsgraden (*F*) Druck, Konzentration und Temperatur abhängig. Da Metalllegierungen so gut wie nicht kompressibel sind, kann man den Freiheitsgrad des Druckes vernachlässigen und es ergibt sich aus der Gibb'sche Phasenregel (*F* bzw. *F'*... Freiheitsgrad, *P*...Phase, *K*...Komponente)

$$F + P = K + 2 \tag{1}$$

die für Metalle (und andere inkompressible Medien/Festkörper, bei denen der Druck so gut wie keinen Einfluss hat und daher dieser Freiheitsgrad vernachlässigt werden kann) gültige vereinfachte Phasenregel

$$F' + P = K + 1 \tag{2}$$

und die bekannten Phasendiagramme (Temperatur über Konzentration), wobei in Abbildung 15 exemplarisch das metastabile Fe-Fe₃C-Diagramm gezeigt ist.

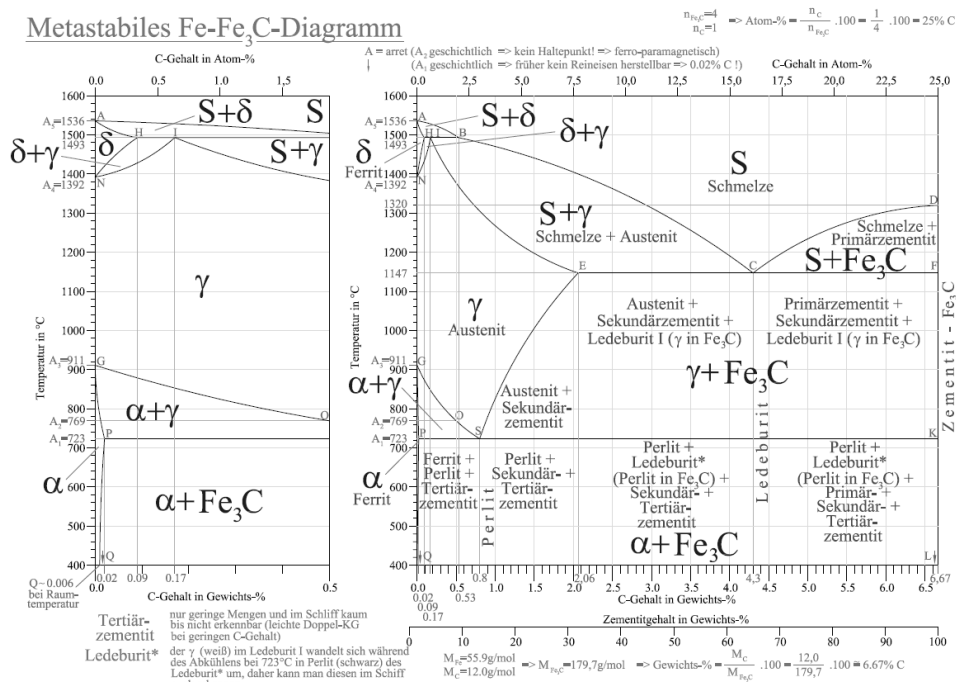


Abbildung 15: Das metastabile Fe-Fe₃C-Diagramm als Beispiel für ein binäres Phasendiagramm mit den Beschriftungen der Phasengebiete.

Die Temperaturabhängigkeit der Löslichkeit der Legierungselement ist dabei von besonderer Bedeutung. Folgt man beispielsweise der Liquiduslinie von niedrigeren C-Gehalten (z.B. 0.53 wt.%C) zu höherem C-Gehalt (z.B. 4.3 wt.%C), ist zu sehen, dass die Liquidustemperatur sinkt. Daher kann der Merksatz für binäre Stahllegierungen (< 2.06 wt.%C) bzw. Legierungen mit ähnlichem Phasendiagramm geprägt werden, dass mit höherer Konzentration die Erstarrungs-/Liquidustemperatur sinkt. Dieser Effekt erklärt die konstitutionelle Unterkühlung und damit die dendritische Erstarrungsmorphologie (vgl. Abbildung 11).

Thermodynamisches Gleichgewicht: Das Hebelgesetz

Das Hebelgesetz (lever rule) ist ein Werkzeug, um Gewichtsprozentage jeder Phase eines binären Gleichgewichtsphasendiagramms zu bestimmen. Es wird verwendet, um die prozentuale Verteilung der flüssigen und festen Phasen für eine bestimmte binäre Zusammensetzung und Temperatur zwischen der Liquidus- und Soliduslinie zu bestimmen. In einer Legierung mit zwei Phasen, α und β , die zwei Elemente/Komponenten enthalten, nämlich A und B. Das Hebelgesetz sieht vor, dass die Gewichtsanteil der auftretenden Phasen auf der jeweils anderen Seite abgelesen werden kann (für Abbildung 16 wären es somit $100 \cdot a / (a+b)$ wt.% Schmelze und $100 \cdot b / (a+b)$ wt.% γ -Mxx).

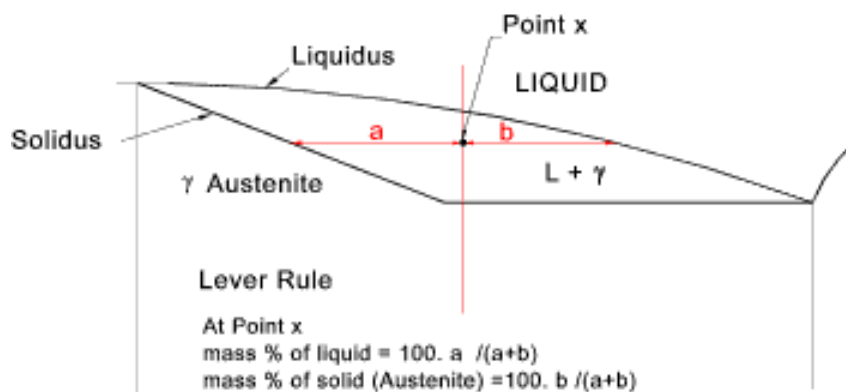


Abbildung 16: Schemata des Hebelgesetzes. [ROYMECH 2013]

Darüber hinaus können am Ende des jeweils abgewandten Hebelarms die Konzentrationen abgelesen werden, d.h. entlang der Liquiduslinie die Konzentration der Restschmelze und entlang der Soliduslinie die Konzentration des jeweils erstarrenden Festkörpers. Für das Hebelgesetz gilt somit die Annahme unendlich schneller Diffusion im Festkörper und der Schmelze.

Thermodynamisches Ungleichgewicht: Die Scheil-Gleichung

Die Scheil-Gulliver-Gleichung (phänomenologisch 1913 G. H. Gulliver; mathematisch 1942 Erich Scheil) ist ein Werkzeug, um die Umverteilung der Legierungselemente während eines thermischen Ungleichgewichtes bei der Erstarrung zu bestimmen. Der erstarrende Festkörper kann dem niedrigsten Energiezustand folgend nicht alle Fremdatome in den Kristall einbauen, daher reichert sich die Schmelze, wie in Abbildung 17 zu sehen, an den Legierungselementen an, es kommt zu einer positiv geseigerten Restschmelze (eine entstehende Stauspitze wird durch die unendlich hoch angenommene Diffusionsrate in der Schmelze sofort auf die gesamte Restschmelze verteilt) und einem negativ geseigerten Kristall.

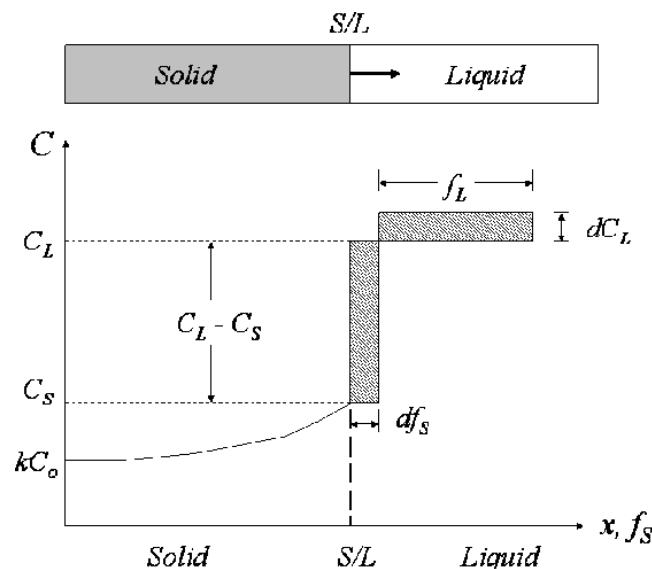


Abbildung 17: Schemata des Scheil-Erstarrung. Zu erkennen ist das Konzept dahinter. Die nicht in den Festkörper eingebauten Legierungselemente $(c_l - c_s) \cdot df_s$ sind gleich dem die Schmelze anreichernden Legierungselementen $f_l \cdot dc_l$. [ABSOLUTE 2014]

Die Scheil-Gleichung lautet:

$$c_l = c_s \cdot (1 - f_s)^{k-1} \quad (3)$$

Hierbei ist c_l die Konzentration der Schmelze, c_s die Konzentration des entstehenden Festkörpers, f_s der Phasenanteil der Schmelze und k der Gleichverteilungskoeffizient. Näheres dazu in Kapitel 2.7. Aus einer positiv geseigerten Schmelze ($c_l > c_0$, wobei c_0 die Ausgangskonzentration der Schmelze darstellt) erstarrt zuerst ein weniger negativ geseigertes Kristall ($c_s > k \cdot c_0$) und später können sogar positiv geseigerte Kristallschichten ($c_s > c_0$) entstehen. Zum Schluss liegt ein Schichtkristall mit Schichten unterschiedlicher Konzentration vor, die innerste ist am negativsten geseigert und nach außen kommt es zu einem Konzentrationsgradienten, wie dies in Abbildung 17 sowie Abbildung 35 zu sehen ist. Dieser ist jedoch nur auf Mikroebene erkennbar (\Rightarrow Mikroseigerung), die Mittelung über alle Schichten ergibt wieder die Ausgangskonzentration der Schmelze c_0 . Der entstandene Konzentrationsgradient in den Schichten kann gegebenenfalls (hohe Temperatur, gute Beweglichkeit der Fremdatome also hoher Diffusionskoeffizient und lange Zeit) durch Diffusion der Fremdatome abgebaut werden (Gleichgewichtszustand). Für die Scheil-Gulliver-Gleichung gilt somit die Annahme keiner Diffusion im Festkörper und unendlich hoher Diffusion in der Schmelze.

Annäherung an die Realität: Das Brody-Flemings-Modell

Weder das Hebelgesetz noch die Scheil-Gleichung stimmt mit der Realität gut überein, da es zu Rückdiffusion kommt. Um dies zu berücksichtigen haben Brody und Flemings eine dimensionslose Konstante α in die Scheil-Gleichung eingeführt. [BERNHARD 2009]

Es ergibt sich somit:

$$c_l = c_0 \cdot \left\{ 1 - (1 - 2 \cdot \alpha \cdot k) \cdot f_s \right\}^{\frac{k-1}{1-2\alpha \cdot k}} \quad (4)$$

Hierbei ist c_l erneut die Konzentration der Schmelze, c_0 die Ausgangskonzentration der Schmelze, f_s der Phasenanteil der Schmelze und k der Gleichverteilungskoeffizient, wobei dieser Faktor α wie folgt aus dem halben Diffusionsweg L [mm], welcher ja die Hälfte des Sekundärdendritenarmabstandes λ_2 [mm] ist, der lokalen Erstarrungszeit t_f [s] sowie der Diffusionskonstanten im Festkörper D_s berechnet wird:

$$\alpha = \frac{D_s \cdot t_f}{L^2} = \frac{4 \cdot D_s \cdot t_f}{\lambda_2^2} \quad (5)$$

Das Brody-Flemings-Modell wurde von Clyne und Kurz durch einen korrigierten α -Wert α' verbessert. [BERNHARD 2009]

$$\alpha' = \alpha \cdot \left(1 - e^{\left(\frac{-1}{\alpha} \right)} \right) - \frac{1}{2} \cdot e^{\left(\frac{-1}{2\alpha} \right)} \quad (6)$$

Folgende Forderung werden damit erfüllt:

$$\alpha' = \begin{cases} 0 & \alpha \rightarrow 0 \Rightarrow \text{Scheil (für vollständig verhinderte Rückdiffusion)} \\ 0,5 & \alpha \rightarrow \infty \Rightarrow \text{Hebel (für vollständige Rückdiffusion/Konzentrationsausgleich)} \end{cases}$$

Es kommt also bei allen Modellen zu einer positiven Seigerung (Anreicherung) der Restschmelze, wie dies auch in Abbildung 18 zu sehen ist.

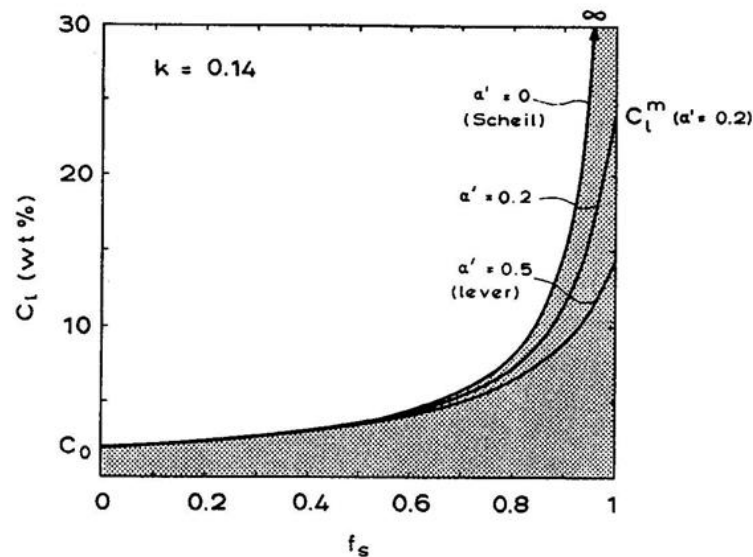


Abbildung 18: Die Anreicherung/Anseigerung der Schmelze aus dem Clyne-Kurz-Modell mit den korrigierten α -Wert des Brody-Fleming-Modells α' ergeben die Kurven für unterschiedliche Mikroseigerungsmodelle mit den Grenzwerten für Scheil und Hebel (Lever). [KURZ 1998]

2.4 Makroseigerung beim Stahlstranggießen - Quellen für Relativgeschwindigkeiten

Die im vorigen Kapitel beschriebene Mikroseigerung ist wie beschrieben nur auf der Mikroebene (Schichtkristall) wahrnehmbar, makroskopisch ist sie nicht erkennbar, da die gemittelte Summe aller Schichten wie erklärt wieder die Ausgangskonzentration c_0 ergibt.

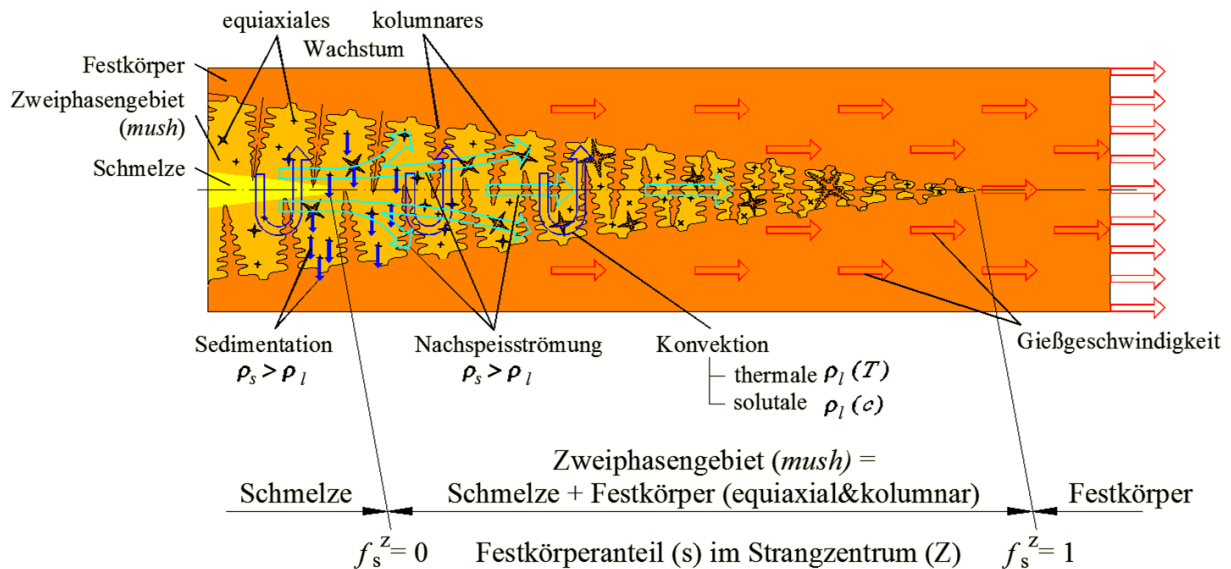


Abbildung 19: Möglichkeiten der Entstehung von Relativgeschwindigkeiten aufgrund von Dichteunterschieden. Der Dichteunterschied zwischen Schmelze und Festkörper führt einerseits zu einer Nachspeisungsströmung ("Feeding", Konturpfeile in Cyan) und andererseits zur Sedimentation der equiaxialen Körner (blaue Vollpfeile), während der Dichteunterschied von Schmelzen unterschiedlicher Temperatur zur thermalen und unterschiedlicher Konzentration zur solutalen Konvektion (blaue Konturpfeile) führt.

Zur Entstehung von erkennbarer Makroseigerung muss die geseigerte Schmelze durch eine Strömung verbracht und durch eine Schmelze mit anderer Konzentration ersetzt werden. Es gilt der Merksatz, dass es, wenn eine Schmelze durch eine positiver geseigerte Schmelze ersetzt wird, zu einer positiven Seigerung kommt und umgekehrt. Der Ersatz erfolgt über Relativgeschwindigkeiten, daher befassen wir uns in diesem Kapitel mit möglichen Quellen für die Entstehung von Relativgeschwindigkeiten beim Stranggießen. Grundlagen zu Strömung und Transportphänomenen lassen sich in [BIRD 2002] nachlesen. Die folgenden Relativgeschwindigkeitsentstehungsphänomene sind in Abbildung 19 dargestellt.

2.4.1 Dichtebedingt - Feeding

Bei der Erstarrung kommt es, aufgrund der unterschiedlichen Dichten der Schmelze ρ_l sowie des Festkörpers ρ_s zu einer Volumenabnahme. Das "fehlende" Volumen wird, Volumenkonstanz vorausgesetzt, durch nachströmende Schmelze ausgeglichen. Diese Nachspeisungsströmung hat große Bedeutung für die Makroseigerungsentstehung, da sie unterschiedlich geseigerte Schmelze in gerade erstarrende Strangregionen befördert, wie dies in Abbildung 19 in Cyan zu sehen ist.

2.4.2 Dichtebedingt - Thermale Konvektion

Neben der Volumenabnahme bei der Erstarrung aufgrund unterschiedlicher Dichte ($\rho_l < \rho_s$) ändert sich die Dichte der Schmelze auch als Funktion der Temperatur. Schmelze höherer Temperatur hat eine niedrigere Dichte als Schmelze tieferer Temperatur ($\rho_{l,T\downarrow} > \rho_{l,T\uparrow}$), da bei niedrigeren Temperaturen die Bewegung der Atome abnimmt (Entropie) und sich knapp über der Liquidus-/Erstarrungstemperatur sogar Atomcluster mit Nahordnung bilden. Aufgrund der Schwerkraft (Erdbeschleunigung) sinkt somit kältere Schmelze ab und wärmere steigt nach oben, es kommt zu natürlicher Konvektion, die sich sogar in Konvektionswalzen bemerkbar machen kann, wie dies in Abbildung 19 in Blau zu sehen ist.

2.4.3 Dichtebedingt - Solutale Konvektion

Nicht nur Schmelze unterschiedlicher Temperatur unterscheidet sich in Ihrer Dichte ($\rho_{l,T\downarrow} > \rho_{l,T\uparrow}$) sondern auch Schmelze unterschiedlicher Konzentration. Dabei ist das Größenzeichen aber abhängig vom Legierungselement. Für Legierungselemente deren molare Masse kleiner als die des Basiselementes (z.B. Kohlenstoff C [12g/mol] in Eisen Fe [56g/mol]) ist, hat eine Schmelze mit höherer Konzentration dieses Legierungselements eine niedrigere Dichte als die mit niedrigerer Konzentration ($\rho_{l,c\downarrow} > \rho_{l,c\uparrow}$). Dem gegenüber stehen Legierungselemente mit höherer molarer Masse als ihre Basiselemente (z.B. Wolfram W [183g/mol] in Eisen Fe [56g/mol]), eine an diesen Legierungselementen positiv geseigerte Schmelze hat eine höhere Dichte als eine niedriger konzentrierte ($\rho_{l,c\downarrow} < \rho_{l,c\uparrow}$). Die Schmelze mit höherer Dichte sinkt infolge der Schwerkraft ab, die andere steigt jeweils auf, also ergibt sich ebenfalls eine natürliche Konvektion, wie dies in Abbildung 19 ebenfalls in Blau zu sehen ist.

2.4.4 Dichtebedingt - Globulitische Erstarrung und Sedimentation der Körner

Auch hier ist die Quelle der Relativbewegung der Dichteunterschied zwischen Schmelze und Festkörper. Der Festkörper ist jedoch nicht gerichtet erstarrt und aus heterogener Keimbildung (z.B. Unebenheit auf Kokille oder globulitische Speckschicht) stammend, also dendritisch (Morphologie ähnlich einem Tannenbaum), sondern aus homogener Keimbildung (aus sich heraus) ungerichtet in der Schmelze entstanden, also ein equiaxialer Festkörper (Morphologie ähnlich einem Eiskristall). Dieses frei in der Schmelze bewegliche Festkörperkorn hat durch die Erstarrung eine höhere Dichte (und meist eine niedrigere Konzentration) als die ihn umgebende Schmelze und hat deshalb ebenfalls die Tendenz abzusinken, es sei denn, die Strömung ist stärker und verbringt es woanders hin. Das Absinken der equiaxialen Körner wird in Abbildung 19 mit blauen abwärts gerichteten Pfeilen symbolisiert.

Neben den erwähnten, gibt es auch noch die folgenden Relativgeschwindigkeiten erzeugenden Effekte, welche nicht in Abbildung 19 dargestellt wurden. Auch diese tragen zur Makroseigerungsentstehung bei:

2.4.5 Dichtebedingt - "Strangschumpfung" ("Exudation")

Durch die Dichteerhöhung bei der Erstarrung ($\rho_s > \rho_l$) als auch bei der weiteren Abkühlung ($\rho_s(T)$) erweitert sich nicht nur das Innenvolumen des Stranges, sondern es verändert sich auch die äußere Strangform, der Strang "zieht sich zusammen".

Dieses Phänomen führt beim Stranggießen von Zinn-Bronze oft dazu, dass sich Zinntropfen an der Strangoberfläche bilden, es kommt also zu einer "Ausschwitzung" ("exudation") von angereicherter Schmelze an der Strangoberfläche. Grund hierfür ist die Ablösen des Stranges von der Kokille durch die Erstarrung. Dies führt zu verringerter Wärmeabfuhr (Kühlung) in diesem Bereich und damit zu örtlichem Aufschmelzen durch Rückerhitzung. Betroffen ist, aufgrund dessen niedrigen Schmelzpunktes, vor allem das Zinn. [GRUBER 2008A] Beim Stranggießen von Stahl überwiegt die Schrumpfung im Inneren des Stranges, da die Außenfläche des Stranges durch den metallostatistischen Druck an die Führungswalzen gepresst wird. Um eine unzulässige Dehnung des Stranges und damit Risse zu vermeiden wird der Gießspalt bzw. der Führungswalzenabstand über die Stranglänge reduziert (vgl. "line taper" Abbildung 26). Wenn ein Teil der Volumenschrumpfung mit einer solchen Strangoberflächendeformation ausgeglichen werden kann, reduziert sich die Intensität der Nachspeisströmung und damit die Zentrumsseigerung (mehr dazu in Kapitel 2.6).

2.4.6 Strangverformung - Ausbauchung "Bulging" & Rollenversatz "Misfit"

Wie in **Abbildung 2** zu sehen ist, muss der erstarrende Stahlstrang aufgrund seiner noch nicht ausreichenden Stabilität der Strangschale durch mehrere Rollenregister mit angetriebenen und nicht angetriebenen Führungsrollen ("guiding rolls") gehalten und gelenkt werden. Zwischen diesen Rollen kann der metallostatistische Schmelzdruck die Strangschale nach außen drücken [LEE 2000], es kommt also zu einer Ausbauchung ("Bulging"). Noch größere Ausbauchungen können zustande kommen, wenn der Führungsrollenabstand nicht exakt stimmt. Einen solchen Fehler nennt man Rollenversatz ("Misfit"). In Abbildung 20 sind diese beiden, Relativgeschwindigkeiten erzeugenden Phänomene dargestellt.

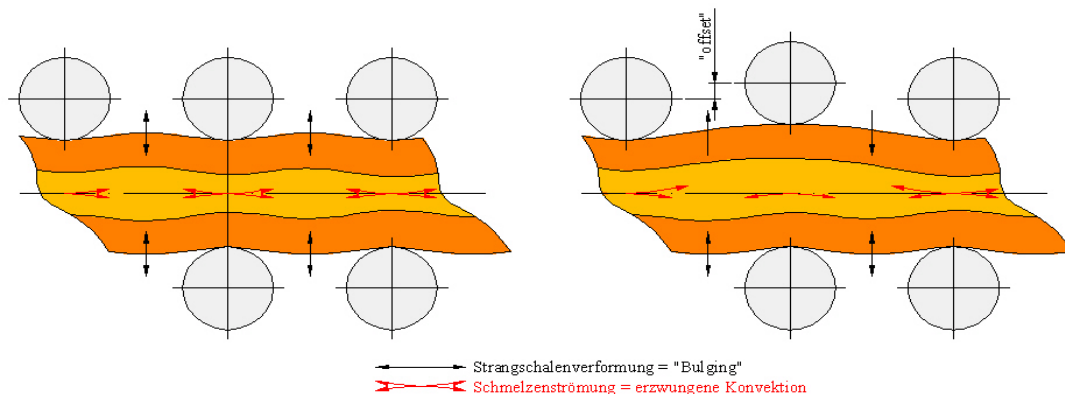


Abbildung 20: Möglichkeiten der Entstehung von Relativgeschwindigkeiten aufgrund von Ausbauchungen der Strangschale. Links die Ausbauchung zwischen den Führungsrollen beim Brammenstranggießen und rechts die noch größere Ausbauchung aufgrund eines Rollenversatzes. Die schwarzen Pfeile symbolisieren die Bewegung der Strangschale und die roten Pfeile die dadurch erzwungene Konvektion. Da während dieser Strömungsbewegung die Erstarrung weiter stattfindet, trägt dieser Konvektionsmechanismus zur Entstehung von Makroseigerung bei.

2.4.7 Tauchrohrströmungen (SEN)

Jedes beim Stranggießen verwendete Tauchrohr führt, da der Innenquerschnitt kleiner ist als der Gießquerschnitt zu höheren Fließgeschwindigkeiten im und aus dem Tauchrohr. Diese Strömung [THOMAS 2002, JAVUREK 2006, PFEILER 2008, GRUBER 2008A] wirkt als erzwungene Konvektion und es kommt zu Relativgeschwindigkeiten, welche nicht nur am Auftreffpunkt dieses "Inlet-Jets" zu Aufschmelzungen führt, sondern, wie in Abbildung 21

(rechts) zu sehen ist, auch bis tief in den Gießsumpf verlaufen und dort die Makroseigerungsentstehung beeinflussen können.

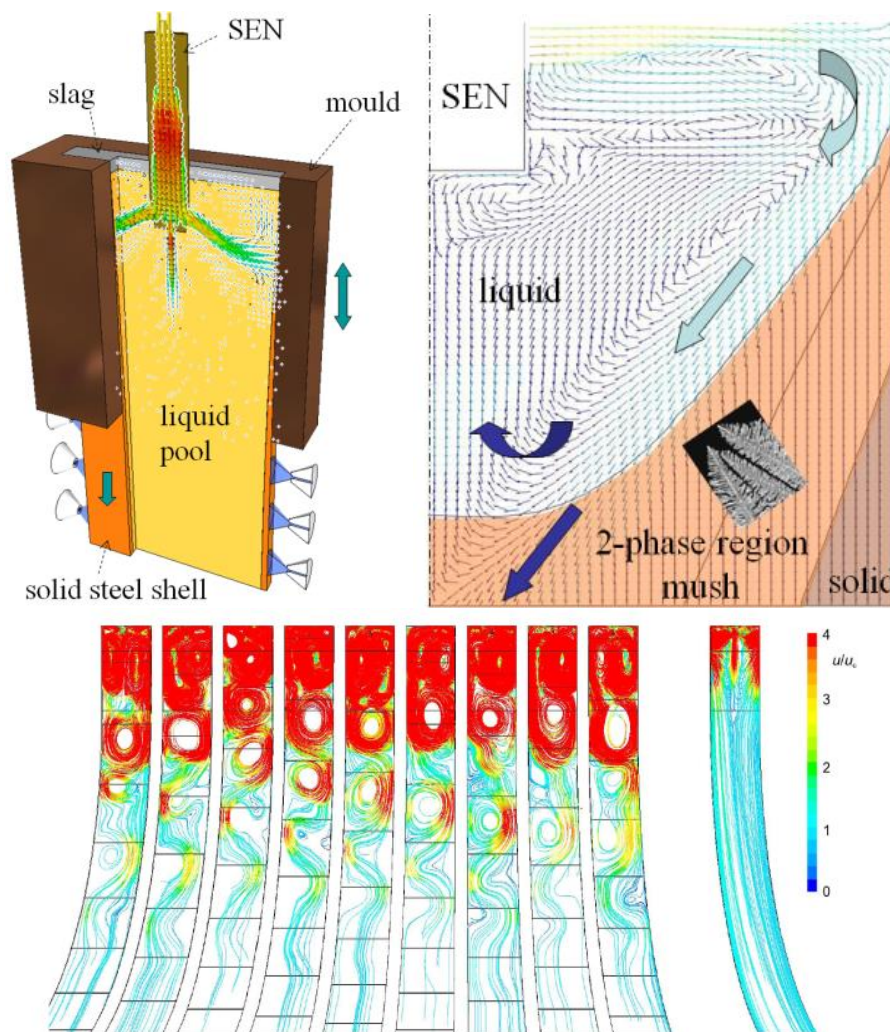


Abbildung 21: Strömungsfelder eines 3-Wege-Tauchrohres für das Dünnbrammengießen von Stahl (links oben) [PFEILER 2008], eines 2-Wege-Tauchrohres für das Stranggießen von Zinn-Bronze (recht oben) [GRUBER 2008A], über den gesamten Gießsumpf einer Brammengießanlage für Stahl (unten) [JAVUREK 2006].

2.4.8 Strangverformung - Bending

Die schlechte Wärmeleitung von Stahl kombiniert mit der produktionsbedingt nötigen Stranggießgeschwindigkeit führt zu einem langen Erstarrungsbereich (Gießsumpf) von etwa 20m-30m. Anlagentechnisch wird, wie man dies in Abbildung 2 sehen kann, beim Strahlstranggießen daher der vertikal angegossene Strang in einem Gießradius von etwa 10m in eine horizontale Lage gebogen. Diese Biegung ("Bending") führt dazu, dass sich die Strangoberfläche am Außenbogen samt der von dort aus gewachsenen Dendriten, wenn man die durch die Strangmechanik unzureichend bekannten Verformungen vernachlässigt, tendenziell schneller bewegt als die Strangoberfläche samt den dort wachsenden Dendriten am Innenbogen. Verformungen der Strangschale führen gewöhnlich zu Relativströmungen und damit zu Makroseigerung.

2.4.9 Brückenbildung

Für das Stranggießen bestimmter Formate (Knüppel, Vorblock) von Stahl müssen andere Mechanismen gefunden werden, die zu Zentrumsseigerung führen. Solche symmetrischen Formate haben eine widerstandsfähige Strangschale, die es erlaubt, den Strang mit nur wenigen Führungsrollen zu stützen bzw. ausziehen. Diese Formate zeigen ebenso eine Zentrumsseigerung, obwohl der Mechanismus "Bulging" hier nicht als Ursache in Betracht kommt. Eine mögliche Erklärung für dieses Seigerungsphänomen gibt [ALBERNY 1974, ALBERNY 1975] mit der Brückenbildung.

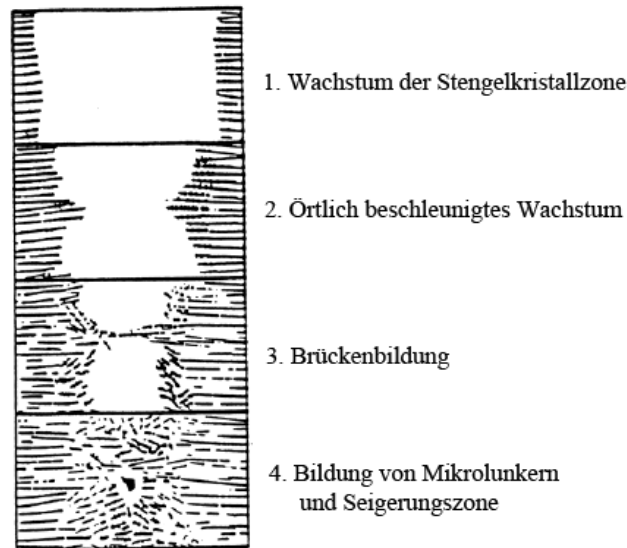


Abbildung 22: Brückenbildung beim Knüppelstranggießen. [ALBERNY 1975]

Wie in Abbildung 22 zu erkennen, gibt es Dendriten (Stengelkristalle) in Regionen mit begünstigten Wachstumsbedingungen (lokale Unterkühlung o.Ä.), welche schneller ins Strangzentrum wachsen und somit tiefer gelegene Strangregionen abtrennen. Erstarren diese nun weiter, saugen sie die Schmelze aus dem darüber liegenden, durch die fortschreitende Erstarrung hoch geseigerten Bereich, der Brücke und es kommt zu einer positiven Seigerung meist mit einem Mikrolunker, während in der Brücke die zuvor hochgeseigerte, weggesaugte Schmelze durch weniger geseigerte Schmelze ersetzt wird und zu einer negativen Seigerung führt. Diese negativ geseigerten Gebiete sind strömungsbedingt auch oft etwas neben der Mittellinie zu finden [FORSTHUBER 2005, LECHNER 2007, SORMANN 2009]. Ergebnis ist somit im Strangzentrum eine Aneinanderreihung von Mikrolunkern mit angrenzender positiver Seigerung bzw. negativer Seigerung.

2.4.10 Elektromagnetisches Rühren (*ElectroMagnetic Stirring, EMS*)

Mit Hilfe von rotierenden Magnetfeldern kann die in der Strangschale eingeschlossene Schmelze in Bewegung gebracht werden. Dies führt einerseits oft zu Abschmelzungen, was die heterogene Keimbildung begünstigt und somit den globularen Gefügeanteil erhöht und andererseits zu einer Schmelzendurchmischung und somit Homogenisierung, was die Makroseigerung minimiert. Abhängig von der Rührposition (Rühren in der Kokille "M-EMS - Mould-EMS", Rühren in der Sekundärkühlzone "S-EMS - Strand-EMS" oder Rühren während der Durcherstarrung "F-EMS - Final-EMS") kann der eine oder der andere Effekt verstärkt

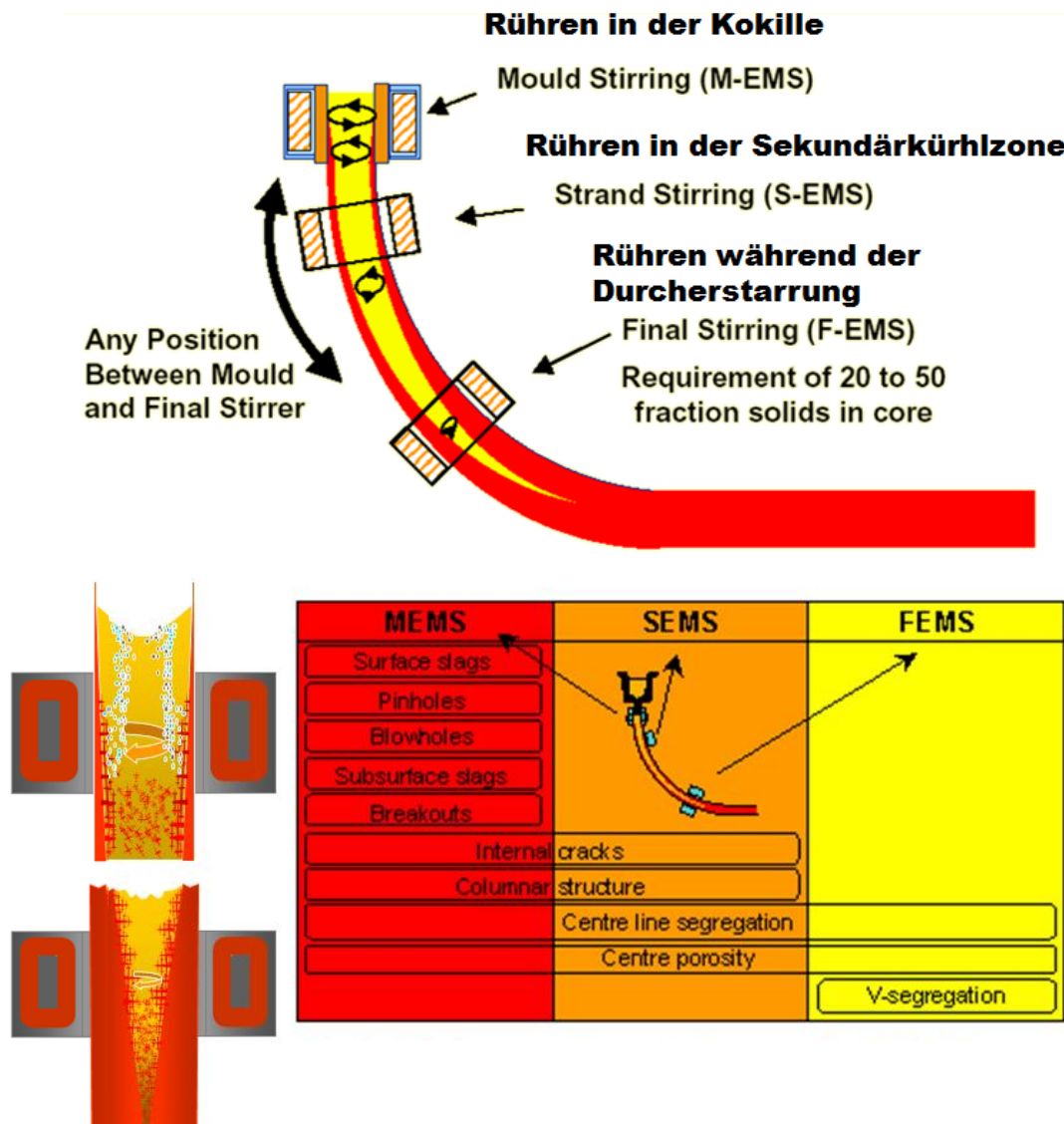


Abbildung 23: Position von Rührern an einer Stranggießanlage (oben) und der Wirkung des EMS auf die Minimierung der aufgelisteten Gussfehler in Abhängigkeit von der Rührerposition (unten). [BERNHARD 2009]

werden, wie dies, neben den anderen Stranggussfehlern, die durch EMS minimiert werden können, in Abbildung 23 zu sehen ist.

2.4.11 Porenbildung

Kann ein erstarrendes Gebiet im Strang nicht mehr mit Schmelze nachversorgt werden, entstehen Schrumpfungsporen. Eine andere Art der Porenbildung tritt bei der Abkühlung auf, da die Löslichkeit gelöster Gase mit sinkender Temperatur ebenso sinkt und die Gase daher nicht mehr länger gelöst werden können und aus ihrer atomaren Gelöstheit zu Molekülen rekombinieren oder einfach ausgasen. Solche Poren nennt man Gasporen. Beide Arten von Poren beeinflussen die Schmelzenströmung und haben damit Einfluss auf die Seigerung.

2.4.12 Freckles

Im Bereich der Enderstarrung kommt es durch die Erstarrung aufgrund des Dichteunterschieds zwischen Festkörper und Schmelze nicht nur zur Nachspeisung in den Gießsumpf, welche aufgrund der höheren Permeabilität meist im Strangzentrum stattfindet, sondern auch zu einer auftriebsgesteuerten, solutalen Konvektion aus dem Gießsumpf heraus. Dies erfolgt über Kanäle inmitten der columnaren Dendritenarme. Diese befördern die meist angereicherte Schmelze aus dem Gießsumpf und diese Schmelze erstarrt in Ketten equiaxialer, positiv geseigter Kristalle, welche teilweise in tiefere Kanalbereiche „nachrieseln“. Im Gussprodukt lassen sich daher, wie in Abbildung 24 zu sehen, im Längsschnitt Seigerungen erkennen und im Querschnitt solcher Gussprodukte eng begrenzte Bereiche außerhalb der metallurgischen Mitte mit höherer Konzentration. Diese Seigerungsform nennt man Spot-Seigerung oder Freckles.

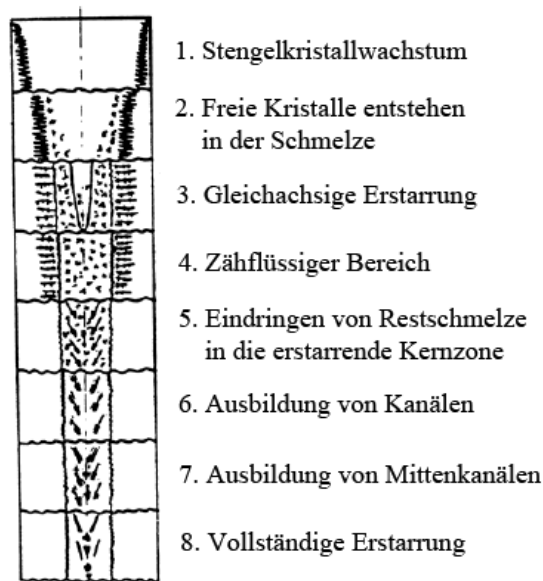


Abbildung 24: Erstarrungsmorphologie und Seigerungsbildung. [BIRAT 1985]

2.5 Flemings Local Solute Redistribution Equation (LSRE)

Seit den frühen Arbeiten von Flemings [FLEMINGS 1967 FLEMINGS 1968A, FLEMINGS 1968B] ist bekannt, dass die Nachspeisströmungen zu den Dendritenwurzeln positive Makroseigerung an der Gussoberfläche verursachen, die sogenannte inverse Seigerung. Diese inverse Seigerung lässt sich auf die schrumpfungsinduzierte Nachspeisströmung mit angereicherter, interdendritischer Schmelze zurückführen. Wenn die Strangoberfläche durch den Wärmeentzug (die Kühlung) zu erstarren beginnt, wird die interdendritische Schmelze (angereichert mit den gelösten Legierungselementen) in tiefere Regionen des Zweiphasengebietes (mush) transportiert und aus dem Strangzentrum durch relativ frische Schmelze ($\cong c_0$) ersetzt. Dies führt zu einer Abnahme der Durchschnittskonzentration c_{mix} im Zweiphasengebiet. Die von M.C. Flemings und G.E. Nereo veröffentlichte 1D-Formel [FLEMINGS 1967] lautet:

$$\frac{\partial f_l}{\partial c_l} = -\left(\frac{1-\beta}{1-k}\right) \cdot \left(1 + \frac{v \cdot \nabla T}{\varepsilon}\right) \cdot \frac{f_l}{c_l} \quad (7)$$

Hierbei ist $\partial f_l / \partial c_l$ die differenzielle Änderung des Volumenanteils der Schmelze f_l in Abhängigkeit des differenziellen Änderung der Schmelzenkonzentration c_l und somit mit differenzieller Änderung der Temperatur in der Elementarzelle. Sie gilt für Wärme- und Stoffströmung, wobei während der Erstarrung von konstanter Festkörperdichte (aber nicht unbedingt konstanter Schmelzendichte) ausgegangen wird. Weiters wird die Rückdiffusion sowie die Porenbildung negiert. Der Gleichverteilungskoeffizient k sowie die Erstarrungsschrumpfung $\beta = (\rho_s - \rho_l) / \rho_s$ (mit der Schmelzendichte ρ_l sowie der Festkörperdichte ρ_s) sind konzentrationsabhängig (Funktion von c_l) während der Temperaturgradient ∇T und die Temperaturänderungsgeschwindigkeit ε Funktionen der Temperatur T und somit indirekt mit der Schmelzenkonzentration c_l verbunden sind. Die Relativgeschwindigkeit v stellt die Differenz zwischen Schmelzengeschwindigkeit v_l und Festkörpergeschwindigkeit v_s dar. Für den Fall eines unbewegten Festkörpers sind die Relativgeschwindigkeit v und die Schmelzengeschwindigkeit v_l natürlich gleich. Es können nun, wie in Abbildung 25 zu sehen, 4 Fälle unterschieden werden: Wie in (a) zu sehen, wächst, sofern bereits ein Festkörper vorhanden ist aus einer Schmelze mit c_0 ein seigerungsfreier Festkörper mit c_0 , wobei die Durchschnittskonzentration im Zweiphasengebiet geringer als c_0 ist. Startet die Erstarrung erst (z.B. an der Kokillenwand), wie in (b) gezeigt, ergibt sich eine positive Oberflächenseigerung, die inverse Seigerung. Auch hier weist das Zweiphasengebiet eine geringere Konzentration auf. Vergrößert sich (z.B. durch abnehmender Kühlung) das Zweiphasengebiet mit der Zeit, wie in (c) dargestellt, erstarrt ein positiv geseigertem Festkörper, während bei Verkleinerung des Zweiphasengebiets, in (d) gezeigt, ein negativ geseigertem Festkörper gebildet wird.

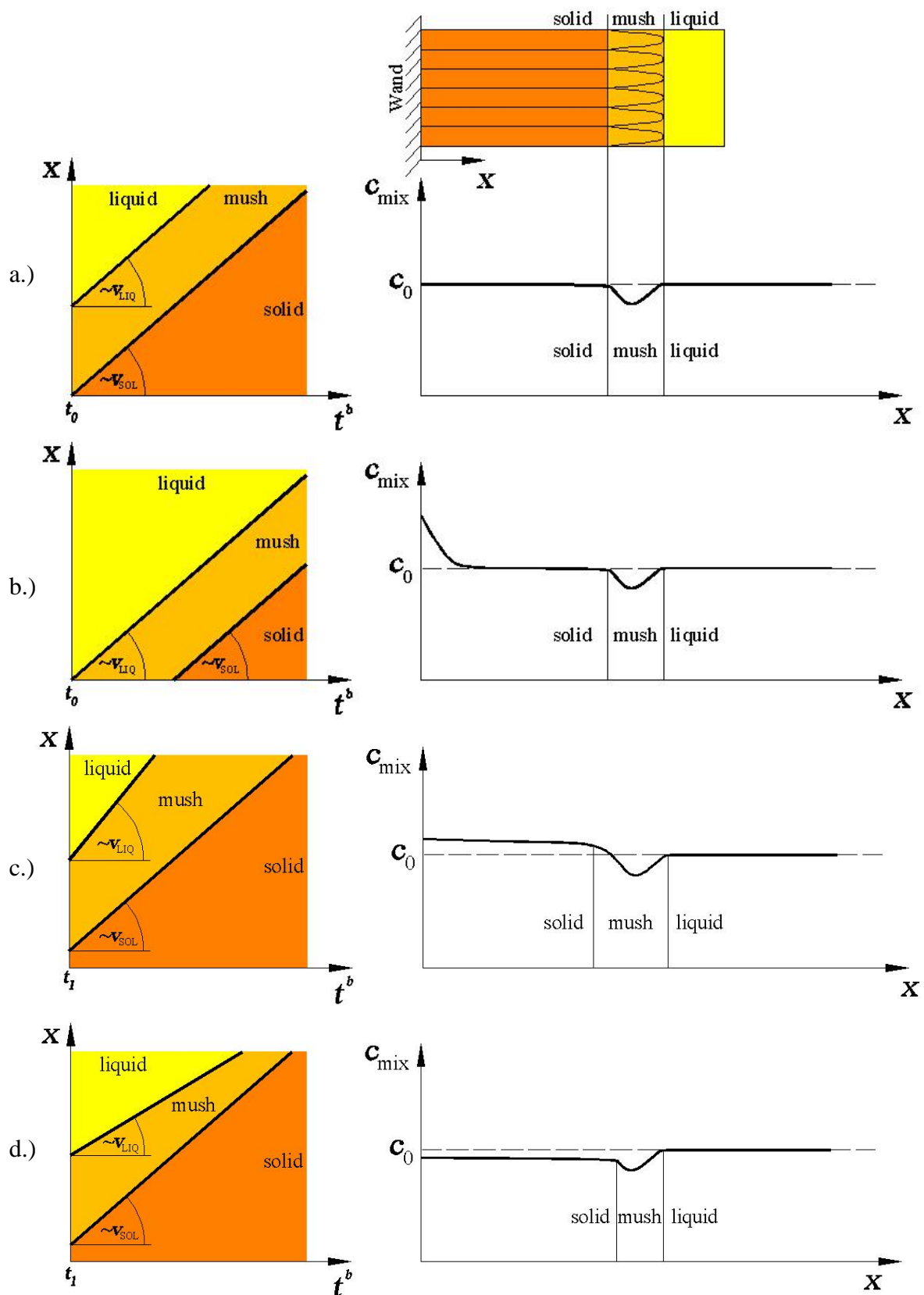


Abbildung 25: Die 4 Fälle die sich aus Flemings-LSRE ergeben, je nach Lage der Isothermen sowie der Soliduslinie: Bei parallelen Isothermen und bereits gebildetem Festkörper (a) bzw. noch zu bildenden Festkörper (b), bei größer werdendem (c) bzw. kleiner werdendem (d) Zweiphasengebiet.

2.6 Minimierung der Zentrumsseigerung – EMS und Softreduktion

Bei der Minimierung von Makroseigerung werden hauptsächlich zwei Strategien verfolgt. Einerseits soll durch Beeinflussung der Erstarrungsmorphologie das Nachströmen der Schmelze erleichtert werden, so etwa durch EMS, welches die globulitische Erstarrungsstruktur fördert und damit die gerichtete Erstarrung minimiert und andererseits soll die Volumenänderung durch die Erstarrung, bei der Abkühlung der Schmelze bzw. die des abkühlenden Stranges ausgeglichen werden, damit die Nachspeisströmung verhindert bzw. minimiert wird. [WANG 2006] Für die unterschiedlichen Gießprodukte ergibt sich dabei folgende Vorgangsweise. Bei Langprodukten (Bloom, Billet) soll die Makroseigerung entweder durch Softreduktion minimiert werden oder man versucht einen möglichst hohen Anteil an globulitischer Erstarrung zu erreichen, was, die Betriebssicherheit berücksichtigend, mit möglichst niedriger Überhitzung und Rühren in der Kokille, teilweise kombiniert mit Rühren in der Sekundärkühlzone oder Finalrühren umgesetzt werden kann. Es kommt also eine der beiden Strategien zum Einsatz. Für Flachprodukte (Bramme) wird eine gerichtete Erstarrung forciert bis im Bereich der Durcherstarrung die Rollen in einzelnen Segmenten angestellt werden und damit der Rollenabstand abnimmt (Softreduktion), was Strategie zwei entspricht. Abbildung 26 zeigt Möglichkeiten der Strangführung zur Nachspeisungsreduktion. Bei der Softreduktion wird noch zwischen thermischer Softreduktion (TSR),

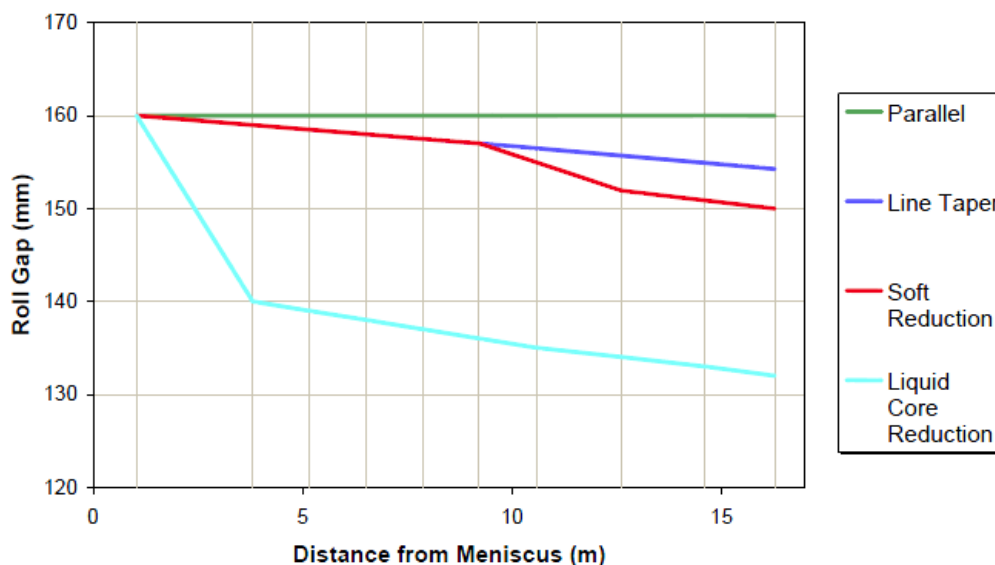


Abbildung 26: Möglichkeiten der Minimierung von Relativgeschwindigkeiten, indem man die Nachspeisungsströmung durch gezielte, von außen aufgebrachte Verformung des Stranges reduziert. [CHIMANI 2008]

bei welcher die Strangkontraktion lediglich durch vermehrte Kühlung erreicht wird, und mechanischer Softreduktion (MSR), mittels Führungsrollenverstellung, unterschieden. Würde man den Abstand zwischen den Führungsrollen (roll gap) konstant lassen, wie dies die grüne Linie in Abbildung 26 veranschaulicht, würde die Strangschumpfung $\rho_s(T)$ an der Brammenoberfläche nicht ausgeglichen werden und die damit vermehrt auftretende Nachspeisströmung im Inneren des Stranges würde zu verstärkter Zentrumsseigerung führen. Dieser Effekt wird durch eine kontinuierliche Reduktion der Rollenabstandes (*line taper*) minimiert, siehe die blaue Linie in Abbildung 26. Die Zentrumsseigerung kann dadurch

bereits deutlich reduziert werden. Der rote Kurvenverlauf zeigt die mechanische Softreduktion, welche bei modernen Stranggießanlagen oft dynamisch und damit den Gießparametern optimal anpassbar ist, um möglichst geringe Zentrumsseigerung zu erhalten. Im Bereich der Durcherstarrung wird die Strangdicke nur um einige Millimeter (4-12mm) reduziert, was die Zentrumsseigerung erheblich verringert [BERNHARD 2009]. Es gibt auch Arbeiten von [TATE 1982] und [HAIDA 1984], die den in Abbildung 27 dargestellten Zusammenhang zwischen der Abnahme der Seigerungshöhe, hier dargestellt als Area Fraction of Centerline Segregation, mit zunehmender Softreduktion, hier als spezifischen Betrag der Softreduktion, also in [mm] Abnahme zwischen den Führungsrollen pro [m] abnehmender Stranglänge stützt [JACOBI 1991]. Die Länge der Softreduktionszone ist somit etwa 4-8m, abhängig von den Gießparametern und der Stahlqualität.

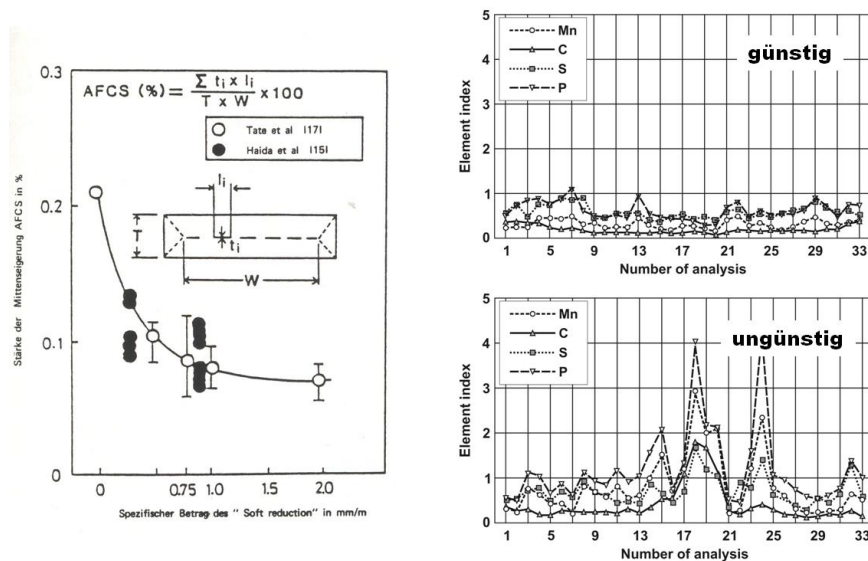


Abbildung 27: Abnahme der Zentrumsseigerung (Area Fraction of Centerline Segregation) mit zunehmendem spezifischen Betrag der Softreduktion (links) sowie günstige (mit Softreduktion) und ungünstige (ohne Softreduktion) Konzentrationsschnitte für unterschiedliche Legierungselemente durch das Zentrum der Bramme. [JACOBI 1991]

Die Lage der Softreduktionszone ist dabei von besonderer Bedeutung, wie dies in Abbildung 28 veranschaulicht wird, und muss mit den anderen Gießparametern besonders Gießgeschwindigkeit und Kühlleistung abgestimmt sein. Eine gut eingestellte dynamische Softreduktion-Einrichtung ist im Brammenstahlgießen heutzutage zur Eliminierung von Makroseigerung gebräuchlich [KROPF 2004, GRILL 2004]. Die in Abbildung 26 ebenfalls gezeigte Liquid Core Reduction (LCR, cyanfarbige Linie) ist ein Verfahren, welches sich beim Dünnbrammengießen bewährt und daher etabliert hat. Hierbei beträgt die Dickenabnahme bereits dort wo im Zentrum noch das Einphasengebiet Schmelze vorliegt etwa 10-20mm, womit ein Röhreffekt der Schmelze entsteht, der equiaxiale Körner, Kornfeinung und damit weniger Makroseigerung erzeugt. In Abbildung 29 wird die technische Ausführung gezeigt, mit welcher all die in Abbildung 26 dargestellten Verfahren bewerkstelligt werden kann. Dargestellt ist in der linken Hälfte ein SMART Segment der Siemens-VAI welches dynamisch gesteuert werden kann (Siemens-VAI DynaGap). In der rechten Bildhefte sind schematisch drei Segmente dargestellt und deren Variabilität bei der mechanische Softreduktion. Wie in Abbildung 31 schematisch gezeigt, kann die in Abbildung 30 gezeigte, durch parallele Führungsrollenabstände hervorgerufene Nachspeisströmung durch Softreduktion reduziert werden. Durch eine zu starke Softreduktion

kann die geseigerte Schmelze aus der Sumpfspitze zurückgepresst werden, was allerdings nicht gewünscht ist, da die Zentrumseigerung damit zwar reduziert werden kann, aber die Strangverformungen die kritische Dehnung wahrscheinlich überschreiten würde und somit Risse erzeugt werden könnten.

Softreduction für vier verschiedene Gießgeschwindigkeiten

V_c zu hoch: met. Länge liegt hinter der SR, Zentrumsseigerung sehr hoch

V_c ideal: SR schließt den Schalenkasten, gesamte Verformung im Zweiphasengebiet, Seigerung gering

V_c zu nieder: nur ein Teil der Verformung im Zweiphasengebiet, Seigerung hoch

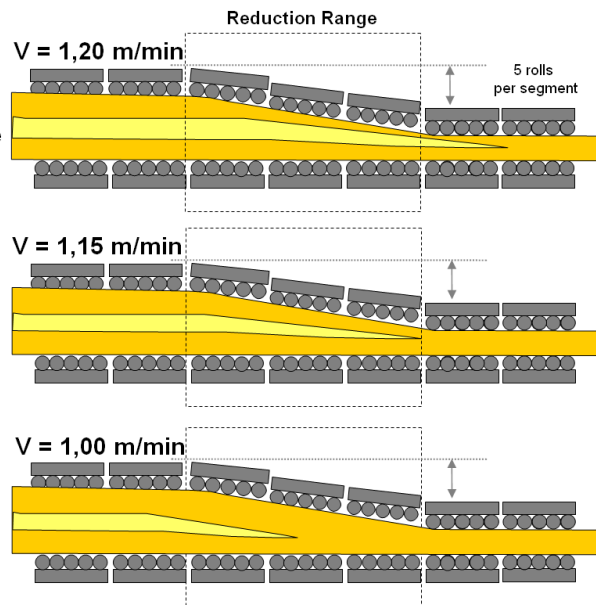


Abbildung 28: Schematische Darstellung möglicher Lagen für die Softreduktion aufgrund unterschiedlicher Gießgeschwindigkeiten. Hierbei ist im Zentrumsbereich das Zweiphasengebiet/Mush (gelb) dargestellt, welches durch die Strangschale, also das Einphasenfestkörpergebiet (orange) umgeben ist. [REISINGER 2005]

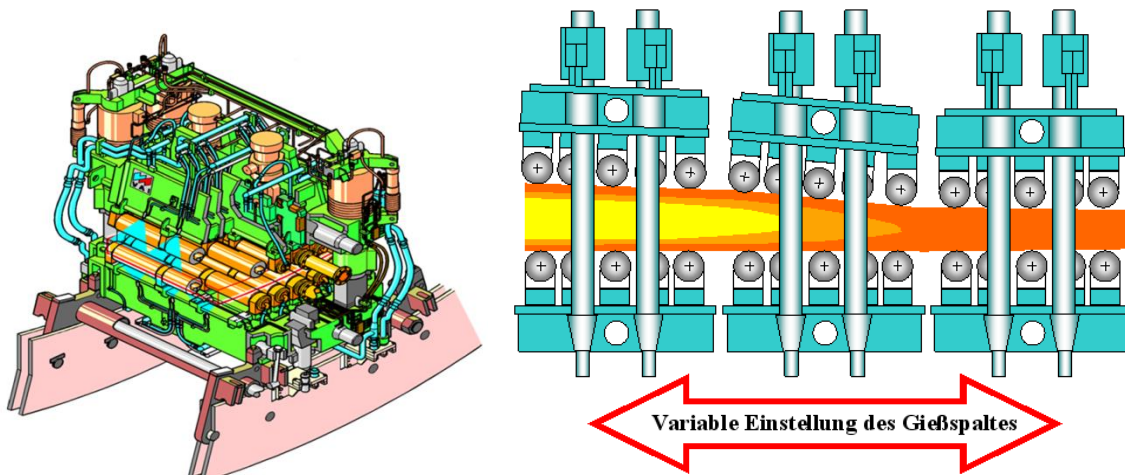


Abbildung 29: Ein Siemens-VAI SMART Segment (links) [PRESSLINGER 2006] sowie deren variabler Einsatz bei der mechanischen Softreduktion (rechts).[REISINGER 2005]

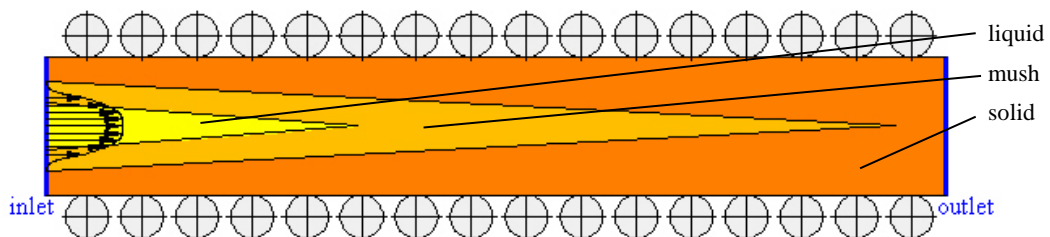


Abbildung 30: Schematischer Strömungsverlauf (schwarze Pfeile) aufgrund der Volumenschrumpfung bei paralleler Führungsrolleneinstellung. Diese Nachspeisströmung tief in den Gießsumpf bewirkt dort Makroseigerungsentstehung.

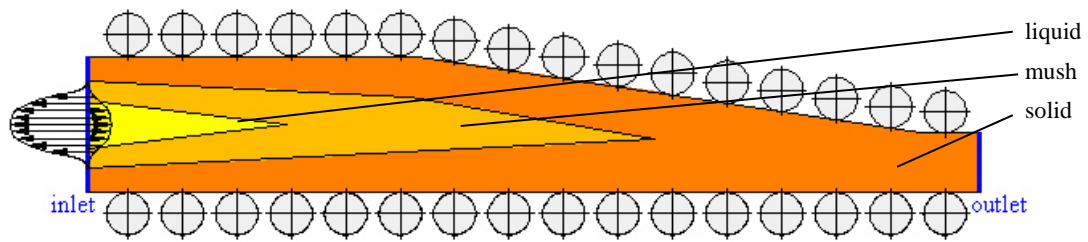


Abbildung 31: Schematische Strömungsverläufe (schwarze Pfeile) aufgrund mechanischer Softreduktion. Die Nachspeisströmung und damit die Makroseigerung kann reduziert werden (kleineres Strömungsprofil nach rechts). Bei zu großer Softreduktion kann es sogar zu Rückströmungen aus der Sumpfspitze kommen (größeres Strömungsprofil nach links) was aufgrund der Rissbildungsgefahr aber meist unerwünscht und deren Effekt auf die Zentrumsseigerung noch nicht vollständig geklärt ist.

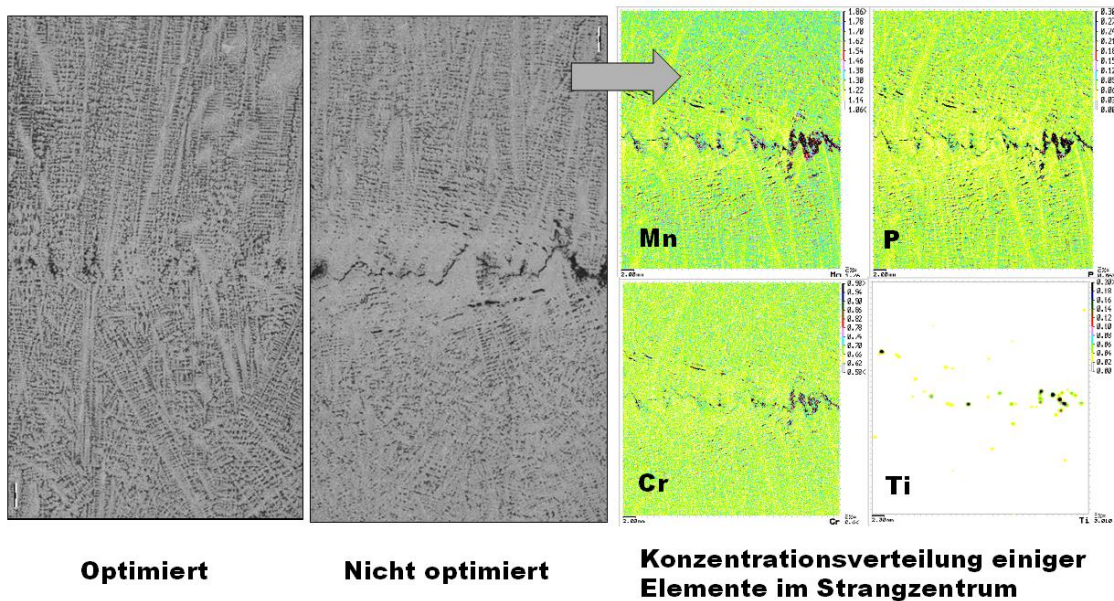


Abbildung 32: Der Unterschied zwischen dem Gefüge im Strangzentrum (Mittelschnitt mit Gießrichtung nach rechts) mit gut eingestellten Softreduktion (links), ohne Softreduktion (Mitte) und das damit zusammenhängende Seigerungsprofil mittels Concentration Mapping für einige Elemente (rechts). [REISINGER 2005]

Was eine gut eingestellte Softreduktion erreichen kann wird in Abbildung 32 veranschaulicht. Das optimierte Strangzentrum (Bild links) bietet der positiv geseigerten Schmelze kein Volumen zum Nachströmen und zur Erstarrung, wohingegen das nicht mit Softreduktion optimierte Strangzentrum (Bild Mitte) Platz für Seigerung der Legierungselemente lässt, wie dies durch Concentration Mappings für Mangan (*Mn*), Phosphor (*P*), Chrom (*Cr*) und Titan (*Ti*) beispielhaft dargestellt ist (Bild rechts). Der Einfluss der Softreduktion wird auch von anderen Autoren, etwa [OGIBAYASHI 1991] diskutiert.

2.7 Das SMMP- Erstarrungsmodell

Das bereits mehrmals publizierte SMMP-Erstarrungsmodell [LUDWIG 2002, LUDWIG 2005A, LUDWIG 2005B, LUDWIG 2006, WU 2003A, WU 2003B, WU 2006] wird, zum besseren Verständnis der in dieser Dissertation angeführten Modelloptimierungen (Kapitel 3) im folgenden näher erläutert sowie auf die dabei getroffenen Vereinfachungen bzw. Modellannahmen eingegangen.

Neben der Finite-Elemente-Methode (FEM) und Finite-Differenzen-Methode (FDM) gibt es auch die Finite-Volumen-Methode (FVM). Letztere verwendet das in dieser Dissertation verwendete Programm ANSYS-FLUENT. Eine kurze Definition ist auf Wikipedia nachzulesen:

"Das Finite-Volumen-Verfahren ist ein numerisches Verfahren zur Lösung von Erhaltungsgleichungen, also von speziellen, häufig hyperbolischen, partiellen Differentialgleichungen, denen ein Erhaltungssatz zugrunde liegt. Am prominentesten ist der Einsatz der Finite-Volumen-Methode in der numerischen Strömungsmechanik, wo sie als Standardverfahren zur Lösung kompressibler Strömungsprobleme, also der Euler- und Navier-Stokes-Gleichungen eingesetzt wird. Das Verfahren benutzt in seiner Herleitung eine integrale Form der Erhaltungsgleichungen und erlaubt damit auch unstetige Lösungen, die für solche Gleichungen typisch sind. Ferner werden nur geringe Anforderungen an die Gitterzellen gestellt, was unstrukturierte und flexible Geometrien erlaubt. Darüber hinaus werden die konservativen Größen der Gleichung tatsächlich erhalten." [WIKIPEDIA 2011]

Auch wenn diese Definition korrekt ist, sei hier eine andere, wissenschaftlich seriösere Quelle, wenn auch übersetzt, zitiert:

"Die Finite-Volumen-Methode ist ein numerisches Verfahren zur Lösung partieller Differentialgleichungen, mit welchem die Werte der Erhaltungsgrößen in einem Volumen gemittelt berechnet werden. Ein Vorteil der FVM über die FDM ist, dass kein strukturiertes Netz erforderlich ist, obwohl ein strukturiertes Netz auch verwendet werden kann. Die FVM kann Probleme in unregelmäßigen Geometrien lösen. Darüber hinaus besitzt die FVM gegenüber der FEM den Vorteil, dass sie die Erhaltungsgrößen auf einem grobmaschigen Netz leicht erhalten. Dies ist eine wichtige Eigenschaft für Strömungsprobleme." [UNI-FREIBURG 2007]

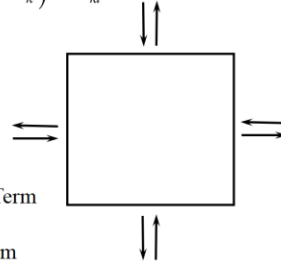
Dabei wird eine 2- oder 3-dimensionale Rechengeometrie in infinite (endlich große, begrenzte) Volumen, sogenannte Zellen aufgeteilt (örtliche Diskretisierung). Nun wird ein Gleichungssystem der Erhaltungsgrößen aufgestellt. Grundlegend sind Erhaltungsgleichungen so aufgebaut, dass das Gleichgewicht dieser Erhaltungsgröße in jeder Zelle einer Rechengeometrie ermittelt wird. Wie in Abbildung 33 dargestellt, kann man jede Erhaltungsgleichung, die jeweils eine partielle Differentialgleichung darstellt, in Terme einteilen. Um den Gleichgewichtszustand in einer Zelle zu ermitteln, werden Zwischenergebnisse berechnet, also die zeitliche Änderung bestimmt. Beeinflusst wird diese durch Interaktion mit den Nachbarzellen (konvektiver sowie diffusiver Term) und Quellen bzw. Senken innerhalb der berechneten Zelle (Quellterme).

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_k \cdot \rho_k \cdot c_k^i) + \nabla(f_k \cdot \rho_k \cdot \vec{v}_k \cdot c_k^i) = \nabla(f_k \cdot \rho_k \cdot D_k^i \cdot \nabla c_k^i) + C_{kl}^i$$

BILANZÜBERLEGUNG = Erhaltungsgleichungen
Die zeitliche Änderung (Zu-Abnahme) ist das was
vorher drinnen war **minus** dem was **nachher** drinnen ist

berücksichtigt ALSO

das was "reinfließt"
und "rausfließt" } konvektiver Term
das was "reindiffundiert"
und "rausdiffundiert" } diffusiver Term
das was "entsteht"
und "vernichtet wird" } Quellterme



konvektiver Term: durch Strömung zwischen Zellen => Massefluss

diffusiver Term: durch Diffusion zwischen Zellen => z.B. Wärmeleitung,...

Quellterme: durch Quellen z.B. Heizspindel, Anziehungs-/Abstoßungskräfte,....

zwischen Phasen **innerhalb der Zelle** (über Grenzfläche) => **diffusionsflussbedingt**
durch Phasenänderung => **massentransferbedingt**

Abbildung 33: Prinzipielle Bilanzüberlegungen für den Aufbau einer Erhaltungsgleichung für die Erhaltungsgröße c^i (Konzentration der Spezies i) in der Phase k normiert auf das Volumen $[1/m^3]$ mit der Unterteilung in relative Zeitableitung, konvektiven und diffusiven Term sowie Quellterm.

Für mehrere Phasen ergibt sich das, in der vorliegenden Arbeit verwendete, in das partielle Differential-Gleichungssystem von FLUENT implementierte Erstarrungsmodell. Da es bei der Erstarrung mindestens zwei Phasen gibt, nämlich Schmelze und Festkörper (in dieser Arbeit wurde nur die dendritische, gerichtet erstarrende Phase berücksichtigt, möglich ist aber auch die Berücksichtigung der equiaxialen, globulitischen, ungerichteten Erstarrung) müssen die Erhaltungsgleichungen für alle Phasen erfüllt sein.

Massenerhalt:

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_k \cdot \rho_k) + \nabla(f_k \cdot \rho_k \cdot \vec{v}_k) = M_k \quad (8)$$

Spezieserhalt:

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_k \cdot \rho_k \cdot c_k) + \nabla(f_k \cdot \rho_k \cdot c_k \cdot \vec{v}_k) = -\nabla(f_k \cdot \vec{j}_k) + C_k^M + C_k^J \quad (9)$$

Enthalpieerhalt:

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_k \cdot \rho_k \cdot h_k) + \nabla(f_k \cdot \rho_k \cdot h_k \cdot \vec{v}_k) = -\nabla(f_k \cdot \vec{q}_k) + H_k^M + H_k^q \quad (10)$$

Impulserhalt:

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_k \cdot \rho_k \cdot \vec{v}_{x,k}) + \nabla(f_k \cdot \rho_k \cdot \vec{v}_{x,k} \otimes \vec{v}_{x,k}) = -f_k \cdot \nabla p + \nabla(f_k \cdot \vec{\tau}_{x,k}) + f_k \cdot \vec{F}_{x,k} + \vec{U}_{x,k}^M + \vec{U}_{x,k}^\sigma + \vec{F}_{x,k}^B \quad (11)$$

Hier werden nun die in dieser Dissertation verwendeten und mittels FLUENT gelösten Erhaltungsgleichungen (jeweils für die Phase k) für Masse, Spezies, Enthalpie und Impuls (hier für die Richtung x) angegeben. Der SMMP-Code modelliert dabei die Quellterme auf der rechten Seite der Gleichungen. Dies sind einerseits die massentransferbedingten Quellterme des Euler Modells mit dem hochgestellten Index M , die jeweiligen "diffusionsflussbedingte" Quellterme des Euler Modells mit dem jeweils passenden, hochgestellten Index j , q oder σ sowie ggf. zusätzliche Quellterme z.B. zusätzliche Volumenskräfte $\bar{F}_{x,B}$ die durch die Erdbeschleunigung erzeugt werden. Den Anteil einer Phase (Phasenindex k) am Gesamtvolumen gibt dabei f_k der Volumenanteil (volume fraction) an. Im Folgenden wird näher auf die einzelnen Erhaltungsgleichungen, die Modellierungsansätze der Austauschterme sowie die dabei getroffenen Modellannahmen eingegangen. Einige grundlegende Gleichungen, welche in der vorliegenden Arbeit Verwendung fanden seien vorweg erläutert. So ergeben sich aus der Annahme einer linearisierten Liquidus- sowie Soliduslinie (vgl. Abbildung 34):

Der Gleichverteilungskoeffizient k stellt das Verhältnis der Festkörperkonzentration an der Phasengrenzfläche c_s^* zur Schmelzenkonzentration an der Phasengrenzfläche c_l^* dar:

$$k = \frac{c_s^*}{c_l^*} \Rightarrow c_s^* = k \cdot c_l^* \quad (12)$$

Die Steigung der Liquiduslinie m ergibt sich aus der Temperaturdifferenz ΔT , welche sich z.B. aus der Schmelztemperatur von Reineisen T_F (also bei $c_F = 0$) sowie der jeweiligen Temperatur der Rechenzelle T (für das SMMP Modell gilt: $T_l = T_s$ wie wir später sehen werden) berechnet und der Konzentrationsdifferenz Δc , welche sich aus den zu den gewählten Temperaturen zugehörigen Konzentrationen $c_F = 0$ sowie der Schmelzenkonzentration c_l (da Liquidusliniensteigung) ergibt.

$$m = \frac{\Delta T}{\Delta c} = \frac{T - T_F}{c_l - c_F} = \frac{T - T_F}{c_l} \Rightarrow c_l = \frac{T - T_F}{m} \quad (13)$$

Die Summe aller vorhandenen Phasen in einer Rechenzelle muss 1, also 100%, betragen:

$$\sum f_k = 1 \quad (14)$$

Daher ergibt sich für die Phasenanteile f_l (Phasenanteil der Schmelze) und f_s (Phasenanteil des Festkörpers), dass bei einer zweiphasigen Rechnung, deren Summe ebenfalls 1 ergibt:

$$f_l + f_s = 1 \quad (15)$$

Wird der globulitisch erstarrte Festkörper vernachlässigt, gilt $f_s = f_c$.

Die "Kerngröße" für die Makroseigerungsbestimmung ist die mittlere Konzentration aller vorhandenen Phasen c_{mix} :

$$c_{mix} = \frac{c_l \cdot f_l \cdot \rho_l + c_s \cdot f_s \cdot \rho_s}{f_l \cdot \rho_l + f_s \cdot \rho_s} \quad (16)$$

Hierbei stehen c_l und c_s für die jeweiligen Konzentrationen, f_l und f_s für die jeweiligen Phasenanteile sowie ρ_l und ρ_s für die jeweiligen Dichten der Phasen ($l = \text{liquid}$ und $s = \text{solid/columnar}$).

Zum Phasenvolumenanteil sei noch folgendes angemerkt:

Der Festkörpervolumenanteil f_s ergibt sich bei einer 2D-Geometrie aus der Fläche der Dendriten $A_{dendrites}$ pro Zellenvolumen A_{cell} :

$$f_s = \frac{A_{dendrites}}{A_{cell}} \quad (17)$$

Wie Abbildung 38 zu entnehmen ist, wird im SMMP-Modell zwischen zwei Dendritenanordnungen ("aligned" sowie "staggered") unterschieden. Diese berechnen sich aus der Anzahl an in der Zelle vorhandenen Zylindern mal der Zylinderfläche pro Zellenvolumen, welches sich aus einer Funktion des Dendritenarmabstandes λ_1 ergibt. Für die Anordnung "aligned" ergibt sich somit der Festkörpervolumenanteil:

$$f_s = \frac{d_c^2 \cdot \pi}{2 \cdot \lambda_1^2} \quad (18)$$

Für die Anordnung "staggered" ergibt sich somit der Festkörpervolumenanteil:

$$f_s = \frac{d_c^2 \cdot \pi}{\sqrt{12} \cdot \lambda_1^2} \quad (19)$$

2.7.1 Massenerhalt

Bei der Erstarrung kommt es, wie beim Aufschmelzen, zu einem Massentransfer von einer zur anderen Phase (massentransferbedingter Quellterm M_k vgl. Massenerhaltungsgleichung (8)). Die zeitliche Änderung der Masse in einer Zelle ist $\partial / \partial t (f_k \cdot \rho_k)$. Da Masse nicht diffusiv wechselwirken kann, gibt es in dieser Gleichung offensichtlich keinen diffusiven Term, ein Massentransport über Konvektion ist aber möglich (konvektiver Term $\nabla \cdot (f_k \cdot \rho_k \cdot \vec{v}_k)$). Masse kann auch nicht entstehen, aber aus einer anderen Phase transformieren. Nimmt man beispielsweise ein Kilogramm Wasser (z.B. Phase W) in einem Kübel und senke die Temperatur durch Wärmeabfuhr (Quellterm oder Randbedingung) so wird das gesamte Wasser im Laufe der Zeit zu Eis (z.B. Phase E) werden. Nach einiger Zeit wird man ein halbes Kilogramm Wasser und ein halbes Kilogramm Eis haben und nach etwa der doppelten (modellierungsbedingt, Wärmeleitfähigkeit von Wasser und Eis, Phasenverteilung, ...) Zeit wird man ein Kilogramm Eis und kein Wasser mehr haben. Die Masse der einen Phase (W) wird also zur Masse der anderen Phase (E), es findet ein Massentransfer $M_{WE} = -M_{EW}$ zwischen den Phasen, von Wasser zu Eis, statt. Jene Masse, die eine Phase verliert, gewinnt

$$M_k = v_{R_c} \cdot \frac{A}{V} \cdot \rho_c \quad (20)$$

M_k hat die Einheit $[kg / m^3 / s]$ und ist somit jene Masse, die pro Sekunde pro Kubikmeter Volumen umgesetzt wird. Damit ergibt sich der Massentransfer für

Erstarren:

$$M_{lc} = v_{R_c} \cdot \frac{A}{V} \cdot \rho_c \quad (21)$$

(Wieder)Aufschmelzen:

$$M_{cl} = -M_{lc} = -v_{R_c} \cdot \frac{A}{V} \cdot \rho_c \quad (22)$$

Die hier präsentierten Ergebnisse werden ohne den Effekt des Aufschmelzens ermittelt. Aufgrund der sehr homogenen Temperaturverläufe und des Weglassens der globulitischen Phase (Modellannahme) ist dies zumindest für die Simulationen "ohne Bulging" eine realitätsnahe Vereinfachung. Die Wachstumsgeschwindigkeit v_{R_c} , d.h. die Geschwindigkeit der Wachstumsfront beim Dendritenwachstum, ist von der Differenz der Grenzflächenkonzentration bei der vorhandenen Temperatur c_l^* , welche aus dem Phasendiagramm bestimmt werden kann, zur vorhandenen, zuvor errechneten Durchschnittszellenkonzentration c_l abhängig. Diese Differenz $c_l^* - c_l$ nennt man Stauspitze (vgl. Abbildung 35). Mit sinkender Temperatur steigt c_l^* und daher muss, um ein Gleichgewicht herzustellen, der Massentransfer Festkörper mit niedrigerer Spezieskonzentration erstarren, damit die Restschmelzenkonzentration c_l ebenfalls steigt. Das heißt, der Massentransfer möchte das Gleichgewicht zwischen vorhandener Zellenkonzentration c_l und laut Zelltemperatur errechneter thermodynamischer Grenzflächenkonzentration c_l^* herstellen. Die Triebkraft ("driving force") für die Wachstumsgeschwindigkeit ergibt sich also aus dem Diffusionsfeld rund um den wachsenden Dendriten. Diese Diffusion verringert die Stauspitze und erhöht die Restschmelzenkonzentration c_l . Im Modell werden die Dendriten vereinfacht als Zylinder angenommen, da für diese das Konzentrationsfeld durch eine analytische Lösung dargestellt werden kann. Da das Euler-Euler-Verfahren von FLUENT ein Verfahren zur Durchschnittswertberechnung eines Volumens ("volume averaging") darstellt, werden immer die mittleren Rechenwerte einer Zelle berechnet. Für die Konzentration heißt dies, dass das Mikrosegmentprofil, Rückdiffusion wird ja nicht berücksichtigt, numerisch (würde einer unendlich hohen Diffusion innerhalb des Festkörpers entsprechen) ausgeglichen wird und innerhalb der Zelle überall die gleiche Festkörperkonzentration \bar{c}_s vorliegt, wie dies in Abbildung 35 zu sehen ist.

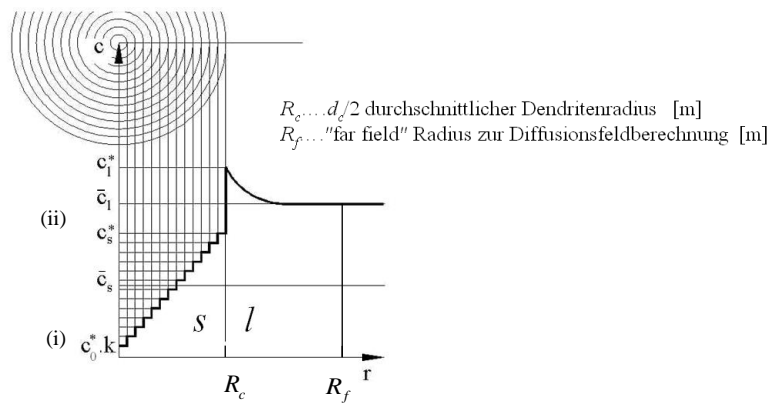


Abbildung 35: Seigerungsprofil eines zylindrischen Dendriten (i) beginnend mit der Konzentration des ersten Festkörpers $c_0^* \cdot k$, welcher aus einer Schmelze mit Konzentration $c_0^* = c_0$ (konstanter Gleichverteilungskoeffizient k) entsteht, bis zur zuletzt erstarrten Festkörperschale (ii) mit der Phasegleichgewichtskonzentration des Festkörpers c_s^* , welcher aus der Schmelze mit der Phasegleichgewichtskonzentration c_l entsteht. Zu erkennen ist auch die durchschnittliche Restschmelzenkonzentration $c_l = \bar{c}_l$, die daraus bestimmbare Stauspitze $c_l^* - c_l$ sowie die errechnete Durchschnittsfestkörperkonzentration c_s , welche das Seigerungsprofil aufgrund der "Volume-Averaging"-Methode in der Berechnung ersetzt.

Neben den erwähnten Konzentrationswerten werden zur Berechnung der Wachstumsgeschwindigkeit (Abbau der Stauspitze durch Diffusion) die Diffusionskonstante der Schmelze D_l und die beiden Radien R_f und R_c , auf welche im Folgenden näher eingegangen wird, herangezogen. Das SMMP-Modell ergibt somit ähnliche Ergebnisse wie das Scheil-Modell, ohne jedoch das Mikro-seigerungsprofil aufzulösen [ISHMURZIN 2008]. R_f ist jener Radius ("far field" Radius zur Diffusionsfeldberechnung), bei welchem angenommen wird, dass die Annahme $c_l = \bar{c}_l$ gilt und R_c ist der durchschnittliche Dendritenradius ($d_c/2$).

$$v_{R_c} = \frac{dR_c}{dt} = \frac{D_l}{R_c} \cdot \frac{c_l^* - c_l}{c_l^* - c_s^*} \cdot \frac{1}{\ln \frac{R_f}{R_c}} \quad (23)$$

Als Modellannahme gilt, dass R_f jener Dendritenradius ist, bei welchem die letzte Restschmelze erstarrt, d.h. in 2D ist dies erreicht, wenn die Zellenfläche komplett durch Dendriten gefüllt ist. Dadurch ist R_f abhängig von der gewählten Dendritenanordnung. Zur Auswahl stehen, unter der Modellannahme eines konstanten Dendritenarmabstandes λ_1 , wie in Abbildung 38 dargestellt, die Anordnungen ausgerichtet ("aligned") und gestaffelt ("staggered"). Die "far-field"-Radius (R_f)-Berechnung erfolgt im 2-D Fall wie folgt: R_f ist erreicht, wenn die Querschnittsfläche der Dendriten gleich groß wird wie die Fläche der Einheitszelle und damit ergibt sich für die ausgerichtete ("aligned") Anordnungen (4 Viertel eines Dendriten pro quadratischer Zelle mit Seitenlänge λ_1 , vgl. auch Gleichung (18) für $f_s = 1$)

$$R_f = \sqrt{\frac{\lambda_1^2}{\pi}} \quad (24)$$

und für die gestaffelt ("staggered") Anordnungen vgl. Gleichung (19) für $f_s = 1$)

$$R_f = \sqrt{\frac{\lambda_1^2 \cdot \sqrt{3}}{2 \cdot \pi}} \quad (25)$$

was auch in Abbildung 38 ersichtlich ist.

2.7.2 Spezieserhalt

Wie bereits im vorangegangenen Abschnitt erläutert, muss aufgrund des Euler-Euler-Mehrphasenansatzes mit "Volume-Averaging" der Modellansatz von Durchschnittskonzentration (des Festkörpers als auch der Schmelze) angenommen werden. An der Phasengrenzfläche gelten, wie bereits gezeigt, die Bedingung bzgl. c_l^* und c_s^* womit man feststellen kann, das das SMMP-Modell ein Scheil-Typ-Erstarrungsmodell darstellt, ohne jedoch die Scheil-Gleichung explizit zu benutzen. Gelöst wird die Spezieserhaltungsgleichung (9) mit den Quelltermen C_k^M sowie C_k^j .

Massentransferbedingter Interaktionsterm C_k^M

Die massentransferbedingten Terme kann man sich folgendermaßen verdeutlichen. Wenn eine Masse übergeben wird, wird neben der damit verbundenen Konzentration und Energie auch der damit verbundene Impuls mit übergeben. Steht beispielsweise eine Person A am Bahnsteig und Person B fährt mit einem Zug (20km/h) durch den Bahnhof und übergibt (wirft zu) Person A einen 10kg schweren, 100°C heißen mit Nägeln durchdrungenen Sack Zucker. So wird nicht nur 10kg Masse übergeben, sondern auch Energie (Enthalpie), Nägel (Konzentration) und Impuls ($m \cdot \vec{v}$), was Person A am eigenen Leib spüren und bei der Betrachtung des Sackes erkennen wird. Die Nägel sind in unserem Fall Legierungselemente, genauer gesagt Kohlenstoff, da wir von einer binären Fe-C-Legierung mit 0.18wt.%C (ähnlich St52) ausgehen. Der massentransferbedingte Term wird dabei wie folgt berechnet, wobei c_k die Durchschnittskonzentration eines Legierungselementes der Phase k (Schmelze l bzw. Festkörper s (genauer columnarer Festkörper c) darstellt.

$$C_k^M = c_k \cdot M_k \quad (26)$$

Damit ergibt sich, aufgrund des Seigerungsprofils (vgl. Abbildung 35) die Modellannahmen:

Erstarren:

$$C_l^M = -c_s^* \cdot M_{ls} \quad (27)$$

$$C_s^M = c_s^* \cdot M_{ls} \quad (28)$$

(Wieder)Aufschmelzen:

$$C_l^M = -\bar{c}_s \cdot M_{sl} = \bar{c}_s \cdot M_{ls} \quad (29)$$

$$C_s^M = \bar{c}_s \cdot M_{sl} = -\bar{c}_s \cdot M_{ls} \quad (30)$$

Als Modellannahme könnte man hier anstelle der errechnete Durchschnittsfestkörperkonzentration \bar{c}_s , welche das Seigerungsprofil aufgrund der "Volume-Averaging"-Methode erzeugt, auch die Gleichgewichtskonzentration an der Phasengrenzfläche c_s^* verwenden.

Diffusionsflussbedingter Interaktionsterm C_k^j

Dieser ist innerhalb der Zelle mit dem Volumen V_0 abhängig vom diffusiven Fluss \vec{j}_k normal auf die Phasengrenzfläche (Normalenvektor \vec{n}_k). Obwohl die Diffusion zwischen den Zellen im diffusiven Term der Erhaltungsgleichung berücksichtigt wird, gilt als Modellannahme, dass über die Phasengrenzfläche A_k innerhalb der Zelle keine Diffusion stattfindet. Damit wird auch die Rückdiffusion nicht berücksichtigt, obwohl das vorliegende Modell dies bereits kann, dargestellt von Dr. Ishmurzin in seiner Dissertation für Cr [ISHMURZIN 2009].

$$C_k^j = -\frac{1}{V_0} \cdot \int_{A_k} \vec{j}_k \cdot \vec{n}_k dA \quad (31)$$

Durch die Modellannahmen ergibt sich:

Erstarren:

$$C_l^j = C_s^j = 0 \quad (32)$$

(Wieder)Aufschmelzen:

$$C_l^j = C_s^j = 0 \quad (33)$$

2.7.3 Enthalpieerhalt

Auch die Enthalpie besitzt, wie Enthalpieerhaltungsgleichung (10) zu entnehmen ist, Interaktionsterme zwischen den Phasen, nämlich H_k^M und H_k^q .

Massentransferbedingter Interaktionsterm H_k^M

Wie bereits erwähnt, wird bei einem Phasenübergang mit der übergebenen Masse auch Energie mit übergeben. Diese kann man mittels Massentransferrate und durchschnittlichem Wärmeinhalt \bar{h}_k der Phase k wie folgt berechnen:

$$H_k^M = \bar{h}_k \cdot M_k \quad (34)$$

Der durchschnittliche Wärmeinhalt ist nicht einfach zugänglich (zur korrekten Konstruktion des Q-T-Diagrammes bräuchte man, wie in Abbildung 36 zu sehen, einige, teils unbekannte, Parameter, wie die spez. Wärmekapazitäten (bei konstantem Druck) der Schmelze c_p^l und des Festkörpers c_p^s , die latente Wärme L sowie jene Temperatur und Wärme, bei der diese umgesetzt wird (Q_l oder Q_s mit T_{ls}).

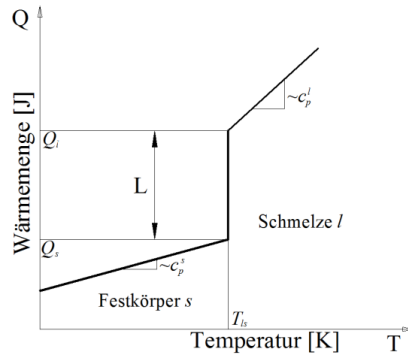


Abbildung 36: Schematisches QT-Diagramm mit den Phasen Schmelze (l) und Festkörper (s) sowie der latenten Wärme L.

Daher wird im Modell angenommen, dass die beiden Phasen die gleiche spezifische Wärmekapazität bei konstantem Druck $c_p = c_p^s = c_p^l$ (gleiche Steigung im Q-T-Diagramm) haben und die Latente Wärme L entsprechend dem jeweiligen Volumenanteil f_k der Phase k auf die Phasen aufgeteilt wird. Damit ergibt sich:

Erstarren:

$$H_l^M = L \cdot f_l \cdot M_{ls} \quad (35)$$

$$H_s^M = L \cdot f_s \cdot M_{ls} \quad (36)$$

(Wieder)Aufschmelzen:

$$H_l^M = -L \cdot f_l \cdot M_{sl} = L \cdot f_l \cdot M_{ls} \quad (37)$$

$$H_s^M = -L \cdot f_s \cdot M_{sl} = L \cdot f_s \cdot M_{ls} \quad (38)$$

Diffusionsflussbedingter Interaktionsterm H_k^q

Eine weitere Modellannahme besagt, dass beide Phasen in einer Zelle die gleiche Temperatur haben, die Diffusion über die Phasengrenzfläche innerhalb der Zelle somit unendlich hoch ist. Dies wird näherungsweise dadurch erreicht, dass ein hoher Wärmeaustauschkoeffizient zwischen den Phasen von $h^* = 10^9 \text{ W/m}^2/\text{K}$ angenommen wird, welcher einen Wärmeaustausch über die Phasengrenzfläche bedingt.

$$H_k^q = -\frac{1}{V_0} \cdot \int_{A_k} \vec{q}_k \cdot \vec{n}_k dA \quad (39)$$

Hierbei ist V_0 das Volumen der Zelle, \vec{q}_k der Wärmefluss, durch Normalenvektor \vec{n}_k , normal durch die Phasengrenzfläche A_k .

Durch die Modellannahme ($\Delta T = T_l - T_s \cong 0$) ergibt sich:

Erstarren als auch (Wieder)Aufschmelzen:

$$H_l^q = -h^* \cdot \Delta T \quad (40)$$

$$H_s^q = h^* \cdot \Delta T \quad (41)$$

2.7.4 Impulserhalt

Die Impulserhaltungsgleichung wird in Form der Navier-Stokes-Gleichungen (11) gelöst. Im Folgenden werden die Interaktionsterme für die x -Richtung $\vec{U}_{x,k}^M$, $\vec{U}_{x,k}^\sigma$ und $\vec{F}_{x,B}$ angegeben. Im 3D Raum ergeben sich analoge Gleichungen mit Interaktionstermen für y - und z -Richtung.

Massentransferbedingter Interaktionsterm $\vec{U}_{x,k}^M$

Wie am oben erwähnten Beispiel mit dem Zuckersack leicht erkennbar, wird hier als Modellansatz gewählt, dass sich die Geschwindigkeiten der übergebenen Masse so verhalten wie die Phase von der sie kommen.

$$\vec{U}_{x,k}^M = \vec{v}_{x,k} \cdot M_k \quad (42)$$

Für die Lösung der Impulserhaltungsgleichung in x -Richtung ergibt sich somit:

Erstarren:

$$\vec{U}_{x,l}^M = -\vec{v}_{x,l} \cdot M_{ls} \quad (43)$$

$$\vec{U}_{x,s}^M = \vec{v}_{x,l} \cdot M_{ls} \quad (44)$$

(Wieder)Aufschmelzen:

$$\vec{U}_{x,l}^M = \vec{v}_{x,s} \cdot M_{sl} = -\vec{v}_{x,s} \cdot M_{ls} \quad (45)$$

$$\vec{U}_{x,s}^M = -\vec{v}_{x,s} \cdot M_{sl} = \vec{v}_{x,s} \cdot M_{ls} \quad (46)$$

In den vorliegenden Simulationen wird das Aufschmelzen, Gleichung (45) und (46), nicht berücksichtigt. Gleichung (44) und auch (46) werden ebenfalls nicht berücksichtigt, da nur jene Festkörperanteile simuliert werden, die die dendritische Phase darstellen (f_c) und diese bewegen sich mit fixierter Stranggeschwindigkeit (v_{cast}). Diese Fixierung der Festkörpergeschwindigkeit, welche für Simulationen mit "Bulging" allerdings eine besondere Herausforderung darstellt, negiert nämlich den Impulsübertrag durch den Massentransfer.

Diffusionsflussbedingter Interaktionsterm $\vec{U}_{x,k}^\sigma$

Innerhalb der Zelle interagieren die Phasen durch "Reibung" (betrachtet wird nun der Spannungstensor σ_k) miteinander.

$$\vec{U}_{x,k}^q = \frac{1}{V_0} \cdot \int_{A_k} \sigma_k \cdot \vec{n}_k dA \quad (47)$$

Angenähert wird dies mit:

$$\vec{U}_{x,k}^\sigma \approx \bar{P}_k + \sum_{i=1}^n \tau_{k \leftrightarrow i}^\sigma \approx \bar{P}_k + \sum_{i=1}^n K_{k \leftrightarrow i} \cdot (\vec{v}_{x,k} - \vec{v}_{x,i}) \quad (48)$$

Wobei \vec{P}_k die Grenzflächenkraft darstellt und $K_{k \leftrightarrow i}$ (z.B. K_{ls}) den Impulsaustauschkoeffizienten zwischen der Phase k (z.B. Schmelze l) und den einzelnen anderen Phasen i (z.B. Festkörper s) darstellt, welche, multipliziert mit der jeweiligen Geschwindigkeitsdifferenz (z.B. $\Delta v = v_{x,l} - v_{x,s}$), über alle vorhandenen Phasen n (hier nur l und s (bzw. c)) aufsummiert werden.

Als Modellannahme kann hier die Vernachlässigung der Grenzflächenkraft

$$\vec{P}_k = 0 \quad (49)$$

angesehen werden, wo hingegen die mechanische Interaktion im Zweiphasengebiet durch Darcy's Gesetz und den Permeabilitätsansatz von Blake-Kozeny Berücksichtigung findet. Weitere Modellannahmen bestehen, wie in Abbildung 37 dargestellt, in der Wahl des Permeabilitätskoeffizienten $\bar{K}_0 = 6 \cdot 10^{-4}$ [GU 1999]:

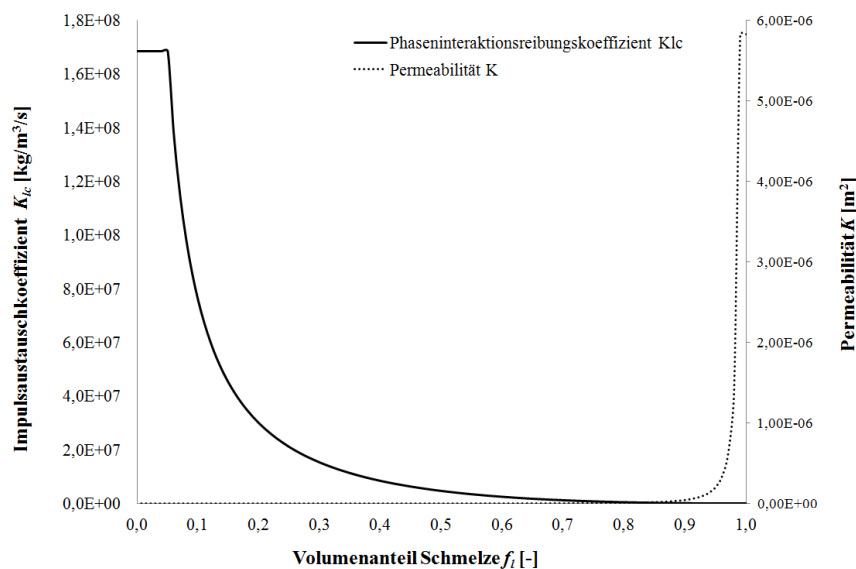


Abbildung 37: Permeabilität K (gepunktete Line) und Impulsaustauschkoeffizient $K_{k \leftrightarrow i} = K_{lc}$ (Volllinie) des SMMP-Modells aufbauend auf Darcy's Gesetz und dem Permeabilitätsansatz von Blake-Kozeny unter der Modellannahme eines konstanten Permeabilitätskoeffizienten und der Limitierung der Permeabilität bzw. Impulsaustauschkoeffizienten (Phaseninteraktionsreibungskoeffizienten).

Aus dem Permeabilitätskoeffizienten \bar{K}_0 wird mit Hilfe der Formel

$$K = \left(\bar{K}_0 \cdot \lambda_1^2 \right) \cdot \frac{f_l^3}{(1 - f_l)^2} \quad (50)$$

die Permeabilität K bestimmt, wobei λ_1 den primären Dendritenarmabstand und f_l den Volumenanteil der Schmelze darstellt. Die Permeabilität ist ein Maß für die Durchlässigkeit des Zweiphasengebietes, weshalb mit sinkender Permeabilität der Impulsaustauschkoeffizient K_{lc} und damit die Interaktionsreibungskraft ("drag") ansteigt. Berechnet wird der Impulsaustauschkoeffizient K_{lc} mit Hilfe der Schmelzenviskosität $\mu_0 = 0,0056 \text{ kg/m/s}$ mittels der Formel:

$$K_{lc} = -f_l^2 \cdot \frac{\mu_0}{K} \quad (51)$$

In Abbildung 37 ist auch eine weitere Modellannahme zu erkennen. Unter einem bestimmten Phasenanteil ($f_l = 5\%$) wird die Interaktionsreibungskraft ("drag") als konstant angenommen ($K_{lc} = 1,68E+08$). Diese Annahme war nötig, damit FLUENT zu einer konvergierenden Lösung kommen kann, da mit steigender "drag" die Strömung stärker behindert wird und damit die Gleichungen schwerer stabil gelöst werden können. In der Realität kommt es ebenfalls zu solchen Behinderungen, welche durch damit verbundene, fehlende Nachströmung von Schmelze Porenbildung verursachen kann. Die Porenbildung selbst wird aber im hier verwendeten SMMP-Modell noch nicht berücksichtigt. Damit ergibt sich:

Erstarren:

$$\vec{U}_{x,l}^\sigma \approx -K_{ls} \cdot (\vec{v}_{x,l} - \vec{v}_{x,s}) \quad (52)$$

$$\vec{U}_{x,s}^\sigma \approx K_{ls} \cdot (\vec{v}_{x,l} - \vec{v}_{x,s}) \quad (53)$$

(Wieder)Aufschmelzen:

$$\vec{U}_{x,l}^\sigma \approx -K_{sl} \cdot (\vec{v}_{x,s} - \vec{v}_{x,l}) = K_{ls} \cdot (\vec{v}_{x,s} - \vec{v}_{x,l}) \quad (54)$$

$$\vec{U}_{x,s}^\sigma \approx K_{sl} \cdot (\vec{v}_{x,s} - \vec{v}_{x,l}) = -K_{ls} \cdot (\vec{v}_{x,s} - \vec{v}_{x,l}) \quad (55)$$

zusätzlicher Impulsquellterm $\vec{F}_{x,B}$

Obwohl in der vorliegenden Arbeit nicht verwendet, sollte der Vollständigkeit halber und um die Vielfalt der Möglichkeiten des SMMP-Erstarrungsmodells zu verdeutlichen, hier kurz auf die Einsatzmöglichkeiten des zusätzlichen Impulsquellterms $\vec{F}_{x,B}$ eingegangen werden. Da die Gravitation \vec{g} definitionsgemäß in y-Richtung wirkt, gilt $\vec{F}_{x,B} = 0$, aber:

$$\vec{F}_{y,B} = \vec{g} \cdot f_l \cdot \rho_l^{ref} \cdot \beta^T \cdot (T_l - T_l^{ref}) + \vec{g} \cdot f_l \cdot \rho_l^{ref} \cdot \beta^c \cdot (c_l - c_l^{ref}) + \dots \quad (56)$$

Mittels dieses Boussinesq-Ansatzes, können die Auftriebskräfte aufgrund unterschiedlicher Temperatur der Schmelze (thermal oder thermisch bedingter Auftrieb; erster Teil der rechten Gleichungsseite $F = f(T)$) bzw. unterschiedlicher Konzentration der Schmelze (solutaler oder konzentrationsbedingter Auftrieb; zweiter Teil der rechten Gleichungsseite $F = f(c)$) berücksichtigt werden. Auch wäre hier die Möglichkeit zusätzliche, die Strömung beeinflussende Terme zu berücksichtigen, so beispielsweise die Marangoni-Kraft (Tropfenbildung aufgrund unterschiedlicher Oberflächenspannungen zweier Flüssigkeiten z.B. bei einer monotektischen Erstarrung) oder die Kräfte durch das elektromagnetische Rühren (EMS). Angemerkt sei an dieser Stelle noch, dass das FLUENT Euler-Euler fluid-fluid Modell von der Bewegung und Interaktion zweier Flüssigkeiten ("fluid") ausgeht. Um den Festkörper als "Fluid" interagieren lassen zu können wird die Modellannahme getroffen, dass die "Viskosität des Festkörpers" zwischen 5-10 Größenordnungen ($5,6 \cdot 10^{-8}$ kg/m/s - $5,6 \cdot 10^{-3}$ kg/m/s) größer als jene der Schmelze ($0,0056$ kg/m/s) angenommen wird.

3 Modellentwicklung und numerische Implementierung

Die Modellentwicklung ist den folgenden Kapiteln sowie den Veröffentlichungen [MAYER 2007B], [MAYER 2008A] sowie [MAYER 2009B] zu entnehmen.

3.1 Massentransfer

Wie im letzten Kapitel ausgeführt, ist die Erstarrung (Massentransfer) abhängig von der wachstumsfähigen Oberfläche pro Volumen A/V . Durch den zunehmenden Festkörperanteil, gekoppelt an den Dendritendurchmesser d_c , steigt der Wert A/V und damit des Massentransfers an und es ergibt sich kurz vor der Enderstarrung die höchste Massentransferrate. Dies widerspricht der Realität, denn ab dem Zusammentreffen benachbarter Dendritenoberflächen (in Abbildung 38 Berührungspunkte zwischen den blauen, als Zylinder approximierten "Dendriten") sinkt die wachstumsfähige Oberfläche, was durch die grünen, sich überschneidenden Linien in Abbildung 38 deutlich zu erkennen ist.

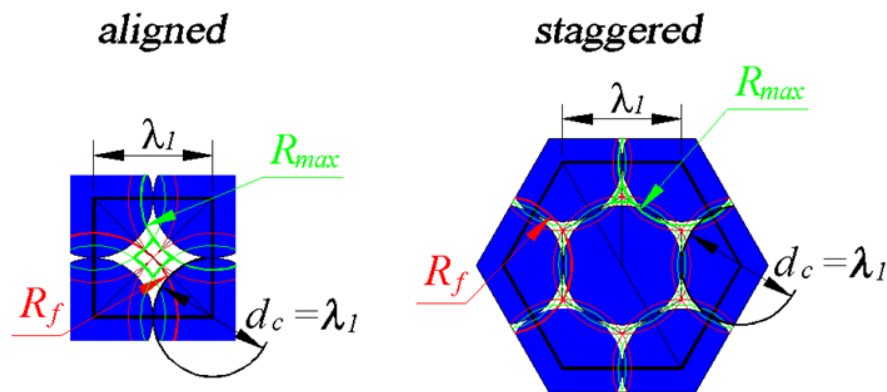


Abbildung 38: Die beiden bei der Simulation zur Verfügung stehenden Dendritenanordnungen "aligned" und "staggered". Die Radien ändern sich ebenso wie die wachstumsfähige Fläche pro Volumen. In Blau dargestellt sind die stilisierten Dendriten zum Zeitpunkt Ihrer ersten Berührung, in Grün dargestellt ist jener maximale Radius der Dendriten, der erreicht werden kann, bis keine Schmelze mehr vorhanden ist (früheres R_f nun R_{max} , die sich überschneidenden Kreisflächen haben die gleiche Fläche wie die weißen Flächen dazwischen). Die roten Radien zeigen das neue, niemals erreichbare R_f bei welchem keine weißen Flächen mehr zwischen den Dendriten vorhanden sind und sich alle benachbarten Dendriten somit theoretisch in einem Punkt berühren und sich dabei bereits teilweise überschneiden.

Darüber hinaus wurde bei der Verwendung des vorhandenen Quellcodes eine Singularität in der Formel für die Wachstumsgeschwindigkeitsberechnung festgestellt. Steigt $R_c = d_c / 2$ durch Wachstum auf das berechnete R_f (festgelegt als jener Radius, an welchem keine Restschmelze mehr vorhanden ist) an, ergibt sich eine Division durch Null ($\ln(1) = 0$), eine Durcherstarrung kann somit niemals erreicht werden. Aus numerischen Gründen könnte R_c sogar geringfügig größer werden als R_f , was eine negative Wachstumsgeschwindigkeit zur Folge hätte. Diese Umstände ergeben sich aus Gleichung (23) und werden in Abbildung 39 veranschaulicht. R_f ist jener Radius ("far field" Radius zur Diffusionsfeldberechnung), bei welchem die Durchschnittskonzentration der Schmelze c_f bestimmt wird. Dieser ist grundsätzlich frei wählbar, aber es muss sichergestellt sein, dass er größer als R_{max} (Abbildung 38 grüne Linien, die gleichzeitig den früheren R_f repräsentieren) gewählt wird, da es sonst aufgrund des Terms $\ln(R_f / R_c)$ bei $R_c > R_{max}$ zu einer negativen Wachstumsgeschwindigkeit (vgl. Gleichung (23)) und somit zu einem negativen Massentransfer (vgl. Gleichung (21)) kommen würde.

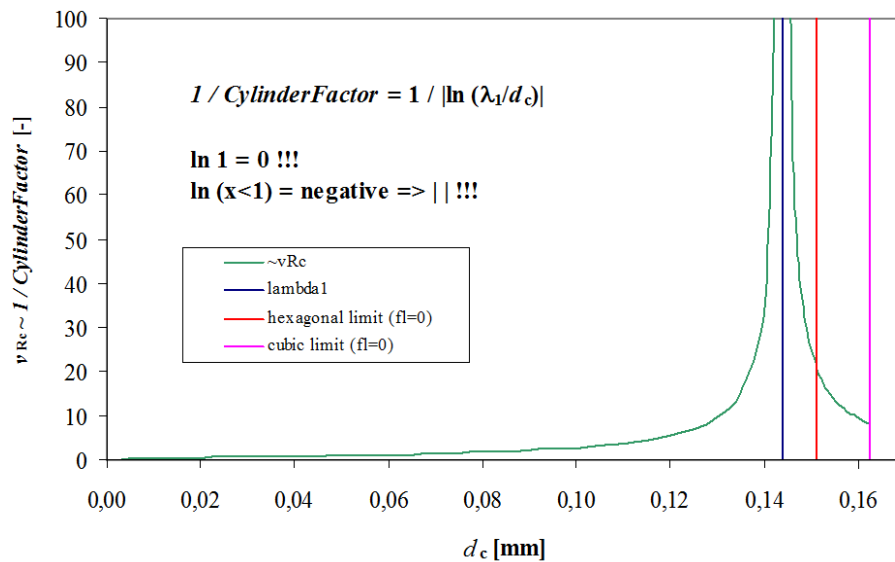


Abbildung 39: Die Kurve des Massentransferrate des noch nicht optimierten Quellcodes, dargestellt ist der proportionale Massentransfer ohne Berücksichtigung der Diffusionskonstante D , der Konzentrationen und der Dichte über den Dendritendurchmesser. Der Dendritenarmabstand λ_1 wurde mit $144\mu\text{m}$ (entsprechend IDS für Scheiterstarrung) angenommen, für die "staggered" Anordnung ergibt sich daher ein maximaler Abstand von $d_{\text{max}} = 154\mu\text{m}$ (rote Linie) bzw. bei "cubic"-Anordnung von $d_{\text{max}} = 162\mu\text{m}$ (violette Linie). Bis zur blauen Linie steigt, aufgrund der zunehmenden wachstumsfähigen Oberfläche, der Massentransfer an, dort befindet sich eine Singularität mit unendlichem Massentransfer und danach sinkt der Massentransfer wieder.

Als neue Modellannahme wird festgelegt, dass als R_f jener Radius gewählt wird, bei dem sich alle benachbarten Dendriten in einem Punkt berühren (rote Linien in Abbildung 38) und dabei bereits teilweise überschneiden. Dargestellt sind in Abbildung 38 die jeweiligen Radien für beide Wachstumsanordnungen. Dieser neu definierte Radius R_f kann durch Erstarrung niemals erreicht werden, weil zuvor (bei R_{max}) keine Restschmelze mehr vorhanden ist ($f_i = 0$), zur Berechnung eignet er sich jedoch sehr gut, da er eine negative Wachstumsgeschwindigkeit verhindert. Alle in dieser Arbeit veröffentlichten Ergebnisse wurden mit dem "staggered arrangement" ermittelt, was der kompaktesten Dendritenanordnung mit Zylindern entspricht. Die Implementierung dieser neuen Modellannahme ändert nicht die Ergebnisse, führt aber zu besserer Konvergenz und damit zu kürzeren Rechenzeiten. Der Grund dafür kann dem nun stetigen Massentransferverlauf in Abbildung 40 entnommen werden. Man erkennt, dass dieser mit größer werdendem Dendritendurchmesser zunimmt bis sich die Dendriten, wenn der Dendritendurchmesser den Dendritenarmabstand λ_1 erreicht (blaue Linie in Abbildung 40), zu berühren beginnen. Danach sinkt die Massentransferrate, die wachstumsfähige Oberfläche nimmt ab, da die Dendriten ihre ideale zylindrische Form durch die Behinderung durch die sie berührenden Dendriten verlieren, bis keine Restschmelze mehr vorhanden ist. Die Singularität im M_{lc} (vgl. Abbildung 39) ist verschwunden. Erreicht wird dies durch die Einführung eines Faktors, der das Zusammentreffen der Dendritenoberflächen und damit die nachfolgende Abnahme der wachstumsfähigen Oberfläche berücksichtigt. Die Berechnung dieses sogenannten "impingement factor" f_{imp} ist abhängig von der Dendritenanordnung und damit von deren geometrischen Informationen. Für f_{imp} gilt dabei folgendes Schema:

$$f_{\text{imp}} = \begin{cases} 1 & \text{wenn } d_c \leq \lambda_1 \\ f_1 / f_{1,\text{critic}} & \text{wenn } d_c > \lambda_1 \end{cases} \quad (57)$$

Wobei $f_{l,critic}$ als kritischer Schmelzenvolumenanteil, das ist jener Volumenanteil bei welchem der Dendritendurchmesser d_c den Dendritenarmabstand λ_1 erreicht hat, definiert ist.

$$f_{l,critic} = 1 - f_{c,critic} = 1 - \frac{A_{dendrits_d_c=\lambda_1}}{A_{hexagonal_cell}} = 1 - \frac{\pi}{2 \cdot \sqrt{3}} \quad (58)$$

Eine Zusammenfassung der Durchmesser bzw. Abstände und Impingementfaktoren beider Dendritenanordnungen ist in Tabelle 1 aufgelistet.

Tabelle 1: Zusammenfassung der Durchmesser und Radien sowie der Impingementfaktoren für die beiden Dendritenanordnungen.

"straggered (hexagonal) arrangement"	"aligned arrangement"
$d_c = \sqrt{\frac{\sqrt{12} \cdot f_c}{\pi}} \cdot \lambda_1$	$d_c = \sqrt{\frac{4 \cdot f_c}{\pi}} \cdot \lambda_1$
$R_f = \frac{1}{2 \cdot \cos 30^\circ} \cdot \lambda_1$	$R_f = \frac{\sqrt{2}}{2} \cdot \lambda_1$
$A = 3 \cdot d_c \cdot \pi$	$A = d_c \cdot \pi$
$V = \frac{3}{2} \cdot \lambda_1^2 \cdot \sqrt{3}$	$V = \lambda_1^2$
$f_{l,critical} = 1 - \frac{\pi}{2 \cdot \sqrt{3}}$	$f_{l,critical} = 1 - \frac{\pi}{4}$
$f_{imp} = 1$	$f_{imp} = 1$
$d_c \leq \lambda_1$	
$d_c > \lambda_1$	
$f_{imp} = \frac{f_l}{f_{l,critical}} = \frac{f_l}{1 - \frac{\pi}{2 \cdot \sqrt{3}}}$	$f_{imp} = \frac{f_l}{f_{l,critical}} = \frac{f_l}{1 - \frac{\pi}{4}}$

Damit ergibt sich für die Massentransferrate M_{lc} , angelehnt an Gleichung (20):

$$M_{lc} = v_{Rc} \cdot \frac{A}{V} \cdot f_{imp} \cdot \rho_s \quad (59)$$

bzw. unter Einbeziehung von Gleichung (23) sowie Tabelle 1 für die "staggered" Anordnung der Dendriten:

$$M_{lc} = \frac{D_l}{R_c} \cdot \frac{c_l^* - c_l}{c_l^* - c_s^*} \cdot \frac{1}{\ln\left(\frac{R_f}{R_c}\right)} \cdot \frac{2 \cdot d_c \cdot \pi}{\sqrt{3} \cdot \lambda_1^2} \cdot f_{imp} \cdot \rho_s \quad (60)$$

Somit ergibt sich mit der Beziehung $R_c = \frac{d_c}{2}$ die in Abbildung 40 verwendete Proportionalität zu d_c :

$$\Lambda_{lc} = \frac{2}{d_c} \cdot \frac{1}{\ln\left(\frac{2 \cdot R_f}{d_c}\right)} \cdot \frac{2 \cdot d_c \cdot \pi}{\sqrt{3} \cdot \lambda_1^2} \cdot f_{imp} \quad (61)$$

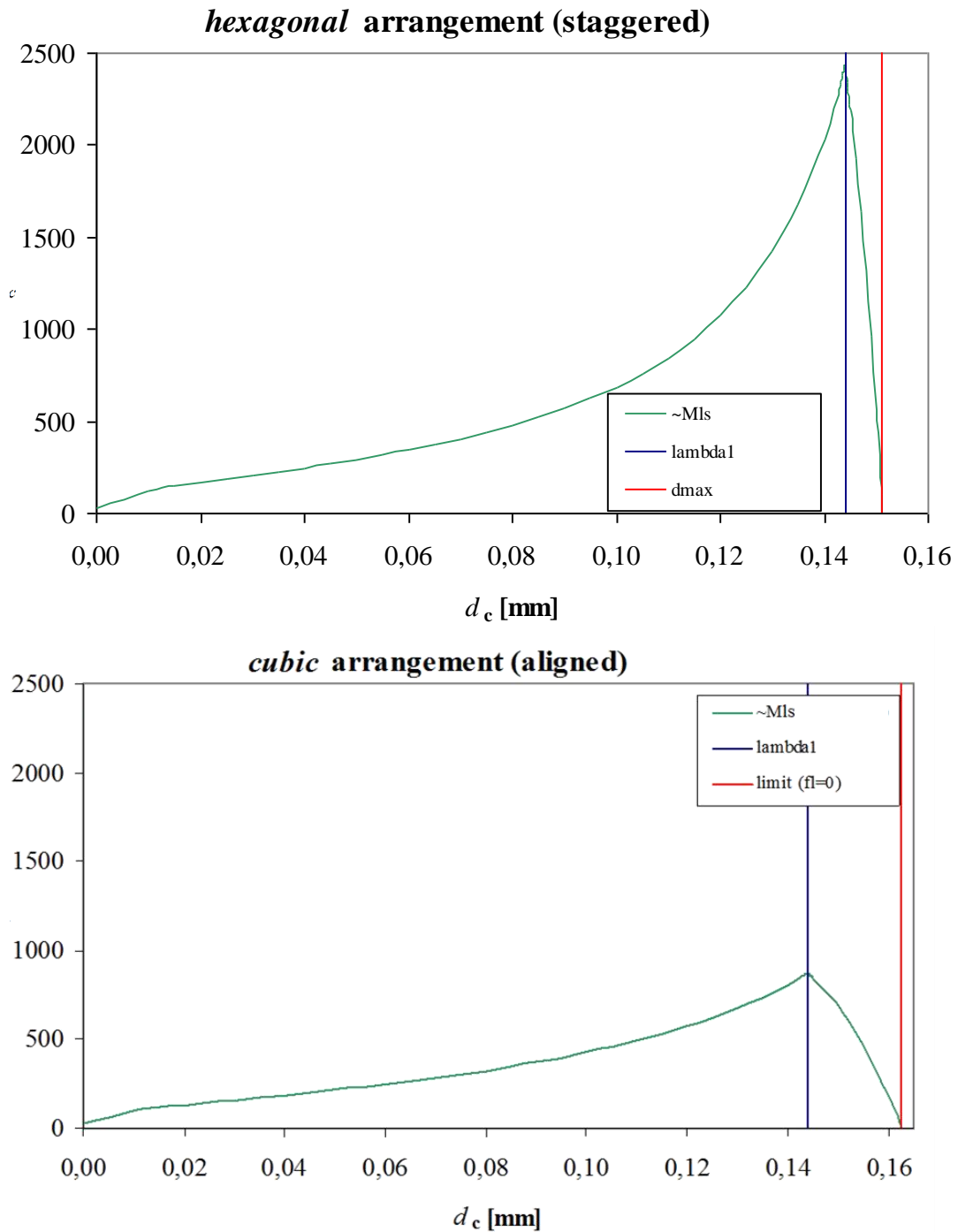


Abbildung 40: Die Auswirkung der Implementierung des "impingement factors" auf die Massentransferkurve. Dargestellt ist jeweils der proportionale Massentransfer Λ_c . Der Dendritenarmabstand λ_1 wurde mit $144\mu\text{m}$ angenommen, für die jeweilige Anordnung ergibt sich daher ein jeweils maximaler Abstand d_{max} (rote Linie). Bis zur blauen Linie steigt, aufgrund der zunehmenden wachstumsfähigen Oberfläche, der Massentransfer an, bis sich die Dendriten zu berühren beginnen (bei λ_1 , blaue Linie) und sinkt dann aufgrund des "impingement factors" bis zu jenem Punkt, wo keine Schmelze mehr zur Verfügung steht (rote Linie) auf 0 ab.

3.2 Durcherstarrungsmodell

Durch den verwendeten Euler-Euler fluid-fluid Ansatz ergibt sich, speziell für einen parallelen Gießspalt, ein Vorteil, wenn gewisse Strangregionen durcherstarrt sind. Dann gibt es in diesen Regionen nur mehr ein "Fluid" (nämlich die Phase Festkörper). Somit kann man die für diese Phase bekannten Geschwindigkeiten fixieren und erspart sich deren Berechnung sowie Interaktion zwischen den Phasen. Ein wichtiges Ziel der vorliegenden Arbeit war es daher, Durcherstarrung zu erreichen. Da wir im SMMP-Modell, wie in Kapitel 2.7 erläutert, ähnliche Modellannahmen verwendet wie das Scheil-Mikroseigerungsmodell, wird auch ein ähnliches Konzentrationsverhalten wiedergespiegelt. Knapp vor der Enderstarrung liegt also eine sehr hoch angereicherte/geseigerte Schmelze vor ($c_l \uparrow$), welche aufgrund des Phasendiagrammes eine sehr niedrige Erstarrungstemperatur besitzt. Um das vorhandene Modell zu ergänzen/verbessern und es an die Realität (bei Stahl zwei unterschiedliche Phasen, δ - und γ -Fe) anzupassen, wurde ein Erstarrungsmodell mit unterschiedlichen Liquidusliniensteigungen m , Gleichverteilungskoeffizienten k und zugehörigen Solidusliniensteigungen, wie in Abbildung 41 zu sehen ist, in den Quellcode implementiert.

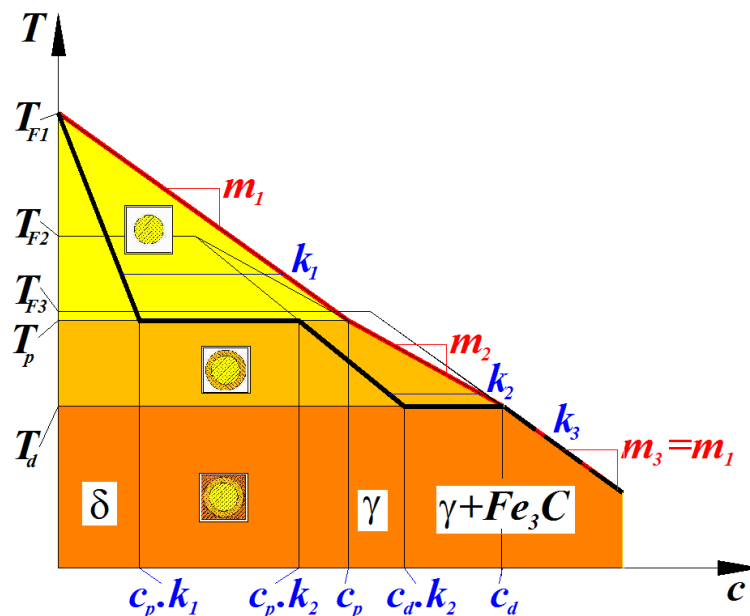


Abbildung 41: Idealisertes Phasendiagramm Fe-Fe₃C mit den drei Regionen des Durcherstarrungsmodells und den zugeordneten Diagrammdateien. Der gelbe Teil widerspiegelt den Bereich über dem Peritektikum mit der Liquidusliniensteigung m_1 sowie dem Gleichverteilungskoeffizienten k_1 , während die orangenen Felder den Bereich unter dem Peritektikum aber um das Eutektikum markiert mit der Liquidusliniensteigung m_2 sowie dem Gleichverteilungskoeffizienten k_2 oberhalb und der Liquidusliniensteigung m_3 sowie dem Gleichverteilungskoeffizienten k_3 unterhalb der Durcherstarrungstemperatur T_d .

Die Idee hinter dieser Adaption ist es nicht, nur die peritektische Reaktion besser abbilden zu können, sondern mit einem Gleichverteilungskoeffizienten k_3 von annähernd 1 im 3. Bereich, also unterhalb der Durcherstarrungstemperatur, eine Durcherstarrung zu "erzwingen". Diese Anpassung führt allerdings zu numerischen Problemen, da die einprogrammierten Sprünge in der Soliduslinie bei der peritektischen Temperatur T_p sowie der Durcherstarrungstemperatur T_d , welche die eutektische Temperatur widerspiegelt, numerische Instabilitäten hervorrufen. Die Adaption des Durcherstarrungsmodells mit "fließenden Übergangsbereichen" wie dies in Abbildung 42 zu sehen ist, hat diese Problemstellung gelöst.

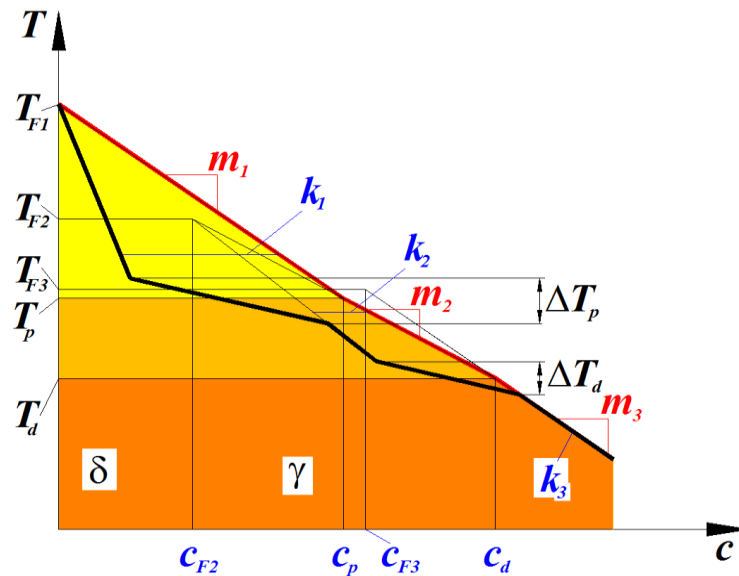


Abbildung 42: Adaptiertes, idealisiertes Phasendiagramm Fe-Fe₃C entsprechend Abbildung 41 jedoch mit fließenden Übergängen bei der peritektischen Temperatur T_p sowie der Durcherstarrungstemperatur T_d .

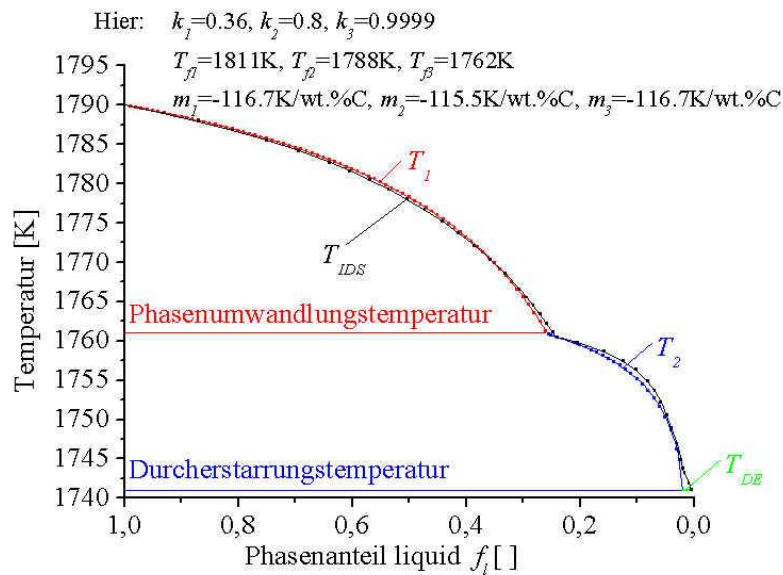


Abbildung 43: Kurve der Scheil-Erstarrung aus dem Programm IDS überlagert mit den Ergebnissen der in dieser Arbeit erarbeiteten Quellcode (UDSub). Angegeben sind die dabei verwendeten k - und m -Werte sowie die Übergangstemperaturen zwischen den einzelnen Bereichen für eine binären Stahl mit 0.18wt.%C (St52).

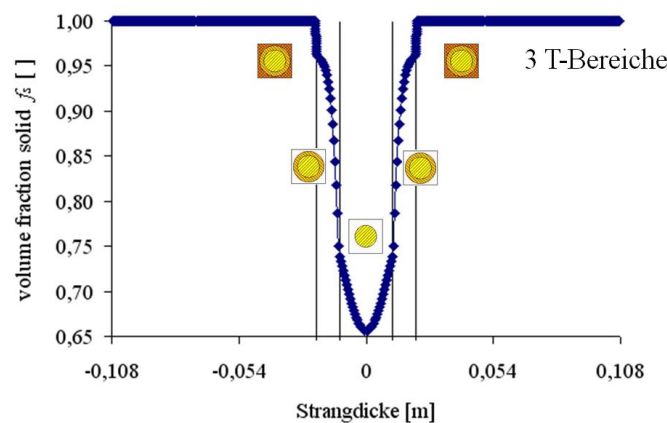


Abbildung 44: Die für die ersten Simulationen benutzte, sich durch das Durcherstarrungsmodell aus der T -Randbedingung ergebende, f_s -Anfangsbedingung.

Mit dieser, in Abbildung 43 sowie Abbildung 44 visualisierten, Änderung können nun sehr hohe Festkörperphasenanteile erzielt werden. Für die Konvergenz der Navier-Stokes-Gleichung ist das leider kontraproduktiv, da Bereiche mit sehr hohem Festkörperanteil kaum Durchlässigkeit (Permeabilität) haben und bei der Erstarrung somit die nötige, nachspeisende Schmelze abgeblockt wird, was in der Realität wie beschrieben zu Poren, ohne Porenentstehungsmodell aber zu Programmabstürzen führt. Daher wurde im nächsten Schritt die Implementierung eines Porenbildungsmodelles, welches über das Druckfeld gesteuert wird, erwogen. Dies war aufgrund des instabilen Druckfeldes während der Simulation jedoch nicht durchführbar, daher wurde ein einfacheres "Poren-Modell" implementiert, auf welches im nachfolgenden Kapitel eingegangen wird.

3.3 Simplified Porosity Model (SPM)

Um irrealer Relativgeschwindigkeiten und somit unrealistische Makroseigerungen zu vermeiden, wäre Durcherstarrung wünschenswert. Die Problematik wurde im vorangegangenen Kapitel erörtert. Um Erstarrung ohne Nachspeisströmung zu ermöglichen, wird im *Simplified Porosity Model* davon ausgegangen, dass ab einem bestimmten, anzugebenden Grenzwert an Festkörperphasenanteil der erstarrende Festkörper die gleiche Dichte wie die erstarrende Schmelze hat. In den in dieser Arbeit veröffentlichten Simulation sind diese Grenzwerte $f_{s,SPM} = 0,95$ (damit sogar höher als der normalerweise zur *Liquid Impenetrable Temperature* (LIT) gehörende Festkörperanteil von 90% [RIDOLFI 2008]) sowie $f_{s,SPM} = 0,8$. Als Vorstellungsmodell kann man sich diese Erstarrungsschichten als porösen Festkörper vorstellen, wie dies in Abbildung 45 ansatzweise gezeigt ist.

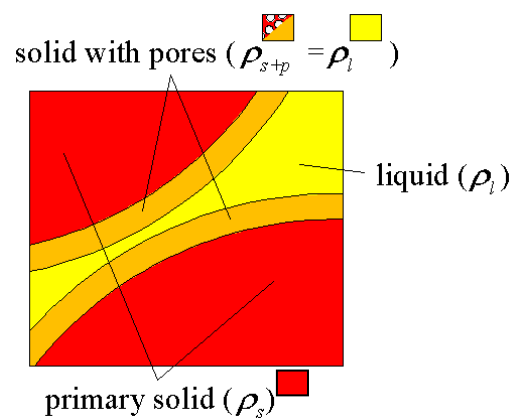


Abbildung 45: Grundidee des Simplified Porosity Model (SPM). Der rote, bei $f_s < f_{s,SPM}$ erstarrte Festkörper hat die höhere Festkörperdichte ρ_s , die gelbe Schmelze die niedrigere Schmelzendichte ρ_l und die orangefarbenen Bereiche repräsentieren einen, bei $f_s > f_{s,SPM}$ erstarrten, roten Festkörperbereich mit weißen Poren, welcher durch die eingeschlossenen Poren ebenfalls Schmelzendichte ρ_l hat.

Es ergibt sich auch eine neue "gemittelte" Festkörperdichte, die wie folgt berechnet werden kann:

$$\bar{\rho}_s = \frac{f_{s,prim} \cdot \rho_s + f_{s+p} \cdot \rho_{s+p}}{f_{s,prim} + f_{s+p}} \quad (62)$$

Durch dieses Modell ist ab einem Festkörperphasenanteil von $f_{s,SPM}$ keine Nachspeisströmung mehr zur Erstarrung nötig, es kommt also auch zu keinen Relativgeschwindigkeiten mehr in Bereichen über diesem Festkörperphasenanteil und damit auch zu keiner unzulässigen, nur numerisch bedingten Makroseigerungsentstehung in diesen Bereichen. Die Konvergenz wurde mit Hilfe dieses Modelles verbessert und es ergaben sich, besonders für die Simulationen mit paralleler Strangoberfläche, sehr gute Simulationsergebnisse. Der Nachteil des SPM liegt darin, dass die Porosität homogen verteilt ist, was mit der Realität nicht übereinstimmt.

3.4 Bulging

Erhöhten Programmieraufwand stellen die Simulationen mit der Berücksichtigung des Bulging-Effektes dar. Nicht nur die Geometrie muss in der Preprozessorsoftware GAMBIT erstellt werden, sondern es müssen auch weitere Effekte berücksichtigt werden. Aufgrund des verwendeten Euler-Euler fluid-fluid Modells, muss die Geschwindigkeit des Festkörpers nicht nur fixiert, sondern entsprechend der abnehmenden Bulginghöhe in und aus den Ausbauchungen gelenkt werden. Der Festkörper wird bei dem verwendeten Modellansatz, wie bereits erwähnt, als Flüssigkeit mit hoher Viskosität angenommen. Daher würde im Falle einer Ausbauchung diese "zähe" Flüssigkeit, wenn keine Geschwindigkeitskomponente in Richtung Strangoberfläche (y-Richtung) vorgegeben werden würde, tendenziell ihre Richtung beizubehalten und geradeaus in Strangrichtung zu strömen versuchen. Die im Stranginneren befindliche Schmelze müsste dann den Volumenzuwachs an der Strangoberfläche ausgleichen und durch die "feste" Strangschale nach außen strömen, wie man dem Benchmarkresultat in Abbildung 46 entnehmen kann. Sieht der Schmelzphasenanteil (Abbildung 46 links) bei einer Skalierung von $9.98e-4$ bis 1 noch sehr homogen aus, zeigt sich bei eingeschränkterer Skalierung ($9.98e-4$ bis $1e-3$) bereits ein erhöhter Schmelzphasenanteil an der Strangoberfläche (i) und damit eine Relativgeschwindigkeit (ii) (Abbildung 46 rechts). Obwohl die Änderungen marginal sind, führen sie zu merklichen, physikalisch nicht erklärbaren Makroseigerungserscheinungen und darüber hinaus bei hohem Festkörper-volumenphasenanteil zu Konvergenzschwierigkeiten der Navier-Stokes-Gleichung, da der Schmelztransport mit steigendem Festkörperphasenanteil (niedrige Permeabilität) immer schwieriger wird.

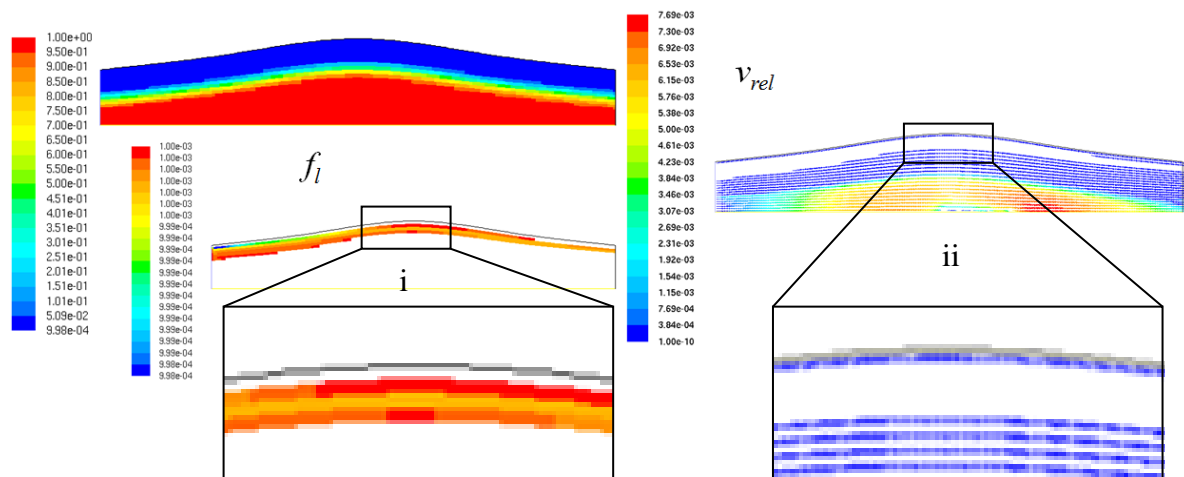


Abbildung 46: Benchmarkergebnis zur Beurteilung des Schmelzenphasenvolumenanteils (links) sowie der Relativgeschwindigkeiten (rechts) und damit verbunden der Seigerungsentstehung an der Strangoberfläche bei einer Ausbauchung (hier in y-Richtung vergrößert dargestellt) ohne Festkörpergeschwindigkeitsfixierung (nur "drag" und erhöhte "Festkörperviskosität"). Die Problemstellen sind mit (i) sowie (ii) markiert.

Es ergibt sich daher die Erfordernis, dem Festkörper ein Geschwindigkeitsprofil vorzugeben und damit verbunden müssen weitere Überlegungen zu dessen Modellierung angestellt werden. Zwei grundsätzliche Überlegungen sind in Abbildung 47 dargestellt. Wenn man sich die Dendriten von der Strangoberfläche nach innen wachsend vorstellt, gibt es die Überlegung, diese, mit der Ausbauchung mitgehende Strangoberfläche, nur in y-Richtung zu

Wird die thermische und solutale Konvektion nicht berücksichtigt und der Schwerkräfteeffekt damit vernachlässigt, kann eine symmetrische Stranggeometrie angenommen werden. Zugrunde liegt die Annahme, dass da bei einer rein horizontalen Stranggeometrie die Konvektion eine kaum merkliche und somit vernachlässigbare Seigerung entstehen lässt. Benchmarks (siehe Seite 153f) zeigen, dass bei einer 9m langen und nur 215mm hohen horizontalen Stranggeometrie (also ohne Bending bzw. variabler Gravitationsrichtung) diese Effekte nur geringe Auswirkung haben. Dadurch kann die Simulationsgeometrie einfach gehalten und die Elementzahl halbiert werden, was sich positiv auf die Rechenzeit auswirkt. Angenommen wird eine sinusoidal oszillierende Umhüllende, deren Amplitude über die Stranglänge linear abnimmt, wie dies Abbildung 49 zu entnehmen ist. Ausgegangen wird dabei von 100 Ausbauchungen (also 101 Rollen) mit einem konstanten Rollenabstand von $\lambda = 60\text{mm}$ und einer maximalen Amplitude von $\delta_0 = 0,8\text{mm}$ sowie einer Strangdicke von $w = 215\text{mm}$.

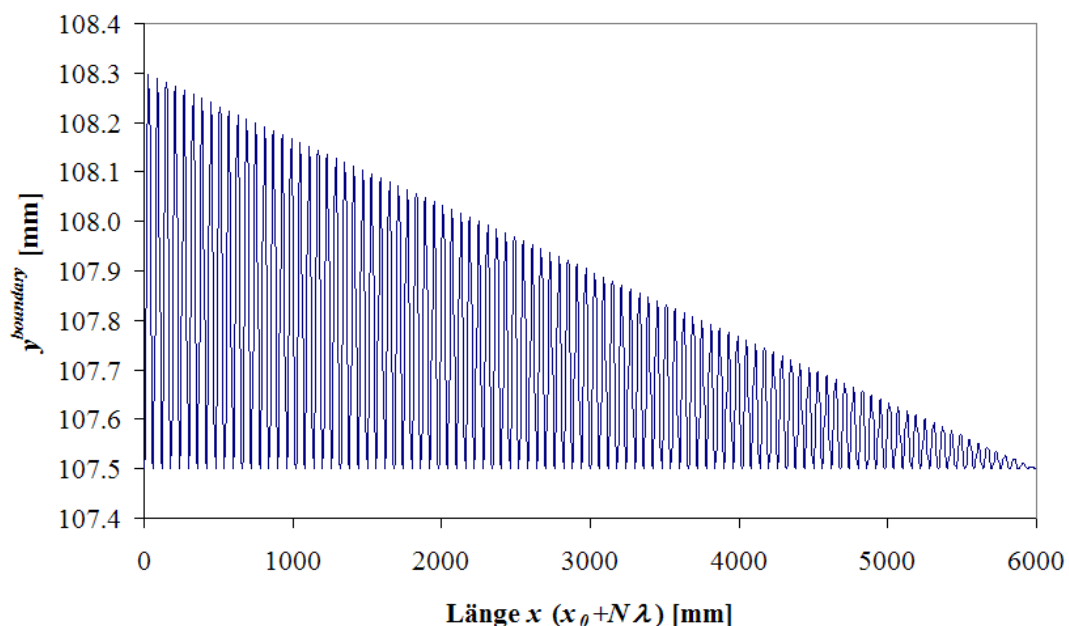


Abbildung 49: Sinusoidale, linear abnehmende Strangoberflächengeometrie für 100 Ausbauchungen mit einer maximalen Ausbauchung von fast 0,8mm zwischen den ersten Rollen.

In der Realität ist die Erstarrungslänge etwa 30m und die Rollenanzahl etwa 100 Rollen. Der Rollenabstand variiert mit dem Rollendurchmesser, so sind etwa die kleineren Kopfrollen am Stranganfang etwas näher zusammen, während die größeren Führungsrollen vor der Softreduktion etwas weiter auseinander liegen. Mittelt man die Abstände, liegen diese bei etwa 30cm. Da nun auf 6m erstarrt wird, also einem Fünftel der Länge, wurde auch für den Rollenabstand ein konstanter Wert von einem Fünftel angenommen, also 60mm. Für die Geschwindigkeitsmodellierung wurde ein ähnlicher Ansatz gewählt wie bereits von der Arbeitsgruppe um Prof. Klaus Schwerdtfeger [MIYAZAWA 1981] veröffentlicht. Geht die Strangoberfläche nach außen oder innen, geht auch der gesamte Festkörper parallel nach außen oder innen. Solange die Dendritenspitzen die Zentrumslinie nicht erreichen, stellt dies ein gutes Modell dar. Sobald die wachsenden Dendriten die Zentrumslinie erreichen, muss sichergestellt sein, dass sie diese nicht überqueren, da es sonst zu einem Massendefekt durch Bewegung außerhalb der Rechengeometrie kommen würde. Stellt man sich dies symmetrisch vor, würde von der unteren, nicht modellierten Stranghälfte ebenfalls die dort "aus der Rechengeometrie heraus wachsenden" Dendriten nun in die obere Rechengeometrie "herein

wachsen". Man kann sich also eine "Spiegelung" an der Symmetrielinie vorstellen, was aber simulationstechnisch mit dem vorliegenden Modell nicht bewerkstelligt werden kann. Vielmehr wurden die in Abbildung 50 dargestellten Modellannahmen getroffen. Rosarot dargestellt sind jene Bereiche, in welchen die Festkörpergeschwindigkeit der der jeweiligen Oberflächengeschwindigkeit entspricht. Bis zum Beginn der Sumpfspitze $f_s^Z = 0$ (rote Liquiduslinie) muss lediglich durch die Festlegung, dass die Festkörpergeschwindigkeit in der zentrumsnahen Zellenreihe gleich 0 ist, verhindert werden, dass der bis dahin geringe, festgelegte Festkörperanteil (10^{-5} zum Wachstum nötig, wie in Kapitel 2.7 beschrieben) die Rechendomain nicht verlässt (hinausgeschoben wird), sichtbar in den weißen Regionen ohne y-Geschwindigkeit (Zellen nahe der Mittellinie in den Bereichen, wo der Strang zusammengedrückt wird) in Abbildung 50. Regionen welche durcherstarrt sind, in Abbildung 50 gelb markiert, haben ebenfalls die y-Geschwindigkeit der jeweiligen Oberfläche. Daher muss sichergestellt werden, dass die Durcherstarrungsspitze ($f_s^Z = 0,8$) hinter der letzten Ausbauchung liegt. Damit hat der rein gelbe Bereich in Abbildung 50 ebenfalls keine y-Geschwindigkeit, da die Oberfläche parallel zur Zentrumslinie verläuft, also keine Ausbauchungen mehr hat. Die Bereiche mit Ausbuchtungen sind ebenfalls farblich markiert. In den roten Bereich wird die y-Festkörpergeschwindigkeit entsprechend der jeweiligen Oberflächengeschwindigkeit fixiert. In den grünen Bereichen nimmt die y-Festkörpergeschwindigkeit zur Symmetrie hin auf 0 ab. Da es nur mit dem SPM (die in der Arbeit gezeigten Simulationen sind ja ohne Durcherstarrungsmodell durchgeführt) zu keiner 100%-igen Durcherstarrung kommt, muss die Grenze für die Bereich festgelegt werden, in welchem die Geschwindigkeiten fixiert werden ($f_s > f_s^{0-Strength}$).

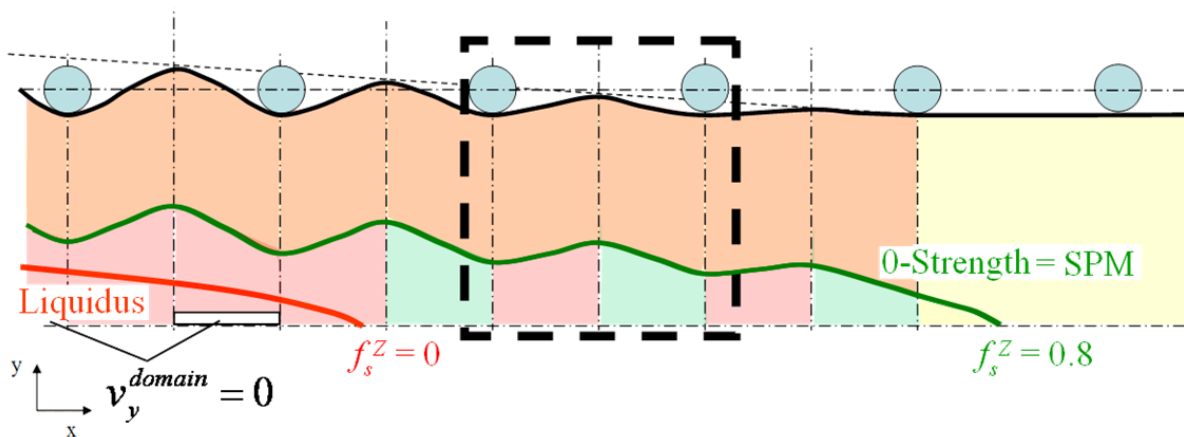


Abbildung 50: Einteilung in die einzelnen Simulationsbereiche bei der Berücksichtigung von Bulging. Der gelbe und mit Gelb überlagerte rote Bereich entspricht dem durcherstarrten Strang, der sich mit Stranggeschwindigkeit bewegt (im rein gelben Bereich ohne y-Geschwindigkeit, da er sich nach dem Bulgingbereich befindet, muss auch der Punkt der Durcherstarrung sein, davor kommt es zur Überlagerung mit dem roten Bereich). Im roten Bereich (teilweise gelb überlagert) muss sich der Festkörper mit der Oberflächengeschwindigkeit bewegen, im grünen Bereich muss die y-Geschwindigkeit von der grünen Linie (Oberflächengeschwindigkeit) bis zur Symmetrielinie auf 0 abnehmen.

Je niedriger man diesen ansetzt, desto geringer wird die entstehende Seigerung (vgl. Abbildung 117) und da sich die Sumpflänge verkleinert, kann man mit der Durcherstarrung vor die letzte Rolle kommen und dann "drückt und zieht" man "durcherstarrten" Festkörper ohne Volumenkonstanz (Massenerhaltung). Die grünen Bereiche in Abbildung 50 stellen jene modellbedingt herausfordernde Bereiche dar, in denen der Strang zusammengedrückt wird und sich die Dendriten im Zentrum bereits berühren. Angenommen wird nun, dass sich die

Dendriten im Strangzentrum treffen sowie verformen und zwar vermehrt in den zentrumsnahen Bereichen, wo die Temperatur höher und die Dendriten dünner sind.

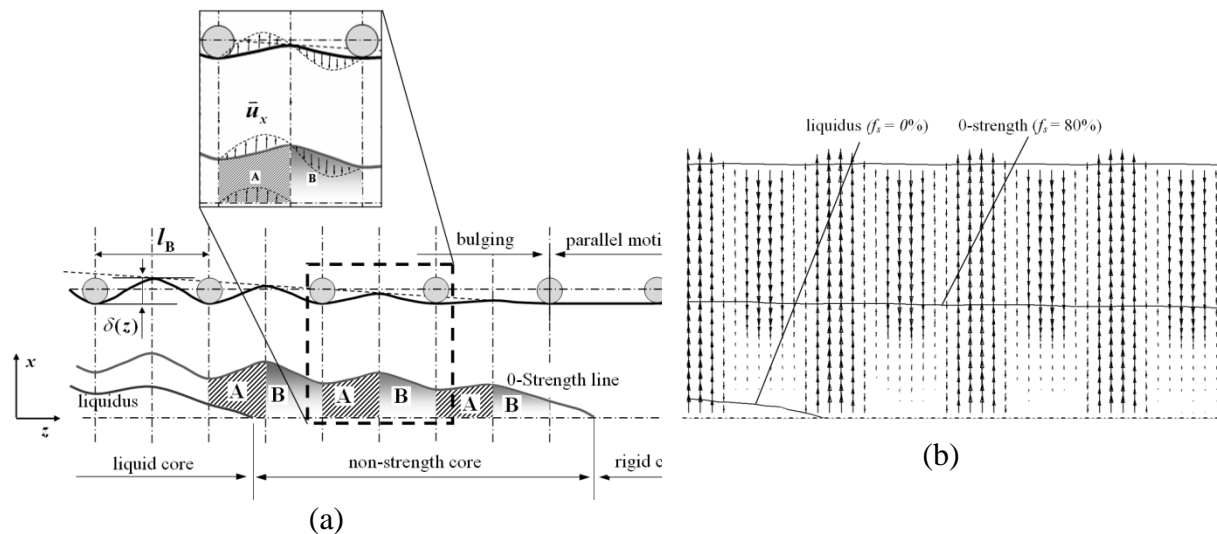


Abbildung 51: Schematische Umsetzung des Bulging-Ansatzes für die Festkörpersgeschwindigkeit (a) sowie zugehöriges Simulationsergebnis (b).

Dort werden sie mehr verformt, als weiter Außen und über der Durcherstarrungslinie (Soliduslinie) gibt es überhaupt keine Behinderung/Abbremsung/Verformung mehr (rot/gelbe Bereiche über den grünen Bereichen). Modell-/Definitionsbedingt kommt es bei den durchgeführten Simulationen zu keiner Durcherstarrung. Daher muss ein Festkörpervolumenanteil festgelegt werden, ab dem die Geschwindigkeiten der beiden Phasen fixiert werden. Verwendet wurde als Durcherstarrungslinie ("Soliduslinie") die $f_s = 80\%$ -Isolinie, da die Dendriten erst ab einem Festkörpervolumenanteil von 80% einer Verformung merklich Widerstand entgegen bringen können [RIDOLFI 2008]. Dieser Ansatz sowie das sich daraus ergebende Festkörpersgeschwindigkeitsprofil ist in Abbildung 51 ersichtlich. Durch diese Festlegung der "Soliduslinie" auf $f_s = 80\%$ muss, da ab diesem Volumenkörperanteil die Schmelzengeschwindigkeit gleich der Festkörpersgeschwindigkeit fixiert ist, auch die Grenze für das SPM auf $f_s = 80\%$ gesetzt werden.

3.5 Validierung (Concentration Mapping)

Simulationsergebnisse sollten mit der Realität möglichst gut übereinstimmen, andernfalls muss das Modell hinter der Simulation adaptiert und ggf. erweitert werden. Eine Möglichkeit Ergebnisse zur Validierung zu erhalten ist die Auswertung von Konzentrationsmessungen an Stranggießquerschnitten. In der Realität wird die Zentrumsseigerung entweder (im speziellen beim Bloom) über Kernlochbohrungsanalysen bzw. Struktur-/Tiefätzung (Widmannstättenabdruck) [SORMANN 2009, FORSTHUBER 2005, REITER 2010] oder über OES-PDA (bei allen Formaten, siehe Kapitel 2) bzw. wellenlängendispersive Röntenspektroskopie in einem Rasterelektronenmikroskop (REM-WDX = Mikrosonde) beurteilt, wie dies in Abbildung 52 sowie Abbildung 53 zu sehen ist. Letzteres Verfahren eröffnet die Möglichkeit, die Zusammensetzung/Konzentrationen auf einem bestimmten Bereich zu erfassen, also eine "Konzentrations-Landkarte" (Concentration Mapping = CM) zu erhalten die auch Auskunft über die Morphologie gibt.

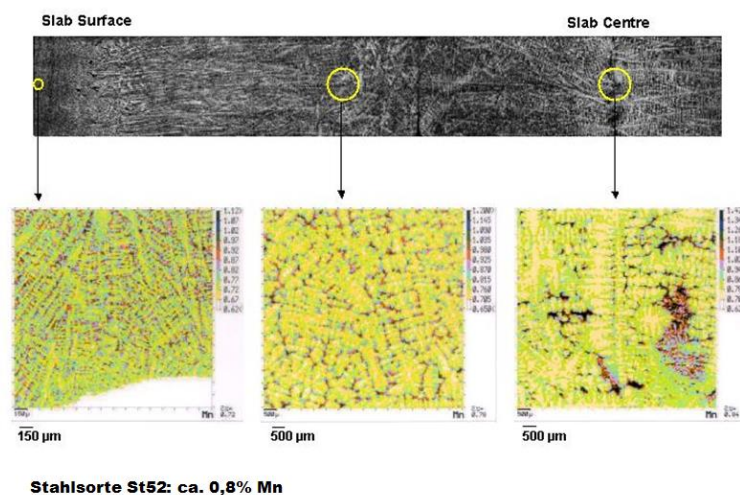


Abbildung 52: Strukturätzung über einen Brammenquerschnitt mit den zugehörigen Mikrosondenbildern. Zu erkennen ist nicht nur die Morphologie (feine Struktur durch hohe Abkühlgeschwindigkeit an der Brammenoberfläche und immer größer werdende Struktur in der Strangmitte) sondern auch die Elementverteilung/Seigerung (hier für Mangan (Mn)). [PRESSLINGER 2004]

Nachteil dieser Methode ist sicher der hohe messtechnische (ein WDX-Detektor pro zu detektierenden Elements, keine Detektoren für leichte Elemente) und zeitliche Aufwand (je nach Genauigkeit und Messpunktauflösung einige Stunden bis Tage) [MAYR 2007]. Wie in Abbildung 54 zu sehen ist, eignet sich die Methode des Concentration Mapping auch hervorragend zur plakativen, qualitativen Beurteilung der Zentrumsseigerung mit bzw. ohne Softreduktion und damit zur Überprüfung der SR-Einstellungen der Stranggießanlage. Zu erkennen ist, in Abbildung 53 als auch Abbildung 54, das sich die Verteilung der einzelnen Legierungselemente durch unterschiedliche Seigerungskoeffizienten, Rückdiffusionsraten und Beeinflussung durch die Festkörperphasenumwandlung $\gamma \rightarrow \alpha$ unterscheiden. Mangan (Mn) gibt, aufgrund der Atomgröße und damit niedrigen Rückdiffusionsrate das Primärgefüge am besten wider. Dies ist auch der Grund, weshalb die Mn-CM-Bilder zur Seigerungsvalidierung herangezogen werden. Für die Validierung ist eine quantitative Auswertung erforderlich, die durch den Einsatz eines Programmes (MATLAB) durchgeführt wird. Seitens der Industriepartner wurden einige repräsentative CM-Messwerte zur Verfügung gestellt, die sich

zu diesem Zweck eignen. In Abbildung 55 ist die Lage einer dieser Messwert-Matrizen zu

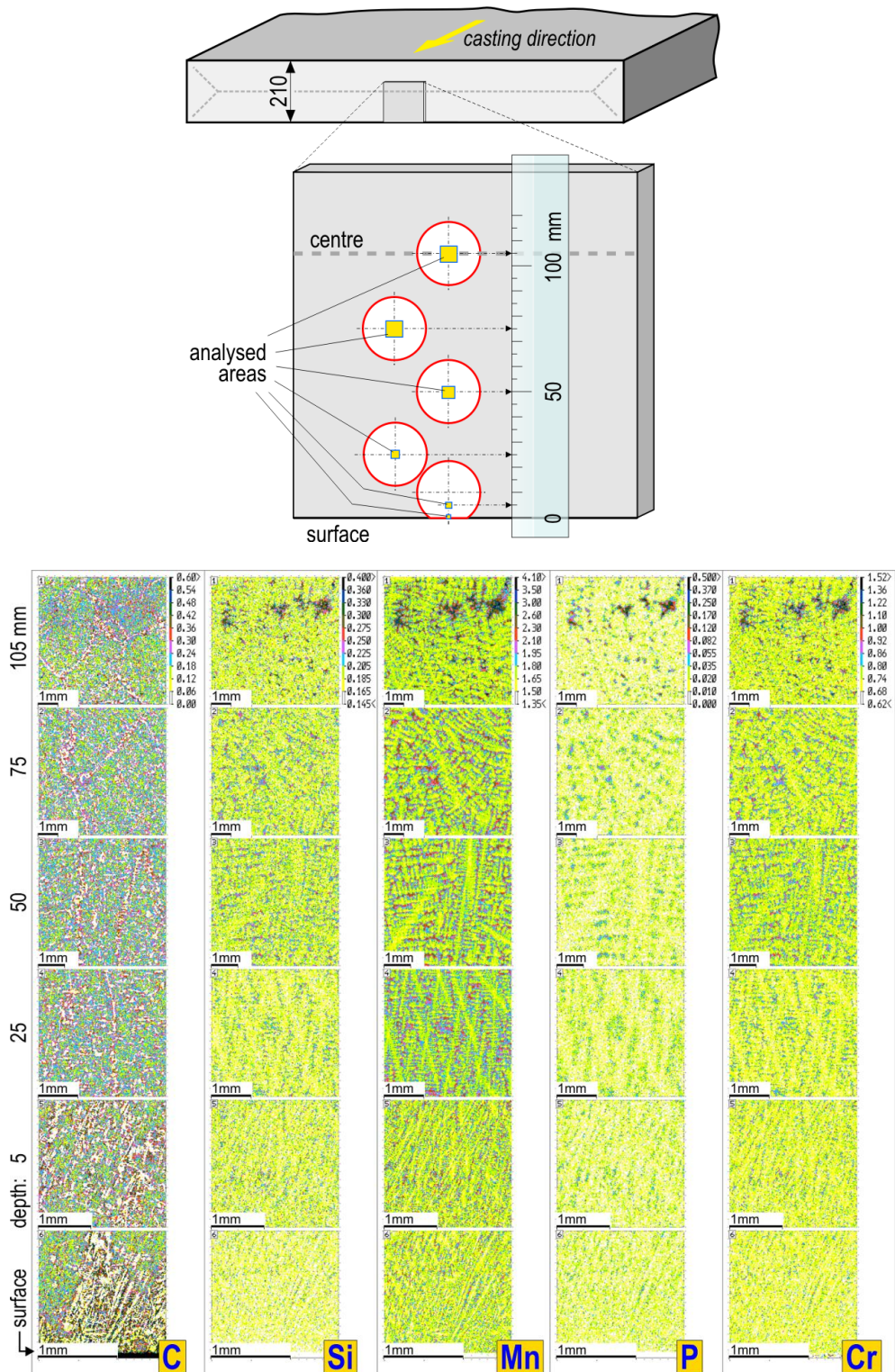


Abbildung 53: Morphologie und Seigerung über den Strangquerschnitt für verschiedene Elemente. [PRESSLINGER 2004]

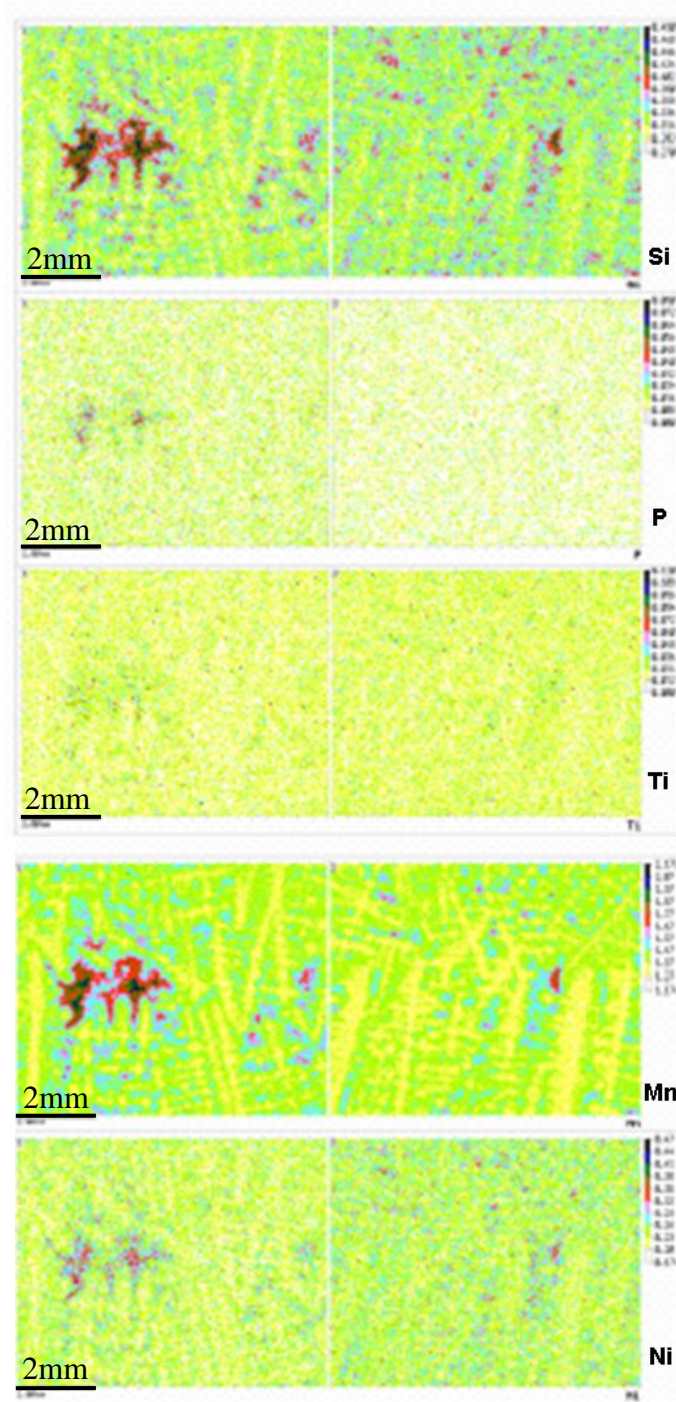


Abbildung 54: Mit Hilfe von Mikrosondenbildern (Concentration Mappings, CM) kann auch der Effekt einer gut eingestellten Softreduktion (SR) dokumentiert werden. Die linken Bildhälften zeigen immer CM eines Stranges ohne und die rechten Bildhälften CM eines Stranges mit SR für unterschiedliche Legierungselemente. [REISINGER 2005]

sehen und in Abbildung 56 wurde versucht, einen möglichen Zentrumsseigerungsverlauf mit einer schwarzen Linie einzuzichnen. Weshalb man nicht einfach die Werte in den einzelnen Zeilen der Matrix mittelt, ist in Abbildung 57 ersichtlich. Die Maxima und Minima überlagern sich und beeinflussen/mitteln sich, sodass keine eindeutige Zentrumsseigerung ersichtlich wird. Wenn man den Zentrumsseigerungsverlauf in Abbildung 56 interpretiert, wird dies verständlich, dieser ist nämlich keine gerade Linie. Die CM-Matrix besteht aus Messpunkten

in einem Abstand von $98\mu\text{m}$ (Brennfleckdurchmesser $50\mu\text{m}$). Daher haben die Matrizen

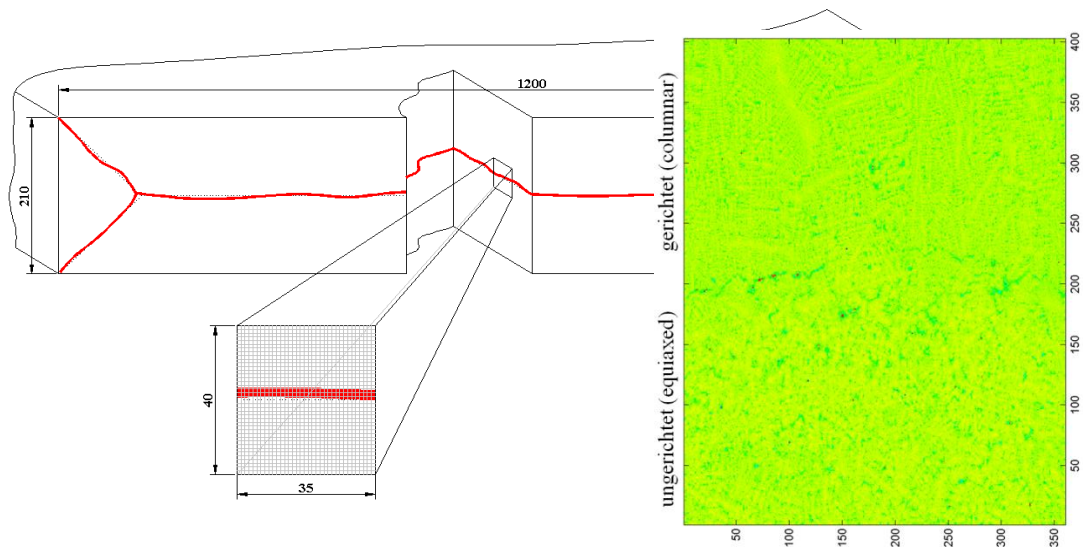


Abbildung 55: Schematische Darstellung der Makroseigerungsgebiete (rot Linien) und der Lage des Ortes der Probenname für die Auswertung mit MATLAB in der Bramme. Durch die Lage im longitudinalen Schnitt kann die "Makroseigerungsentstehung" über einen Teil der Stranglänge veranschaulicht werden, was man dem CM-Bild für Mn (vgl. Abbildung 14) entnehmen kann. Die Auflösung ist $98\mu\text{m}$, daher ergeben sich die angegebenen Indizes.

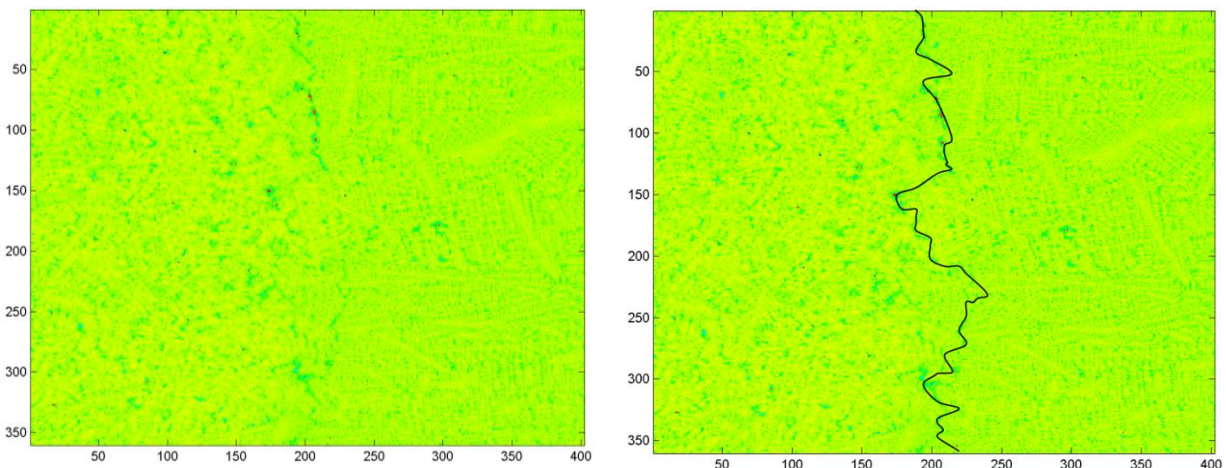


Abbildung 56: Das in Abbildung 55 angegebene und um 90° im Uhrzeigersinn gedrehte CM-Bild (links) und der Versuch, einen möglichen Zentrumsseigerungsverlauf mit einer schwarzen Linie hervorzuheben (rechts).

360 x 402 Messwerte eingeteilt in 360 Zeilen und 402 Spalten. Die Durchschnittsanalyse dieser Probe liegt bei einem Mn-Gehalt von $c_{Mn} = 1,67\text{wt.}\%$. Die Idee war nun, mittels eines MATLAB-Codes die Zentrumsseigerungsline durch Maximasuche (Annahme: Die Maxima spiegeln die Zentrumsseigerung wieder) zu finden, diese Maxima der einzelnen Zeilen deckungsgleich zu verschieben, sie zu addieren und den gemittelten Maximalwert zu berechnen.

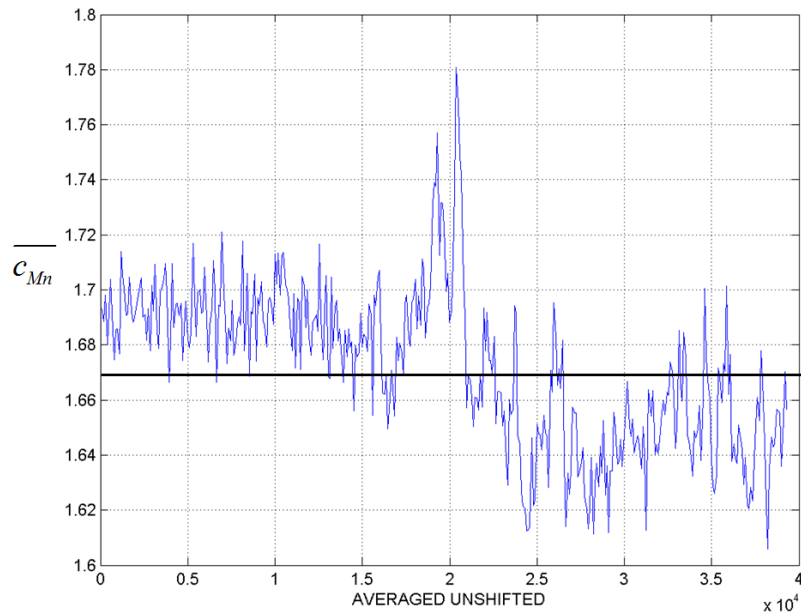


Abbildung 57: Durchschnittswertermittlung (Aufsummierung und Division durch 360) über alle 360 Zeilen einer "unbehandelten" Matrix entlang der Strangmittellinie. Man erkennt, dass durch die nicht immer mittige Lage der Maxima sich diese "wegmitteln" und sich dadurch keine eindeutige Summenkurve mit ausgeprägtem Mittenmaximum ergibt. Beispielsweise ist hier das Maximum nur etwa 1,78wt.%Mn. Realere Ergebnisse liegen etwa bei 2wt.%Mn, wie in Abbildung 63 zu sehen ist.

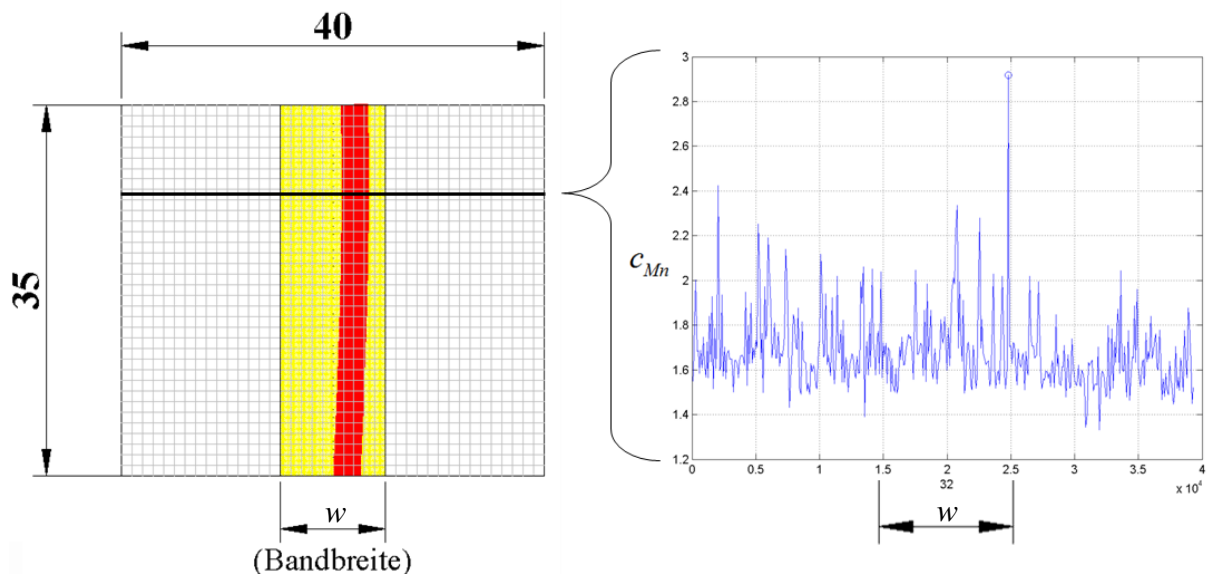


Abbildung 58: In der ersten Zeile des CM-Bildes wird durch den MATLAB-Code der Maximalwert der Konzentration gesucht und als Nullpunkt festgelegt. Eine Bandbreite w wird angegeben in welcher in jeder Zeile (hier der Zeile 32) der Maximalwert der Konzentration gesucht wird (markiert mit einem Kreis).

Die Maximasuche wird, wie in Abbildung 58 zu sehen, jedoch nur in einem gewissen Band durchgeführt, um lokale Maxima (z.B. Spotseigerungen neben dem Strangzentrum) nicht zu berücksichtigen. Als noch besser wird der Ansatz gesehen, das Band, dessen Breite

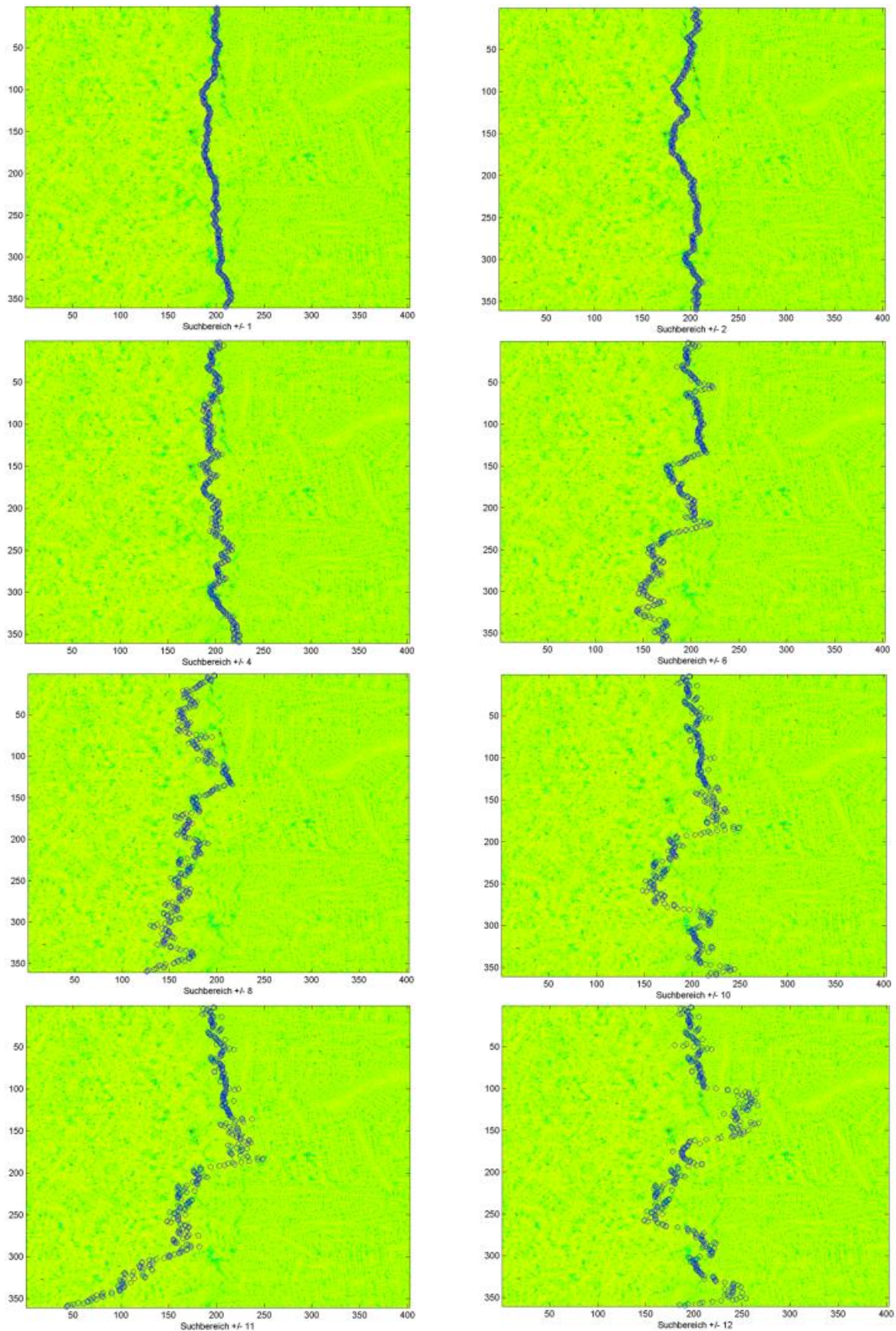


Abbildung 59: Gezeigt wird 8mal das gleiche CM-Bild, wobei die Maxima in größer werdenden Bereichen (immer größer werdende Bandbreite w) gesucht werden (blaue Kreise). Auch weiter vom Zentrum entfernte lokale Maximalwerte (z.B. Spotseigerungen und somit "Ausreißer") werden bei noch größerem w mit berücksichtigt, was hier beispielhaft für die Suchbereiche ± 1 ($w = 3$), ± 2 , ± 4 , ± 6 , ± 8 , ± 10 , ± 11 und ± 12 ($w = 25$) gezeigt wird.

angegeben wird, um das jeweiligen Maximum zu definieren. Das Band "wandert" damit mit dem Maximum mit, was geringere Sprünge in der Zentrumsseigerungsline mit sich bringt. Die Bandbreite kann schrittweise erhöht und die dadurch erhaltenen und in Abbildung 59 dargestellten Seigerungsverläufe analysiert werden. Für das angegebene Beispiel führt dies, wie in Abbildung 60 zu sehen, zu einer guten Übereinstimmung zwischen der visuell wahrzunehmenden und mit dem bei $w = 13$ (Position des Maximums der darüber liegenden Zeile ± 6 Spalten) durch den Code erhaltenen Seigerungsverlauf.

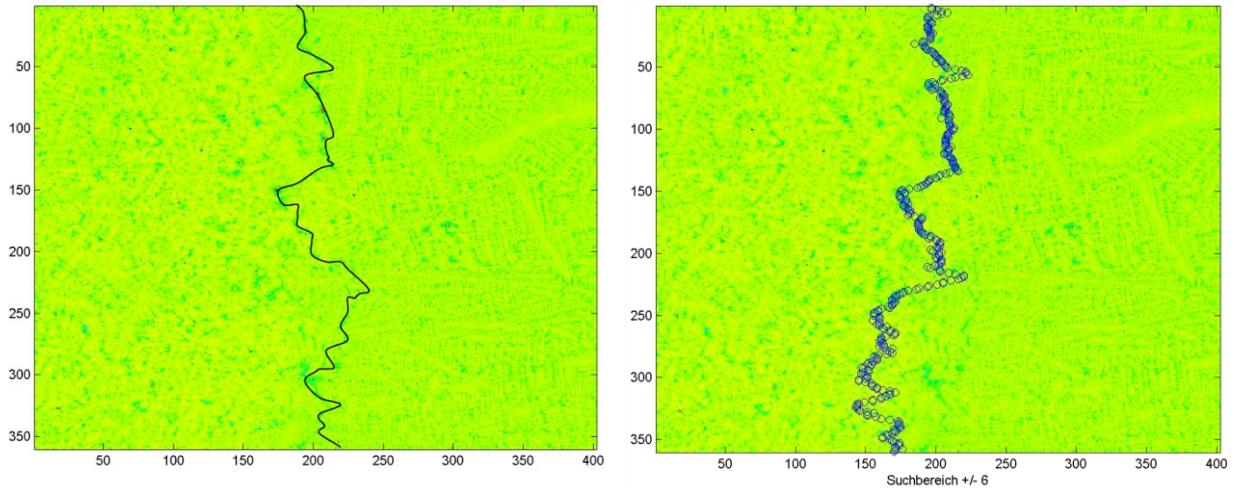


Abbildung 60: Die Gegenüberstellung des CM-Bildes mit der per Hand eingetragenen schwarze Linie (vgl. Abbildung 56) stimmt, speziell im oberen Bereich, gut mit dem Ergebnis für $w = 13$ überein.

In Abbildung 61 ist schematisch die Verschiebung der im Suchbereich (Bandbreite w) gefundenen Maxima der einzelnen Zeilen (hier exemplarisch jene der Zeile 32) zu sehen.

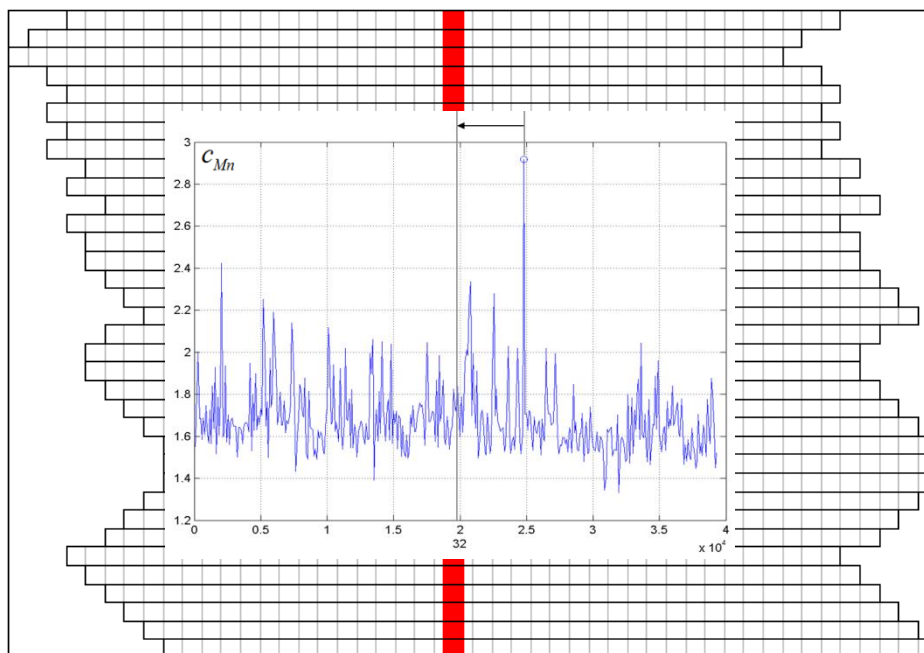


Abbildung 61: Die von dem Programm gefundenen Maxima werden auf die Nulllinie verschoben, wie hier für Reihe 32 und dahinter schematisch für das gesamte CM-Bild zu sehen.

Das sich durch diese Verschiebungen ergebende CM-Bild, bei welchen nun die gefundenen Maxima untereinander und damit in einer Spalte und somit auf einer geraden Linie liegen ist schematisch in Abbildung 62 ersichtlich. Die Morphologie geht dabei natürlich verloren.

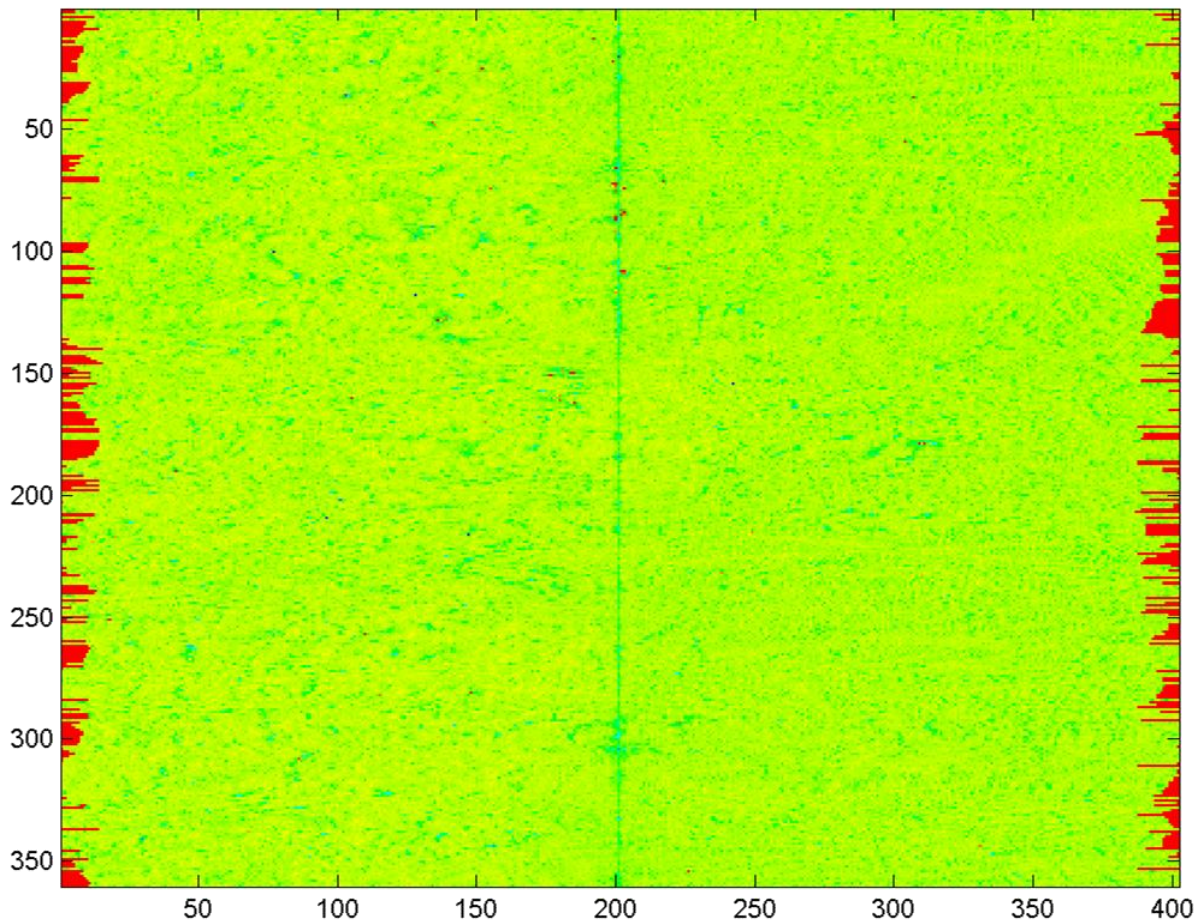


Abbildung 62: Das CM-Bild mit den verschobenen Maxima. Deutlich erkennbar sind jene roten Außenbereiche, wo durch die Zeilenverschiebung keine Messwerte mehr vorhanden sind.

Wenn nun die Mittelwertbildung über die Werte der CM-Bilder erfolgt, ergeben sich die in Abbildung 63 gezeigten gemittelten Konzentrationsverläufe. Wie zu sehen ist, können für eine größer werdende Bandbreite w höhere Maximalwerte gefunden werden (siehe Skalierung der y-Achse von 1,85wt.% auf 2,45wt.%). Andere Effekte, wie die Minima neben dem Maximum und die unterschiedlichen Durchschnittskonzentrationen der Brammenoberseite und -unterseite gehen ab einem zu hohen w verloren ("Ausreissermitnahme").

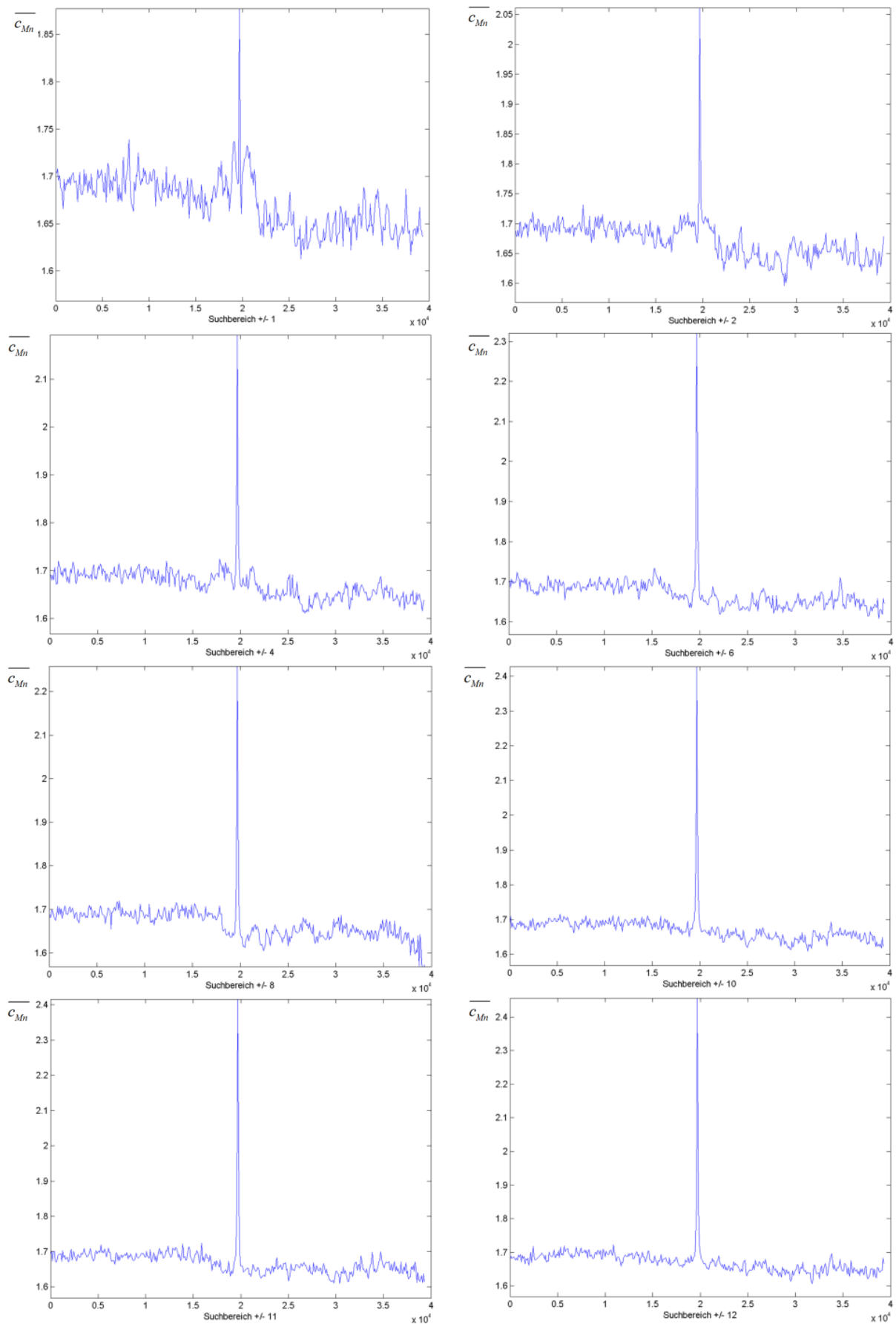


Abbildung 63: Die Addition und Mittelung der verschobenen Konzentrationsprofile der einzelnen Zeilen führt, wie hier beispielhaft für die Suchbereiche ± 1 ($w = 3$), ± 2 , ± 4 , ± 6 , ± 8 , ± 10 , ± 11 und ± 12 ($w = 25$) gezeigt, zum durchschnittlichen Konzentrationsverlauf von Mn.

Neben dem in Abbildung 60 gezeigten subjektiven, visuellen Vergleich wurden auch weitere Kenngrößen zur Wahl des korrekten Seigerungsverlaufes festgelegt und zwar:

- Maximalwert bei Durchschnittsermittlung ohne Verschiebung der Zeilen
- Summe der Verschiebewege
- größter Verschiebeweg (entspricht meist Banddefinition)
- durchschnittlicher Verschiebeweg
- Anzahlverteilung pro Spalte zur Mittelung verwendeter Werte (maximal 360 nach außen hin abnehmend - siehe Grafik in Abbildung 64).
- maximaler Sprung benachbarter Zeilen (entspricht oft Banddefinition)
- Spaltenbereich, in welchem nach der Verschiebung für jede Zeile ein Wert vorhanden ist (siehe blauer Bereich in Abbildung 65)

Das Ausgabeformat dieser vorgegebenen Kenngrößen ist in Abbildung 64 zu sehen.

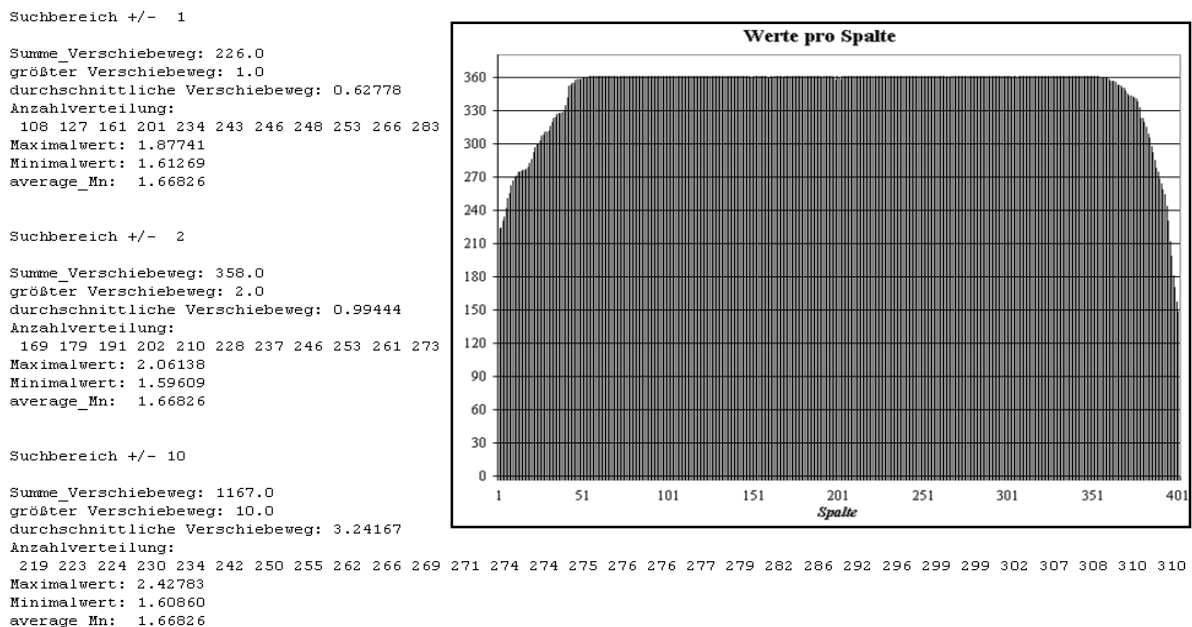


Abbildung 64: Überblick über die Ausgabedaten des MATLAB-Codes. Einerseits die definierten Kenngrößen und andererseits das Anzahlverteilungsdiagramm.

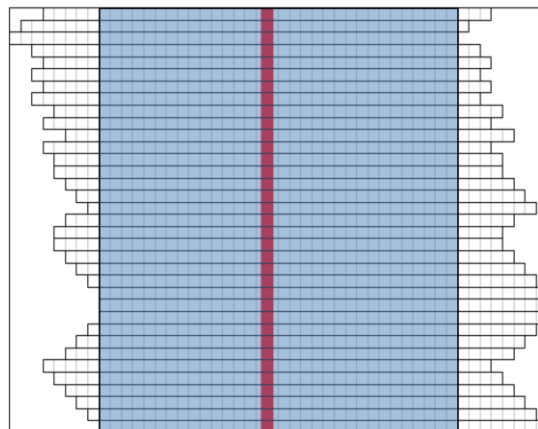


Abbildung 65: Schematische Darstellung der verschobenen Zeilen, um die Maxima (rote Zellen) addieren zu können. Blau eingefärbt ist jener Bereich, der in allen Zeilen besetzt ist. Dieser ist ein Maß für die Fundorte der Makroseigerung und sollte in Kombination mit der Maximalseigerung so groß wie möglich sein.

Die Analyse der durch den MATLAB-Code ausgegebenen Kennwerte (vgl. Abbildung 64) und Konzentrationsprofile (Abbildung 63) bestätigt die Wahl des Konzentrationsverlaufes mit $w = 13$ (vgl. Abbildung 60). Wie Abbildung 66 zeigt, liefert die Mittelung qualitativ recht gute Übereinstimmung mit Literaturwerten (hier das Konzentrationsprofil für Kohlenstoff [MIYAZAWA 1981]). Die Minima in unmittelbarer Nähe der Zentrumsseigerung können allerdings nicht festgestellt werden.

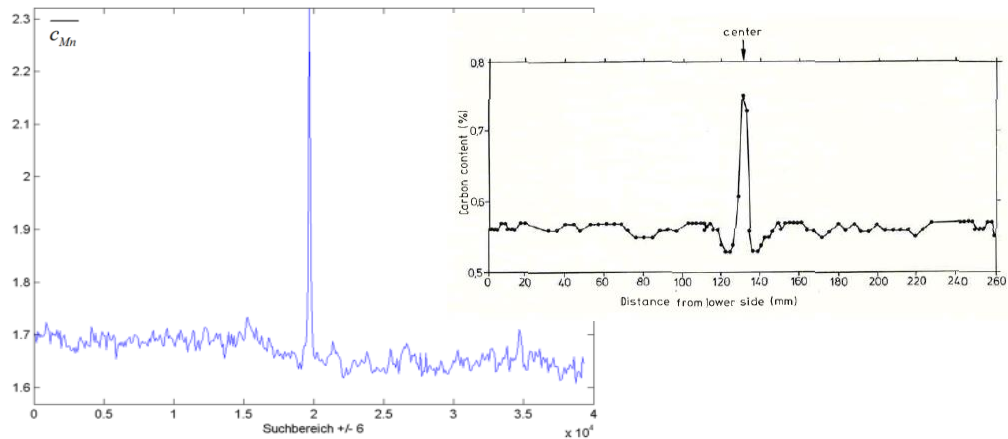


Abbildung 66: Die Gegenüberstellung einer mittels des geschriebenen MATLAB-Codes erhaltenen CM-Mn-Auswertung mit der Kohlenstoffkonzentration aus der Literatur [MIYAZAWA 1981] zeigt qualitativ recht gute Übereinstimmung, lediglich die zentrumsnahen, negativen Seigerungsgebiete können nicht eindeutig festgestellt werden.

Quantitativ können die Ergebnisse erst zur Validierung herangezogen werden, wenn die Simulation auf Mn (ternärer Ansatz) erweitert wird, was keinen Teil dieser Arbeit darstellt. Eine qualitative Validierung kann aber bereits jetzt erfolgen, da das Mn-CM-Bild wie erläutert, das durch die Simulation (entsprechend der Netzfeinheit auf die Zellengröße gemittelte) abgebildete Primärgefüge darstellt. Der MATLAB-Quellcode ist im Anhang 3 beigefügt.

4 Simulationsergebnisse & Diskussion

Aufgrund der zahlreichen Variationen werden nur einzelne, repräsentative Simulationsergebnisse gezeigt. Die folgenden Inhalte beruhen auf teilweise bereits publizierten Ergebnissen [MAYER 2007B, MAYER 2009A, MAYER 2009B, MAYER 2010], welche in Anhang 4 gefunden werden können.

4.1 Einleitung

Durch die langen Rechenzeiten begründet, werden in den ersten Simulationen nur auf die Softreduktion-Region begrenzt. Eine erfolgreiche Simulation dieser Region alleine würde die Möglichkeit eröffnen durch Variation unterschiedlicher Softreduktion-Parameter deren Auswirkung auf die entstehende Makroseigerung zu untersuchen. Dazu müssen Randbedingungen am Einlass (Inlet) vorgegeben werden. Die VAI hat dazu, wie in Abbildung 67 zu sehen, für einen St52 berechnete und mit Messdaten (Schleppelementen) validierte T-Verläufe in verschiedenen Strangtiefen (grau (Strangoberfläche), rot, grün, blau, graublau, dunkelgrün (Strangmitte)) sowie berechnete Volumenanteilkurven (dunkelrot (Liquidus), orange (Solidus)) über die Stranglänge zur Verfügung gestellt. Die dünnen vertikalen Linien zeigen die Begrenzung des Zweiphasengebiets (mush), die beiden dicken, vertikalen Linien die Begrenzung der gedachten Rechengeometrie (Softreduktionsgeometrie zwischen 21,2m und 25,6m). Bei 21,2m werden daraus die Temperaturen in den unterschiedlichen Tiefen ermittelt und in Excel eine passende Funktion angenähert. Das so erhaltene Polynom wird zur Inlet-Randbedingungsprogrammierung in der UDSUB verwendet.

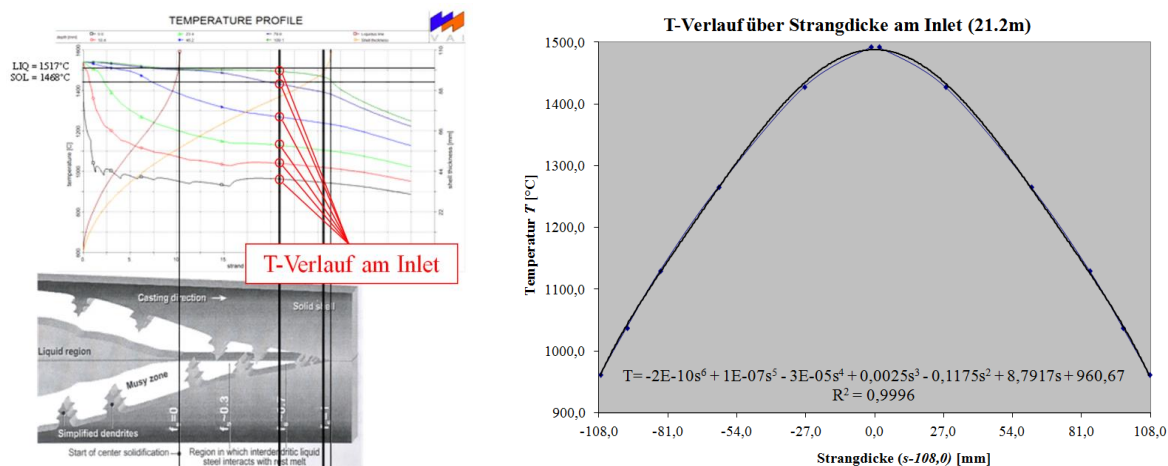


Abbildung 67: Auf Basis von der VAI erhaltenen Rechenaten für den Stahl St52 (links oben) konnte für das Inlet eine stetige T-Kurve angenähert und deren Gleichung zur UDSUB-Programmierung als Randbedingung für das Inlet herangezogen werden.

Um die vorgelegten Temperaturverläufe über die Stranglänge zu erhalten, wird für die Annahme einer Abkühlung nur über Konvektion bei einer Umgebungstemperatur von 325K (28°C = Raumtemperatur) durch Simulationen, deren Ergebnisse in Abbildung 68 sowie Abbildung 69 zu sehen sind, der korrekte Wärmeübergangskoeffizient ermittelt. In Abbildung 68 ist zu erkennen, dass der von der Industrie vorgegebene Wärmeübergangskoeffizient von 110W/m²/K in der Sekundärkühlzone zwar zu einer Temperaturabnahme durch Wärmeleitung im Stranginneren führt, sich die Strangoberfläche aufgrund der zu geringen Wärmeabfuhr jedoch erwärmt, was in der Realität unter normalen

Kühlbedingungen nicht stattfindet. Zurückzuführen ist die Abweichung darauf, das in der Realität Wärme auch durch Strahlung abgegeben wird, in der Simulation jedoch nur der Effekt Konvektion (Wärmeabtransport über das Kühlwasser bzw. die umgebende Luft)

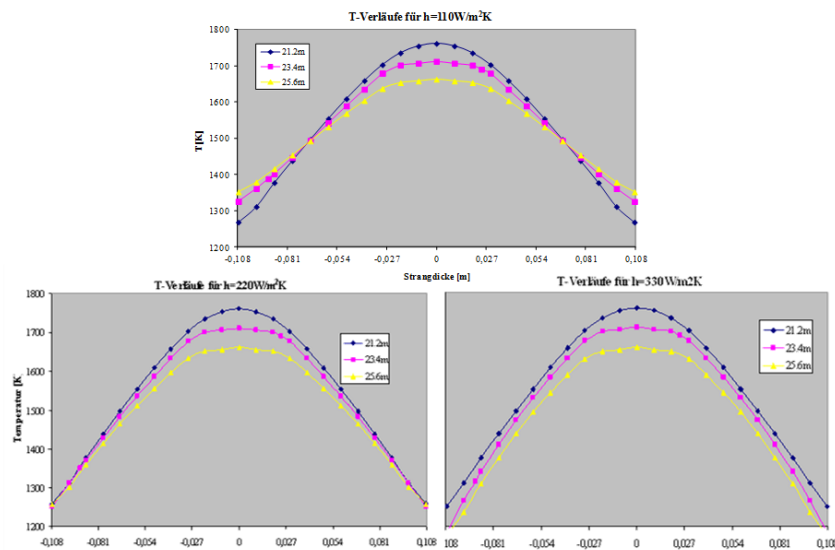


Abbildung 68: Temperaturverläufe über den Strangquerschnitt für unterschiedliche thermische Randbedingungen an der Strangoberfläche. Zu sehen sind die T-Verläufe am Inlet (blau) am Outlet (gelb) sowie genau dazwischen (magenta) für reine Konvektion bei einer Umgebungstemperatur von 325K mit einem Wärmeübergangskoeffizient von $110\text{W/m}^2/\text{K}$, $220\text{W/m}^2/\text{K}$ sowie $330\text{W/m}^2/\text{K}$.

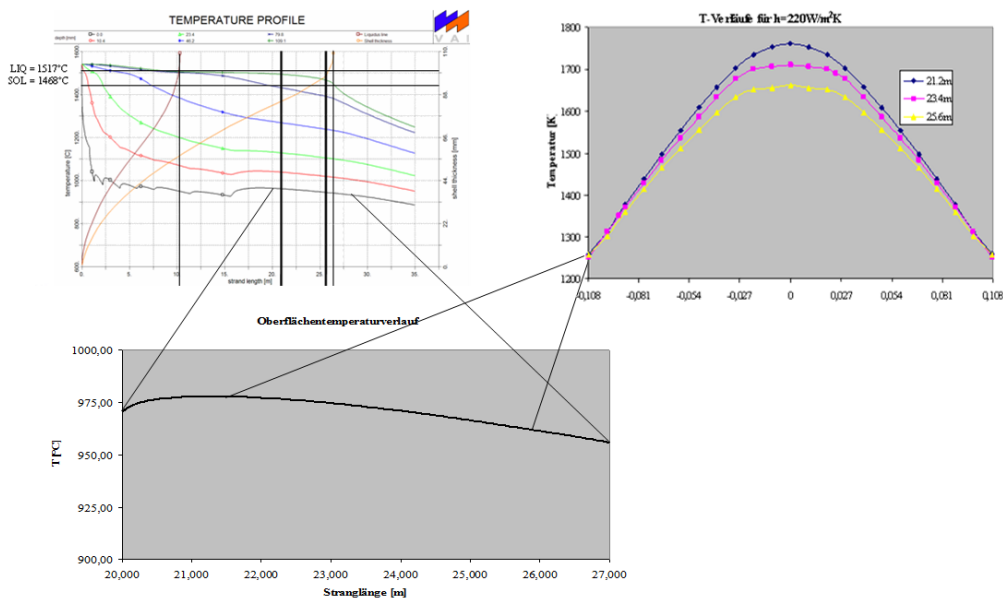


Abbildung 69: Der T-Verlauf entlang der Strangoberfläche sowie im Strangquerschnitt bei 21,2m, 23,4m und bei 25,6m entsprechen bei $220\text{W/m}^2/\text{K}$ und einer Umgebungstemperatur von 325K recht gut den gegebenen VAI-Daten. Bei einem Industriepartnertreffen wurde, auf Rechenergebnisse der VAI aufbauend, der Wert $235\text{W/m}^2/\text{K}$ als mittlerer Wärmeübergangskoeffizient (HTC) festgelegt.

berücksichtigt wird. Ein Wärmeübergangskoeffizient von $330\text{W/m}^2/\text{K}$ führt zu einer zu hohen Abkühlung des Stranges (Oberflächentemperatur bei 25,6m nur mehr etwa 850°C , was sich ebenfalls nicht mit der Realität (vgl. VAI-Rechendaten) deckt. Die T-Verläufe über den Querschnitt zeigen, wie in Abbildung 69 ersichtlich, bei einem Übergangskoeffizienten von $220\text{W/m}^2/\text{K}$ bereits recht gute Übereinstimmung, sind jedoch an der Strangoberfläche noch etwas hoch. Daher kam es mit den Industriepartnern zur Einigung, als "gemittelten" und damit

die Strahlungskomponente mitberücksichtigenden Wärmeübergangskoeffizienten $235\text{W/m}^2/\text{K}$ zu verwenden. Neben der Temperatur müssen auch alle anderen Erhaltungsgrößen (z.B. Konzentrationen, Volumenanteile, Geschwindigkeiten,...) am Inlet vorgegeben werden, was sich dahingehend als problematisch herausstellt, da diese nur schwer konsistent anzunehmen und messtechnisch so gut wie nicht zugänglich sind.

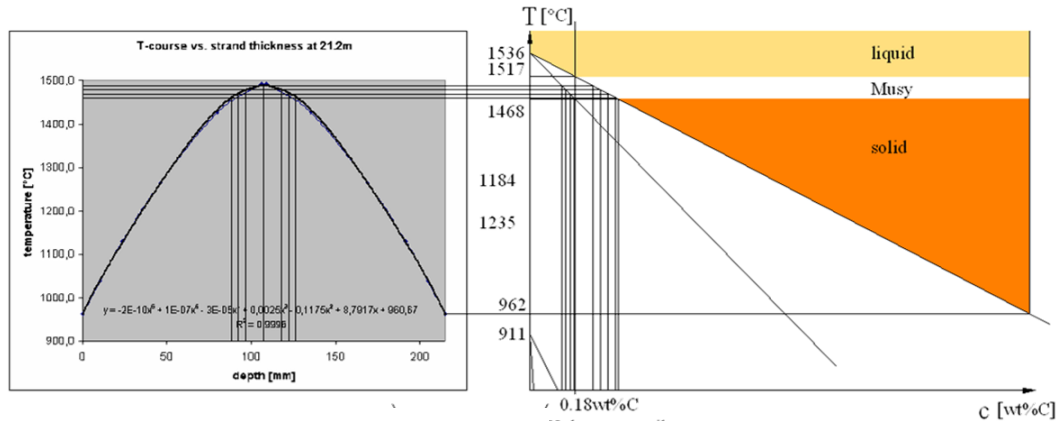


Abbildung 70: Zusammenhang zwischen Inlet-Temperaturprofil und Phasendiagramm. Man erkennt, welcher Teil des Stranges bereits durchstartet und in welchem noch Restschmelze vorhanden ist. Auch zu erkennen ist, dass sich in diesem Strangabschnitt bereits überall am Inlet Festkörper (kein liquid core) befindet, im Zentrum also ein Zweiphasengebiet vorliegt..

In Abbildung 70 ist zu sehen, wie aus dem gegebenen T-Feld die anderen Erhaltungsgrößen bestimmt werden. Dazu gibt es mehrere Möglichkeiten, auf zwei sei hier eingegangen:

- aus dem vereinfachten Phasendiagramm (mit konstanter Phasengrenzliniensteigung m) und damit vorgegebenem, konstantem Gleichverteilungskoeffizient k können die Gleichgewichtsphasengrenzkonzentrationen c_l^* und c_s^* abgelesen werden. Für die angenommenen Modellannahmen (unendlich hohe Diffusion in Schmelze und Festkörper) sind diese gleich c_l und c_s und damit ergeben sich aus der Festkörpersummenformel (Gleichung (14)) in Kombination mit der c_{mix} -Formel (Gleichung (16)) die Phasenanteile f_l und f_s sowie alle anderen Erhaltungsgrößen:

$$\text{Rechengang: } T \xrightarrow{\text{Phasendiagramm}} c_l^*, c_s^* \xrightarrow{c_l = c_l^*, c_s = c_s^*} c_l, c_s \xrightarrow{\rho_l, \rho_s, c_{mix}} f_s, f_l \quad (63)$$

- mit dem aus dem Programm IDS erhaltenen Festkörperphasenanteil f_s kann mittels der Scheil-Gulliver-Gleichung (3) die Schmelzenkonzentration c_l errechneten werden und damit über die c_{mix} -Formel (Gleichung (16)), mit vorgegebenem c_{mix} , die Festkörperkonzentration c_s :

$$\text{Rechengang: } T \xrightarrow{\text{IDS}} f_s \xrightarrow{\text{Scheil}} c_l \xrightarrow{\rho_l, \rho_s, c_{mix}} c_s \quad (64)$$

Alle Erhaltungsgrößen müssen, da sie sich gegenseitig beeinflussen, stimmig gewählt bzw. bestimmt werden, da das Gleichungssystem sonst kaum zum Konvertieren gebracht werden kann. Auch können sich durch die Wahl der Inletverteilung einer Rechengröße und Berechnung der anderen Inletgrößen, wie oben beschrieben, Schwierigkeiten ergeben, wie dies in Abbildung 71 zu sehen ist. Man kann erkennen, dass sich durch Vorgabe einer Gauß-Verteilung als c_{mix} durch Berechnung mit den oben angegebenen Gleichungen unrealistische

Festkörperphasenanteile ergeben, d.h. es ist keine willkürlich vorgegebene Konzentrationsprofilverteilung am Inlet zu empfehlen, da damit die physikalische Gesetze nicht dargestellt werden können. Daher wird die Überlegung, die Simulation nur auf den Bulging-Bereich zu beschränken, verworfen. Obwohl man, wie in Abbildung 72 dargestellt, die Inlet-Randbedingungen durch das Durchstarrungsmodell (Kapitel 3.2) adaptieren kann und damit physikalisch wieder erklärbare Erhaltungsgrößenprofile erhält, ergeben sich die einzig 100% konsistenten Inlet-Randbedingungen, wenn man am Inlet von reiner Schmelze, mit den Schmelzenparametern T_l , f_l , c_l und v_l , ohne Festkörperanteil ausgeht, da dann die "Durchschnittsgrößen" (z.B. c_{mix}) durch jene der Schmelzenphase gegeben sind ($c_{mix} = c_l$).

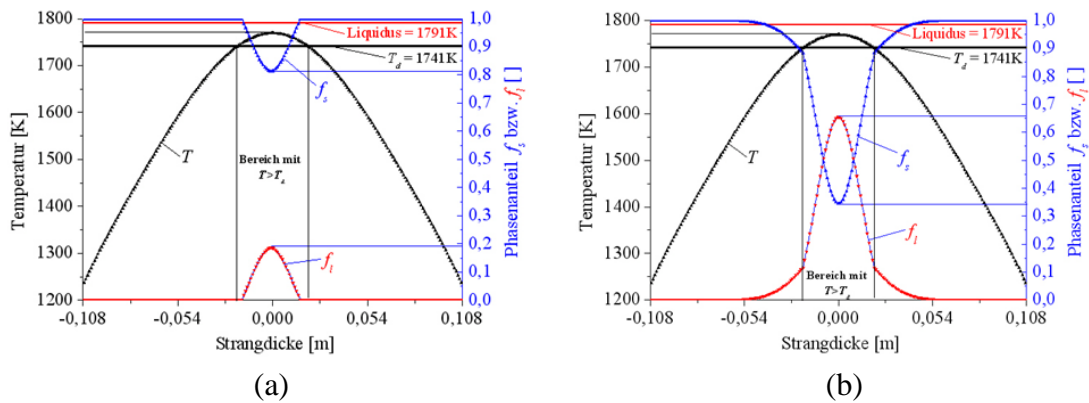


Abbildung 71: Berechnete Randbedingungen für das Inlet bei einer Simulation der Softreduktionsgeometrie. Vorgegeben wird bei (a) ein konstantes c_{mix} am Inlet und bei (b) eine Gaußverteilung von c_{mix} am Inlet, was eine bereits vorhandene Zentrumsseigerung darstellen soll. Während für (a) die daraus mittels des Hebelgesetzes bzw. der Scheil-Gleichung errechneten Volumenanteile (hier dargestellt) und Konzentrationen plausible Graphen erbringen, werden für (b) Schmelze auch unterhalb der Durchstarrungstemperatur (rote f_l -Linie) Werte ermittelt.

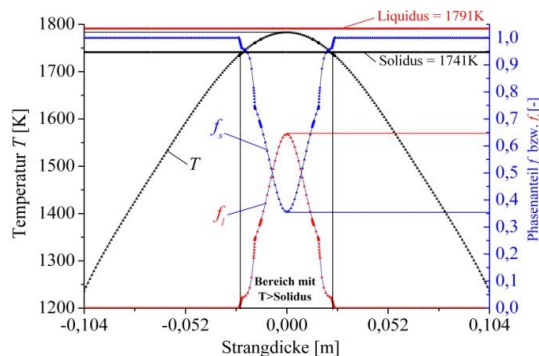


Abbildung 72: Mit Hilfe des Durchstarrungsmodells (Kapitel 3.2) ergeben sich bessere Inlet-Randbedingungen, aber 100%ig konsistente Randbedingungen erhält man nur mit $f_l = 1$ am Inlet.

Dazu sei erneut angemerkt, dass FLUENT im Euler-Euler-Modell einen minimalen Phasenanteil der zweiten Phase (Festkörper) benötigt, um das Geschwindigkeitsfeld applizieren zu können. Bei einigen Simulationen wurde bemerkt, dass das Geschwindigkeitsfeld des Festkörpers berechnet wurde, der offenbar zu geringe Festkörperanteil ($f_s = 10^{-6} - 10^{-7}$) sich aber nicht bewegte. Auch das SMMP-Erstarrungsmodell ist so programmiert, dass es aufgrund des Festkörperanteiles den durchschnittlichen Dendritendurchmesser berechnet, welcher unter anderem zur Berechnung des Massentransfers benötigt wird. Gibt es keinen Festkörperanteil, gibt es keinen Dendritendurchmesser und daher kein Wachstum bzw. eine Division durch 0 und somit einen Programmabsturz. Daher wird am Inlet ein Festkörpervolumenanteil von $f_c = 10^{-5}$ (bzw.

$f_c = 10^{-6}$) gesetzt. Die Simulationsgeometrie wird während der Dissertationserstellung stetig verlängert (von den anfänglich 4.4m auf 9m) um Randerscheinungen ausschließen zu können und die Randbedingungen bestmöglich an die Realität anzunähern. Damit keine neuen Randbedingungen für die Wärmeübergänge in den unterschiedlichen Zonen angenommen werden müssen, wurden diese auch bei längerer Geometrie gleich gelassen und die Gießgeschwindigkeit angepasst. Da die Wärmeübergangskoeffizienten für die Kokille als auch die Primärkühlzone viel zu niedrig angenommen sind, ist auch die Gießgeschwindigkeit viel niedriger als in der Realität. Mit einer "real langen" Geometrie und richtigen Wärmeübergangskoeffizienten würden sich einige Unsicherheiten zwischen Simulation und Realität vermeiden lassen aber die Simulationslaufzeit würde dadurch bei gleicher, benötigter Netzfeinheit stark ansteigen (ca. Faktor 3). In der vorliegenden Arbeit wurde besonderes Augenmerk auf die Seigerungsentstehungsphänomene Nachspeisung (Feeding) und Saugströmungen aufgrund Strangaufbauchung zwischen den Strangführungsrollen (Bulging) gelegt, da von diesen angenommen wird, hauptverantwortlich für Zentrumsseigerung zu sein und daher in der Literatur auch bereits am besten beforscht sind [MIYAZAWA 1981, KAJITANI 2001], was die Ergebnisdiskussion erleichtert und eine Art Validierung ermöglicht. Neu ist bei der vorliegenden Arbeit jedoch die hohe Anzahl von Bulgingbereichen (100 Ausbauchungen) mit abnehmender Ausbauchungshöhe sowie die damit in reale Größenordnung reduzierbare Strangausbauchungshöhe (max. 0,8mm). Hingewiesen sei an dieser Stelle auf grundlegende Vorgaben der folgenden Kapitel. Die dargestellten Abbildungen (Werte als auch Vektoren) sind, auch wenn diese nicht beschriftet sind, mit Volumenanteils-Isolinien überlagert. Diese entsprechen der etwa ~0%-, der 50%- sowie der 95%-Festkörpervolumenanteilslinie, wobei die ~0%-Festkörpervolumenanteilslinie der Isothermen 1790K (Liquidustemperatur T_L) entspricht. Sollten sich in einer Abbildung Erhaltungsgrößen unterschiedlicher Skalierung befinden, entspricht die linke Skalierung jeweils dem oberen Bild (manchmal mit (i) bezeichnet) und die rechte Skala dem unteren Bild (manchmal mit (ii) bezeichnet) in der Abbildung. Wenn nicht anders angegeben, werden, um homogenere Farbübergänge zu erhalten, Knotenwerte dargestellt (vgl. Abbildung 77). Die Skalen sind generell so gewählt, dass Dunkelblau einem tiefen Wert und Rot einem hohen Wert entspricht mit 15 Abstufungen dazwischen, wobei Hellgrün die Mitte der Skala verbildlicht. Bei den Vektorfeldern werden, da die Zellenanzahl doch sehr hoch und die Geometrie in x-Richtung skaliert ist, nicht immer für jede Zelle ein Pfeil angezeigt ("skip"-Funktion in FLUENT). In FLUENT gibt es die Möglichkeiten, für jede Zelle nach jeder Iteration Zwischenergebnisse zu berechnen und abzuspeichern. Für jede dieser Variablen muss ein Speicherplatz reserviert werden, ein User Defined Memory (UDM). In den nächsten Kapiteln werden nun exemplarisch 4 Simulationen genauer erläutert um die Auswirkungen der unterschiedlichen Effekte zu veranschaulichen. Es handelt sich dabei um folgende Konfigurationen

- *Ohne Feeding ohne Bulging*
- *Mit Feeding ohne Bulging*
- *Ohne Feeding mit Bulging*
- *Mit Feeding mit Bulging*

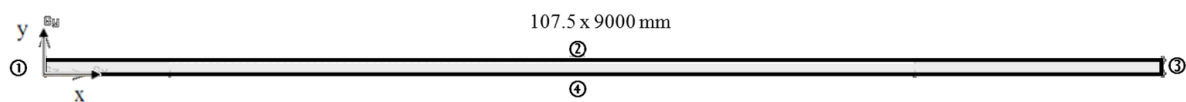
wobei die erste Simulation lediglich den Referenzfall darstellt und beweisen soll, das die Simulation mit den erstellten UDSUB problemlos funktioniert und das erwartete, physikalisch korrekte Ergebnis (keinerlei Relativgeschwindigkeit und damit keinerlei Makroseigerung) liefert.

4.2 Simulation "Ohne Feeding ohne Bulging" (Referenzfall, UDSUB-Check)

Dieses Kapitel teilt sich, wie auch die weiteren Kapitel 4.3, Kapitel 4.4 sowie Kapitel 4.5, in die Erklärung der (i) Geometrie, Anfangs- und Randbedingungen und (ii) Resultate und Ergebnisdiskussion.

Geometrie, Anfangs- und Randbedingungen

Die im folgenden diskutierten Rechenergebnisse beziehen sich, wie man in Abbildung 73 sehen kann, auf das 2D-Modell eines 9m langen und 215mm dicken Stranges, wobei, da ohne solutale und thermale Konvektion und ohne globulitische Phase gerechnet wird, eine 2D-Symmetrie in der Strangmitte (Randbedingung ④) angenommen wird. Die Wärmeabfuhr erfolgt somit nur über die Strangoberfläche (Randbedingung ②) und wird als konstant (Wärmeübergangskoeffizient (*Heat Transfer Coefficient*) von $HTC = 235\text{W/m}^2/\text{K}$ bei Umgebungstemperatur $T_{\text{Umgebung}} = 325\text{K}$) über die gesamten Strang angenommen, d.h. die unterschiedlichen Kühlzonen werden vernachlässigt. Als weitere Randbedingung wird Wandhaften (non slip) mit einer sich mit der Gießgeschwindigkeit bewegenden Wand (moving wall) angenommen.



- ① p - Inlet (101315Pa) 1:10 gescaled
- konsistente RB ($f_{l,\text{Inlet}} \cong 1!$)
- ② $HTC = 235\text{W/m}^2/\text{s}$, $T_{\text{Umgebung}} = 325\text{K}$ $\rho_l = 7027\text{ kg/m}^3$
- ③ v - Outlet ($v_{\text{cast}} = 0,006\text{ m/s} = 0,36\text{ m/min}$) $\rho_c = 7027\text{ kg/m}^3$
- ④ 2D symmetrische Simulation $\eta_l = 0,0056\text{ kg/m/s}$
- 158 400 (44x3600 => \square 2,5mm) $\eta_c = 5600\text{ kg/m/s}$
- binärer "St52" - $c_0 = 0,18\text{wt.}\%C$

$$v_{c,x} = v_{\text{cast}}$$

$$v_{c,y} = 0$$

Zeitdiskretisierung: 2. Ordnung

Diskretisierung: Quick

pseudotransient; $\Delta t = 0.1\text{s}$; 1 Iterationen/ Δt

Abbildung 73: Rand-, Anfangsbedingungen und Simulationsparameter der Simulation ohne "Feeding"(gleiche Dichte der Schmelze ρ_l und des Festkörpers ρ_c) und ohne "Bulging" (glatte Strangoberfläche).

Da die Länge des Stranges mit 9000mm doch erheblich über jener der Dicke 107,5mm liegt, wird die Geometrie in den Ergebnisbildern, 1:10 in x-Richtung längenskaliert dargestellt, also in der Länge "gestaucht" um die Konturbilder erkennbar darstellen zu können. Die Zellengröße beträgt bei 158400 Zellen (44 Zellen über den Strangquerschnitt und 3600 über die Stranglänge) ca. $2,5 \times 2,5\text{mm}$. Gerechnet wird mit einem linearisierten, binären Phasendiagramm eines Stahls der Qualität St52 (0,18wt.%C vgl. Kapitel 4.1) und einer über die Temperatur konstanten Schmelzendichte $\rho_l = 7027\text{kg/m}^3$ (damit keine thermale Konvektion) und gleich hoher, ebenfalls über die Temperatur konstanten Festkörperdichte

$\rho_s = 7027 \text{ kg/m}^3$ (damit keine Strangschumpfung "Exudation"), wodurch es keine Erstarrungsschumpfung und damit Nachspeiseströmung geben soll. Die Viskosität des Fluids Schmelze ist ebenfalls über die Temperatur konstant mit $\eta_l = 0,0056 \text{ kg/m/s}$, während jene des Fluids Festkörper mit $\eta_s = 5600 \text{ kg/m/s}$ angenommen wurde. Die Geschwindigkeit des Festkörpers (columnare Phase) ist in x-Richtung mit der Gießgeschwindigkeit von $v_{c,x} = v_{cast} = 0,006 \text{ m/s}$ und in y-Richtung mit $v_{c,y} = 0 \text{ m/s}$ angenommen. Am Outlet (③) wird für beide Phasen eine Geschwindigkeit von $v_{cast} = 0,006 \text{ m/s}$ vorgegeben (velocity-outlet), während am Inlet (pressure-inlet ①) der Druck von $p_{inlet} = 101315 \text{ Pa}$ sowie ein Phasenanteil von $f_c = 10^{-5}$ ($\cong 0$) mit einer Konzentration $c_0 = c_l = 0,0018$, sowie $c_s = k \cdot c_0 = 0,000648$ und einer Schmelzentemperatur von $T_{l,inlet} = T_{s,inlet} = 1792 \text{ K}$ vorgegeben wird, was einer konsistenten Randbedingung entspricht. Die Zeit- als auch Ortsdiskretisierung ist 2. Ordnung und es wird pseudotransient (1 Iteration / Zeitschritt) mit einem Zeitschrittgröße von $\Delta t = 0,1 \text{ s}$ gerechnet bis ein steady-state erreicht ist. Des weiteren gelten die bereits in Kapitel 2.7 angeführten Modellannahmen im speziellen:

- Verwendung eines linearisierten, binären Fe-C-Phasendiagramms mit konstantem Gleichverteilungskoeffizienten $k = 0,36$ und Liquidusliniensteigung $m = -11666,67 \text{ K}$
- Columnare Dendritenstämme beginnen ihr Wachstum sobald die Temperatur in einer Zelle unter die der Konzentration der Zelle entsprechende Liquidustemperatur T_L gesunken ist.
- Die Morphologie der columnaren Dendritenstämme ist vereinfacht als Zylinder approximiert, deren Durchmesser entlang des Temperaturgradienten naturgemäß zu- bzw. abnehmen.
- Das schalenweise Wachstum der Zylinder ist durch Diffusion zum Abbau der Stauspitze an der Erstarrungsfront getrieben.
- Die mechanische Interaktion zwischen Festkörper und Schmelze im Zweiphasengebiet ist mittels Darcy's Gesetz und dem Blake-Kozeny Permeabilitätsansatzes modelliert.
- Um die Makroseigerung zu quantifizieren wird eine Durchschnittskonzentration c_{mix} berechnet.

Weitere Materialkennndaten für die Programmierung können der Datei "unified_code_material_data_SPM_St52.h" im Anhang 1 entnommen werden.

Folgende Quellcode-Adaptionen wurden, als Input der vorliegenden Arbeit, durchgeführt:

- Implementierung der verbesserten Massentransferberechnung (vgl. Kapitel 3.1)
- Implementierung des Durcherstarrungsmodells (vgl. Kapitel 3.2)
- Implementierung des SPM (vgl. Kapitel 3.3)
- Implementierung der Geschwindigkeitsfixierung bei Geometrien mit Bulging (vgl. Kapitel 3.4 für die Simulationen in Kapitel 4.4 sowie Kapitel 4.5)

Als Anfangsbedingungen der Simulationsdomäne werden die Inlet-Randbedingungen (99,999% Schmelze ($f_l \cong 1$) mit $c_l = c_0 = 0,0018$ sowie $T_l = 1792 \text{ K}$ und 0,001% Festkörper ($f_s = 10^{-5}$) mit $c_s = 0,000648$ und $T_s = 1792 \text{ K}$ gesetzt.

Resultate und Ergebnisdiskussion

Die Residuen in Abbildung 74 sowie die zeitlichen Verläufe der über die gesamte Rechengeometrie gemittelten Rechengrößen in Abbildung 75 zeigen, dass die Simulation den Gleichgewichtszustand erreicht hat. Der horizontale Verlauf weist auf zeitlich konstante Werte in der Rechengeometrie hin. Wie man sieht, wird dieser Gleichgewichtszustand nicht gleich erreicht, sondern es kommt zu einem numerischen "Überschwingung". Die Mittelwerte ergeben sich im Gleichgewichtszustand mit $\overline{c_{mix}} \cong 0,0018$ (0,18wt.%C), $\overline{M_{lc}} \cong 4,7\text{kg} / \text{m}^2 / \text{s}$ und $\overline{f_c} \cong 0,63$ (63% Festkörpervolumenanteil).

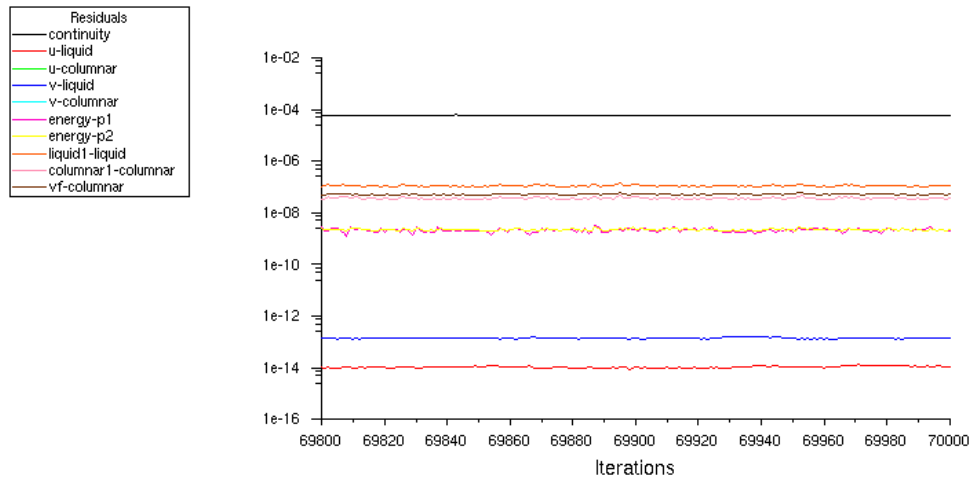


Abbildung 74: Die Residuen sind nach 70000 Iterationen (= Zeitschritten) auf einem gewünscht niedrigen Niveau.

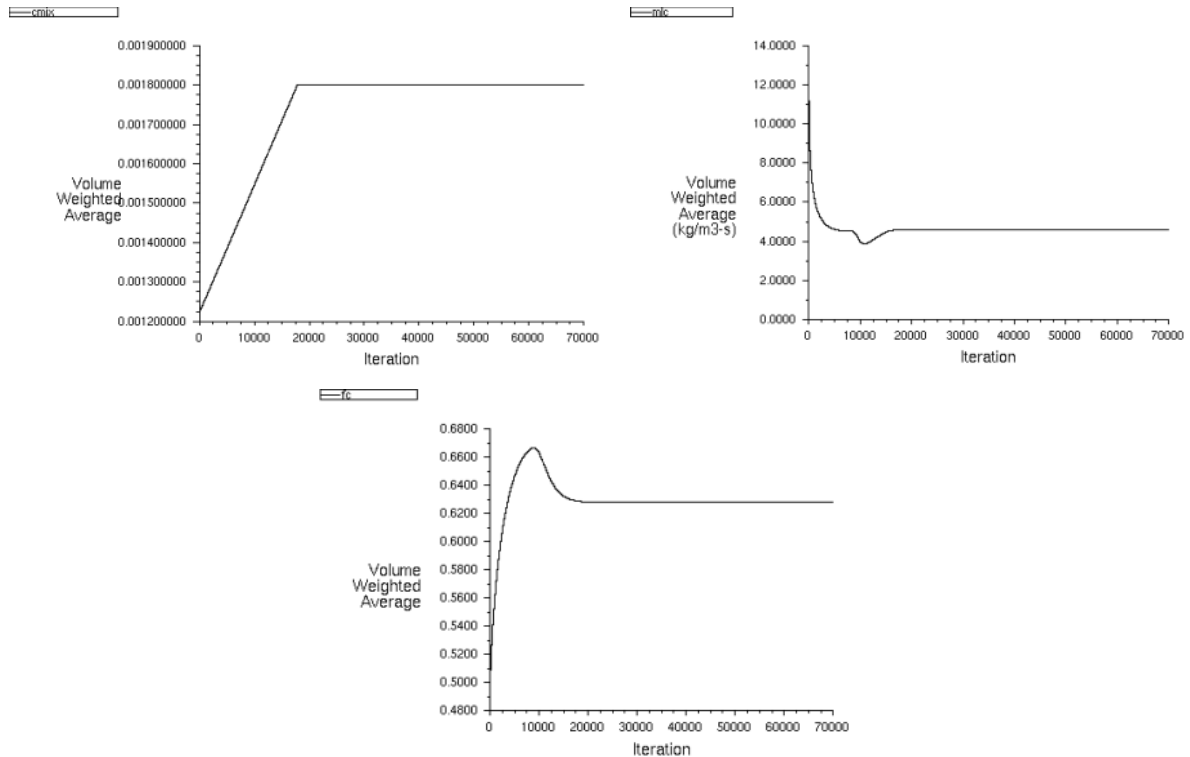


Abbildung 75: Die Überwachungsbildschirme für c_{mix} , M_{lc} und f_c zeigen, dass die Simulation nach 70000 Iterationen (eigentlich bereits nach 22000 Iterationen) den steady-state erreicht hat. Die diskutierten Resultate entsprechen somit dem Gleichgewichtszustand.

Die Rechenzeit für diese Simulation ("140_9mNOBulgingGeo_NOFeeding"), die auf 3 Knoten des SMMP- Intel Pentium4-Clusters (3,2GHz) gelaufen ist, beläuft sich, wie in Abbildung 76 zu erkennen ist auf ca. 14h/10000Iterationen. Die Rechenzeit der vorliegenden Simulation war somit etwa 4 Tage, wobei nach etwa 2 Tagen bereits ein Steady-State Zustand erreicht war.

Name	Änderungsdatum
9m_NOBulgingGEO_NOFeeding_adapted10122008_0000.cas.gz	10.12.2008 09:33
9m_NOBulgingGEO_NOFeeding_adapted10122008_0000.dat.gz	10.12.2008 09:33
9m_NOBulgingGEO_NOFeeding_adapted10122008_1000.dat.gz	10.12.2008 10:46
9m_NOBulgingGEO_NOFeeding_adapted10122008_10000.dat.gz	10.12.2008 21:39
9m_NOBulgingGEO_NOFeeding_adapted10122008_20000.dat.gz	11.12.2008 10:27
9m_NOBulgingGEO_NOFeeding_adapted10122008_26471.cas.gz	11.12.2008 18:53
9m_NOBulgingGEO_NOFeeding_adapted10122008_26471.dat.gz	11.12.2008 18:53
9m_NOBulgingGEO_NOFeeding_adapted10122008_30000.dat.gz	12.12.2008 01:10
9m_NOBulgingGEO_NOFeeding_adapted10122008_40000.dat.gz	12.12.2008 15:25
9m_NOBulgingGEO_NOFeeding_adapted10122008_50000.dat.gz	13.12.2008 05:50

Abbildung 76: Die Simulationslaufzeit kann aus den Speicherzeitpunkt abgeleitet werden.

Aufgrund der HTC-Randbedingung an der Strangoberfläche ergibt sich das in Abbildung 77 dargestellte T-Feld. Im Strangzentrum ist aufgrund der schlechten Wärmeleitung des Stahls die Schmelzentemperatur und damit der Schmelzenkern noch sehr lange über der Liquidustemperatur der neutralen Schmelze (bei dieser Temperatur etwa bis zu Hälfte der Geometrie, also ca. bis 4m). Das Zweiphasengebiet ist aus demselben Grund noch viel länger und die 95% Festkörpervolumenanteilslinie schneidet bei der dargestellten Simulation die Symmetrielinie erst bei etwa 8,5m. Die Erstarrung beginnt, wie in Abbildung 78 zu sehen, im gekühlten Oberflächenbereich, sobald die Temperatur aufgrund der Randbedingung unter die Liquidustemperatur der dort vorhandenen Schmelze sinkt. Mit sinkender Temperatur und größer werdender wachstumsfähiger Oberfläche pro Volumen A/V (vgl. Kapitel 3.1 & Abbildung 82) nimmt die Erstarrung zu, erreicht das Maximum etwa bei der

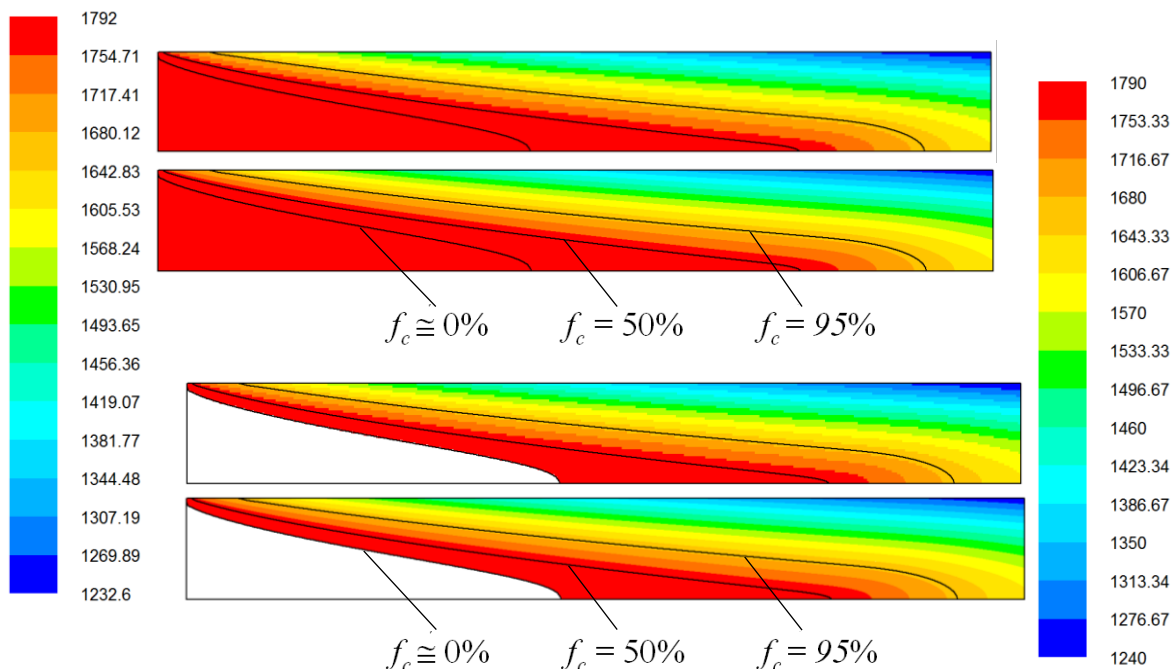


Abbildung 77: Das Gleichgewichts-Temperaturfeld: Oben der gesamte T-Bereich dargestellt als Element- bzw. Knotenwert (linke Skala), unten ebenfalls als Element- und Knotenwert bei eingeschränkter Skala (rechts) mit einer Maximaltemperatur von 1790K, der Liquidustemperatur von $c_l = 0,18\text{wt.}\%$. Die schwarzen Linien entsprechen einem Festkörpervolumenanteil von $\sim 0\%$, 50% sowie 95% . Sobald die Temperatur unter 1790K sinkt, beginnt die Erstarrung.

Festkörpervolumenanteilslinie von 50% und nimmt danach aufgrund der niedrigeren Treibkraft (vgl. Abbildung 84) sowie des "Impingement-Faktors" (f_{imp}) (vgl. Abbildung 83)

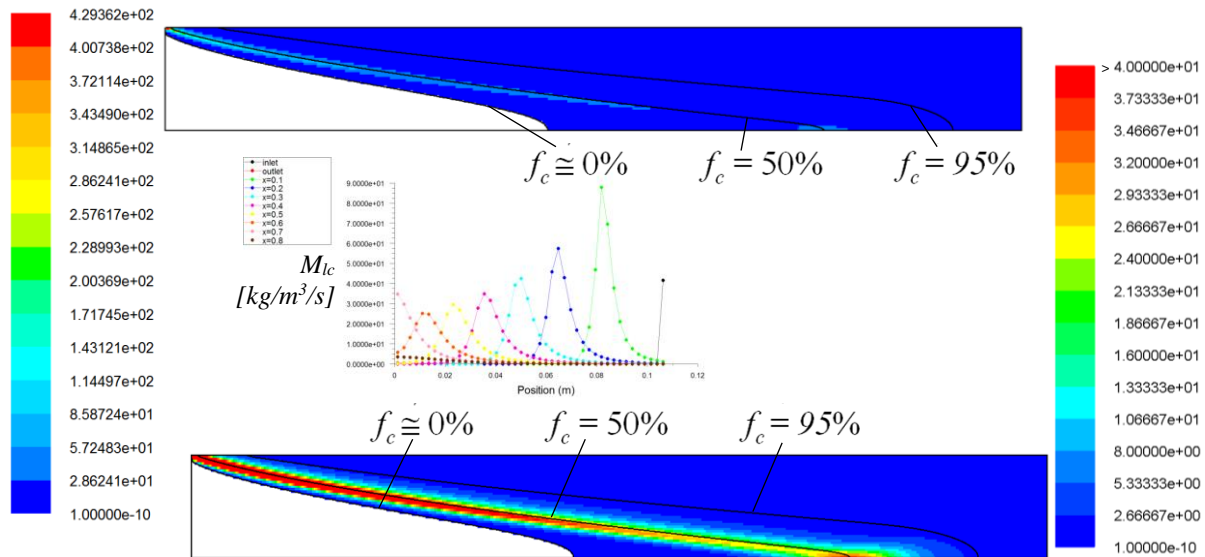


Abbildung 78: Das Feld sowie Querschnittsprofile des Massentransfers M_{ic} , wobei das absolute Maximum von ca. $429 \text{ kg/m}^3/\text{s}$ nur punktuell zu Beginn, nahe dem Inlet und der Strangoberfläche, vorkommt. Die Bereiche ohne Erstarrung ($M_{ic} = 0$ bzw. $M_{ic} < 10^{-10}$) wurden bei beiden Feldern ausgeblendet, wobei beim unteren Bild die (rechte) Skala so geändert wurde, dass alle Bereiche mit $M_{ic} > 40 \text{ kg/m}^3/\text{s}$ rot eingefärbt wurden. Man erkennt auch, dass die Maxima etwa bei der Festkörpervolumenanteilslinie von 50% liegen. Die Querschnittsbezeichnungen 0,1 bis 0,8m ergeben sich aufgrund der Skalierung mit dem Faktor 10. Das Inlet ist bei 0m, das Outlet bei 9m, die Region dazwischen ist in 9 gleich große Teile geteilt, d.h. 0,1m entsprechen 1m Geometrie. Der Maximaler M_{ic} nimmt ab (grüne Linie bei 1m bis orange Linie bei 6m) und im Bereich der Sumpfspitze (rosa Linie bei 8m) wieder zu.

wieder ab. Detaillierte Erläuterungen dazu folgen bei den jeweiligen Abbildungen. Gemäß den Phasendiagramm-Informationen (vgl. Kapitel 2.3) hat der erstarrende Festkörper eine

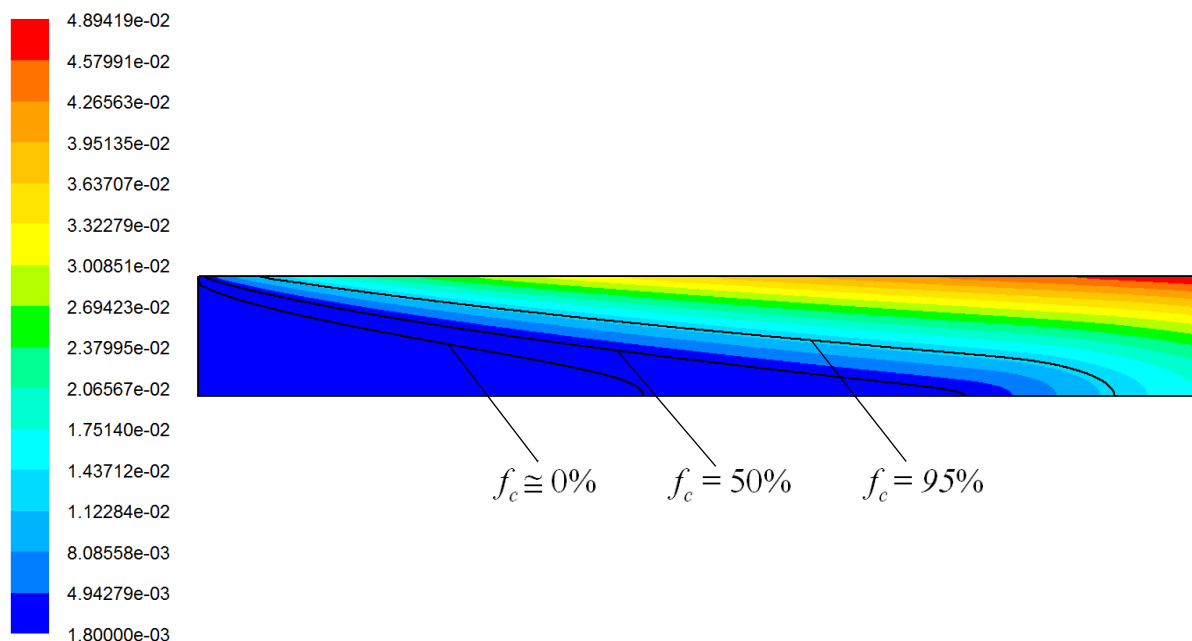


Abbildung 79: Die Schmelzenkonzentrationsverteilung c_1 . Die Werte steigen von 0,18wt.%C am Inlet aufgrund der Anreicherung durch die Erstarrung bis zu 4,89wt.%C.

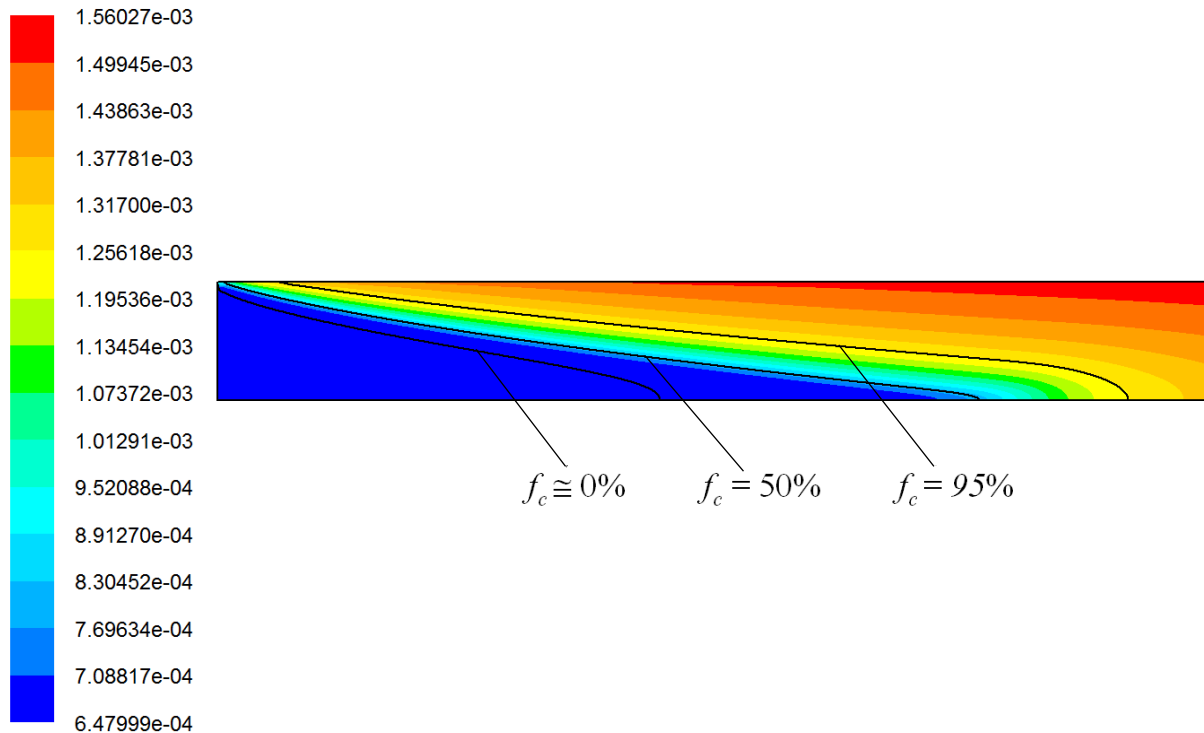


Abbildung 80: Die Festkörperkonzentrationsverteilung c_c reicht von 0,0648wt.%C ($c_0 \cdot k$) bis beinahe 0,18wt.%C.

niedrigere Konzentration als die jeweilige Schmelze und daher beginnt sich die Restschmelze anzureichern, wie in Abbildung 79 zu sehen ist. Der Anstieg der Schmelzenkonzentration aufgrund der durch den Massentransfer verursachten Erstarrungsanreicherung führt zu Bereichen mit solch hoher Schmelzenkonzentration c_l , dass diese für den Gleichgewichtsfall in der Realität bereits eutektische (4,3wt.%C vgl. Abbildung 15) erstarrt wären. Im UDSUB wäre dies durch eine entsprechende Adaptierung (vgl. Kapitel 3.2) umsetzbar. Da es durch die gleichen Dichten von Schmelze und Festkörper bzw. das SPM jedoch zu keiner Nachspeisströmung in diesen Regionen kommt, ist dies für die Makroseigerungs-entstehungssimulation irrelevant. Da aus angereicherter Schmelze auch ein angereicherter Festkörper entsteht, steigt auch die Festkörperkonzentration im Laufe der Erstarrung an. Würde es zu einer vollständigen Durcherstarrung kommen, wäre die Konzentration für den Fall ohne Feeding und Bulging in den vollständig erstarrten Bereichen $0,0018\text{kg/kg} = 0,18\text{wt.\%C}$. Da in Bereichen hohen Festkörpervolumenanteils jedoch noch angereicherte Restschmelze vorhanden ist, steigt die Festkörperkonzentration, wie in Abbildung 80 dargestellt, auf maximal 0,156wt.%C. Mit sinkender Temperatur wächst, wie in Abbildung 81 zu sehen, der Dendritendurchmesser, da durch die Erstarrung (M_{lc}) der Festkörpervolumenanteil f_c zunimmt. Mit dem wachsenden Dendritendurchmesser steigt auch die wachstumsfähige Oberfläche pro Volumen A/V , wie in Abbildung 82 zu sehen. Entgegen der Annahme aus Kapitel 3.1 wird bei den in dieser Arbeit besprochenen Simulationen ein Primärdendritenabstand von $\lambda_1 = 1\text{mm}$ (anstatt $144\mu\text{m}$) verwendet. Damit ergibt sich aus dem maximal erreichbaren Festkörpervolumenanteil von 99,49% (vgl. Abbildung 85) ein maximaler Dendritendurchmesser d_c :

$$d_c = \sqrt{\frac{\sqrt{12} \cdot f_s}{\pi}} \cdot \lambda_1 = 1,047 \cdot 10^{-3} \text{ m}$$

Der minimalste Dendritendurchmesser (ebenfalls für das "staggerd arrangement") würde sich aus dem minimalsten Volumenanteil am Inlet (10^{-5}) sowie in der Rechengeometrie wie folgt ergeben:

$$d_c = \sqrt{\frac{\sqrt{12} \cdot f_s}{\pi}} \cdot \lambda_1 = 3,3 \cdot 10^{-6} m$$

Beide Ergebnisse stehen in guter Übereinstimmung mit Abbildung 81.

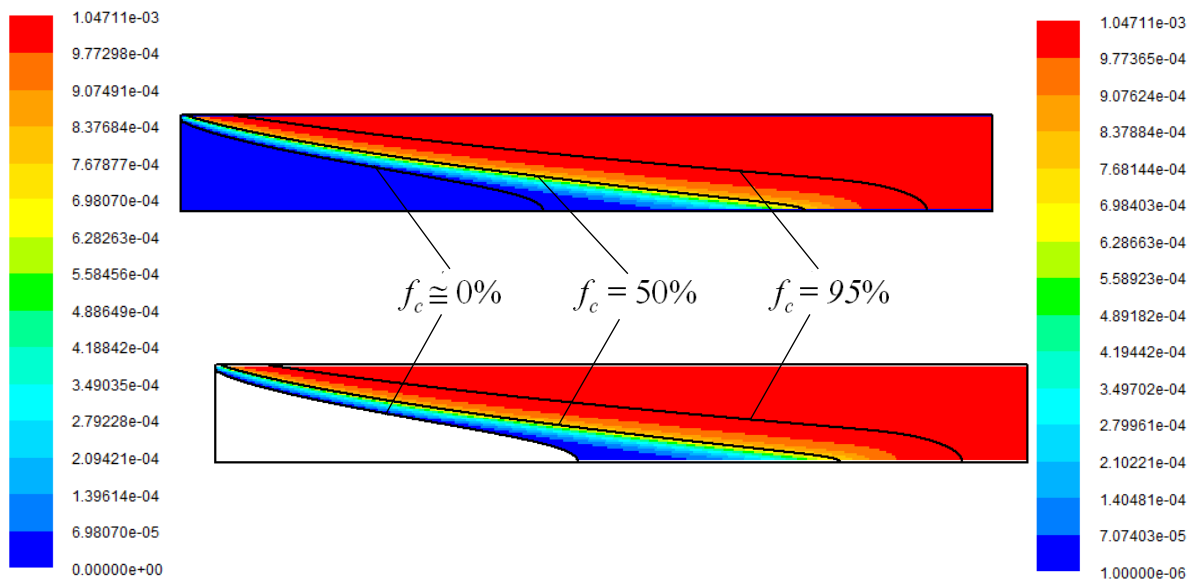


Abbildung 81: Das Feld des Dendritenstammdurchmessers d_c . Im unteren Bild, auf welches sich die rechte Skala bezieht, wurde der Bereich $d_c < 10^{-6} m$ (wird im UDSUB vorgegeben und in der Rechengomain initialisiert) ausgeblendet.

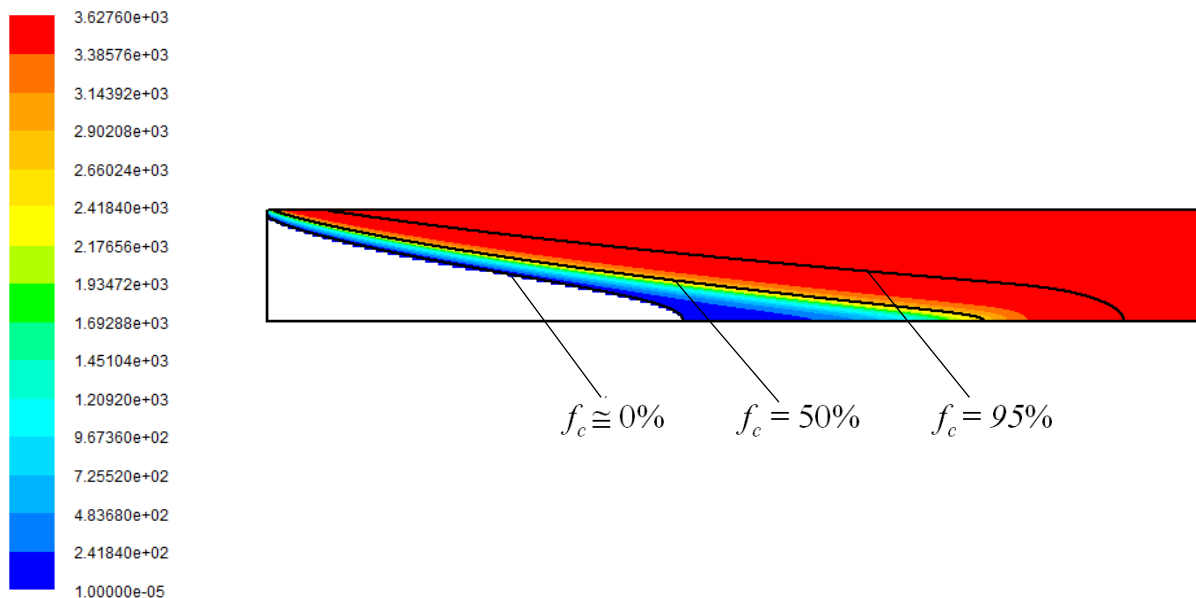


Abbildung 82: Das Feld der wachstumsfähigen Oberfläche pro Volumen A/V ohne Berücksichtigung des Impingement Faktors. Hier wurde der Bereich in welchem keine Erstarrung stattfindet ($A/V = 0$ bzw. $A/V < 10^{-5}$) ausgeblendet.

Wird der in Kapitel 3.1 angeführte Impingement-Faktor f_{imp} mitberücksichtigt, ergibt sich Abbildung 83 und damit erklärt sich, unter Berücksichtigung der Lage der größten Stauspitze

("driving force" vgl. Abbildung 84) auch die Lage des maximalen Massentransfers (vgl. Abbildung 78) was auf die Anordnung der Dendriten (staggered arrangement) zurückzuführen ist. Das Produkt von f_{imp} und A/V hat, wie in Abbildung 83 zu sehen, ein Maximum bei der λ_1 - Isolinie (vgl. Abbildung 40), das Maximum des Massentransfers M_{lc} ist, wie in Abbildung 78 dargestellt, nicht an der λ_1 - Isolinien, sondern etwa auf der $f_s = 0,5$ - Isolinie. Dies zeigt, dass der Faktor, der für den maximalen M_{lc} verantwortlich ist, nicht die wachstumsfähige Oberfläche sondern der Grenzphasen-konzentrationsunterschied $c_i^* - c_l$ ("driving force" = Stauspitze entsprechend Abbildung 35 bzw. Abbildung 84) ist.

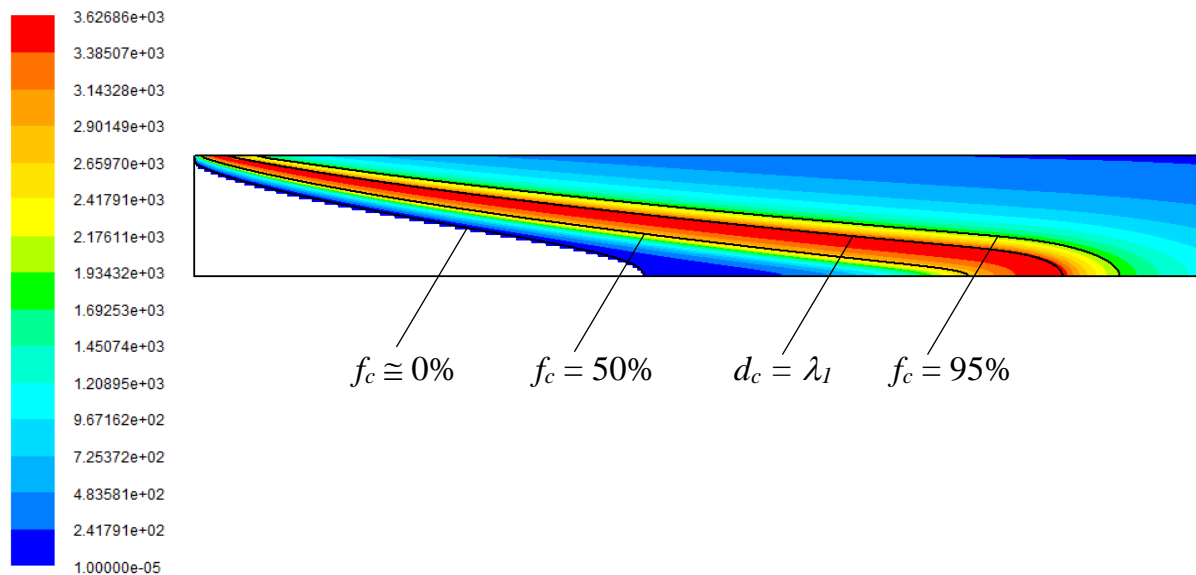


Abbildung 83: Das Feld der wachstumsfähigen Oberfläche pro Volumen mit Berücksichtigung des Impingement Faktors $A/V \cdot f_{imp}$. Hier wurde der Bereich in welchem keine Erstarrung stattfindet ($A/V \cdot f_{imp} = 0$ bzw. $A/V \cdot f_{imp} < 10^{-5}$) ausgeblendet.

Analysiert man die Triebkraft der Erstarrung, also die Stauspitze, wie in Abbildung 84 dargestellt, ist deren Maximalwert mit 0,098wt.%C erstaunlich hoch, nämlich über 50% der Durchschnittskonzentration des simulierten Stahles St52 von 0,18wt.%C. Aufgrund des Massentransfers ergibt sich das Feld des Festkörpervolumenanteils in Abbildung 85, in welchem die Zellenwertdarstellung der durch Mittelung homogeneren Knotenwertanzeige gegenübergestellt wird. Die interpolierten Verläufe sehen zwar schöner aus, zur Analyse der Ergebnisse eignet sich jedoch die Zellenangabe besser, da lokale Maxima/Minima erkennbar bleiben.

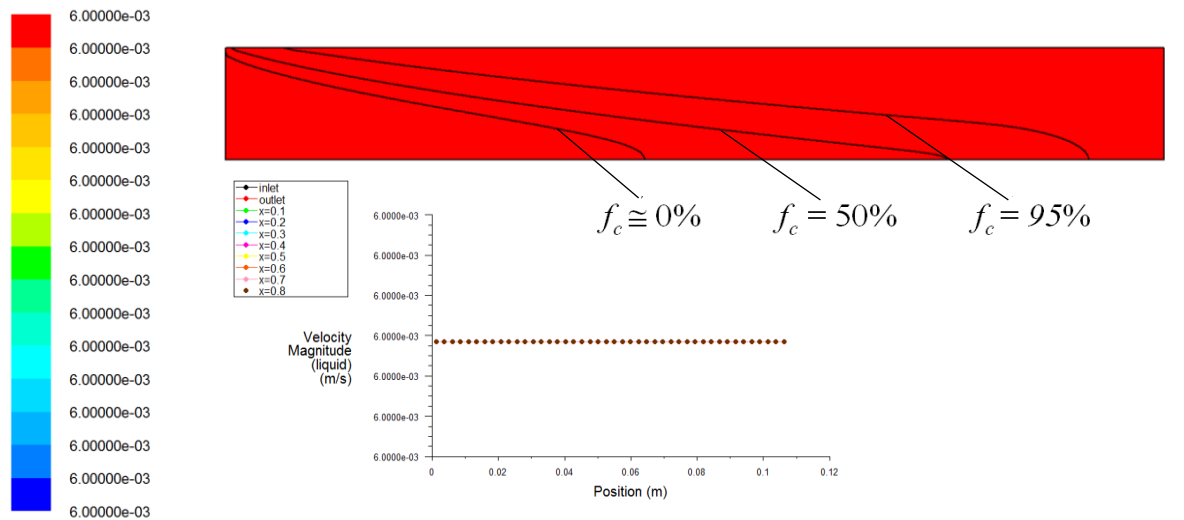


Abbildung 86: Schmelzen-Strömungsfeld & Geschwindigkeitsprofile über einige Strangquerschnitte.

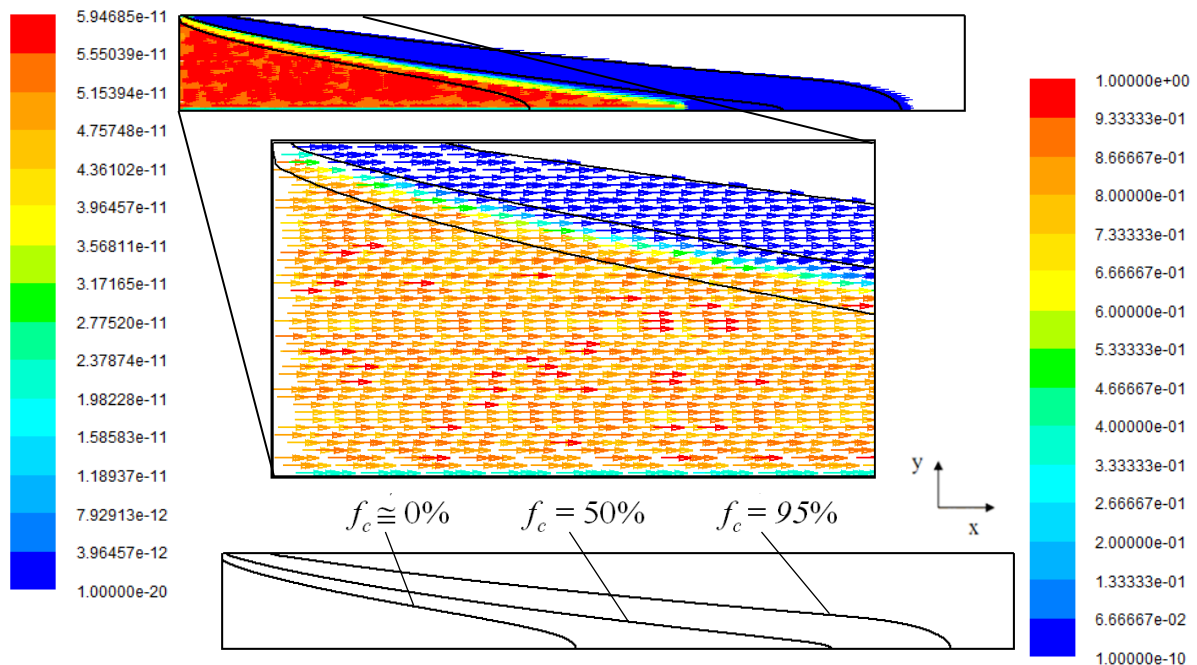


Abbildung 87: Vektorfeld der Relativgeschwindigkeiten zwischen Festkörper und Schmelze, wobei $v_{rel,x} = v_{l,x} - v_{c,x}$ und $v_{rel,y} = v_{l,y} - v_{c,y}$. Durch Skalierung können die unwesentlichen, numerisch bedingten, niedrigen Geschwindigkeiten ausgeblendet werden (unten) und man sieht, dass man "nichts" sieht. Keine Relativgeschwindigkeiten für diese Simulation.

Hierbei ist die x-Komponente des Vektors gegeben durch $v_{rel,x} = v_{l,x} - v_{c,x}$ und die y-Komponente des Vektors gegeben durch $v_{rel,y} = v_{l,y} - v_{c,y}$. Da es keine Relativgeschwindigkeiten gibt, kommt es auch, wie in Abbildung 88 sowie Abbildung 89 ersichtlich zu keiner Makroseigerung. Die erkennbaren Konzentrationsschwankungen, vor allem an der Strangoberfläche, sind sehr klein und nur numerisch bedingt.

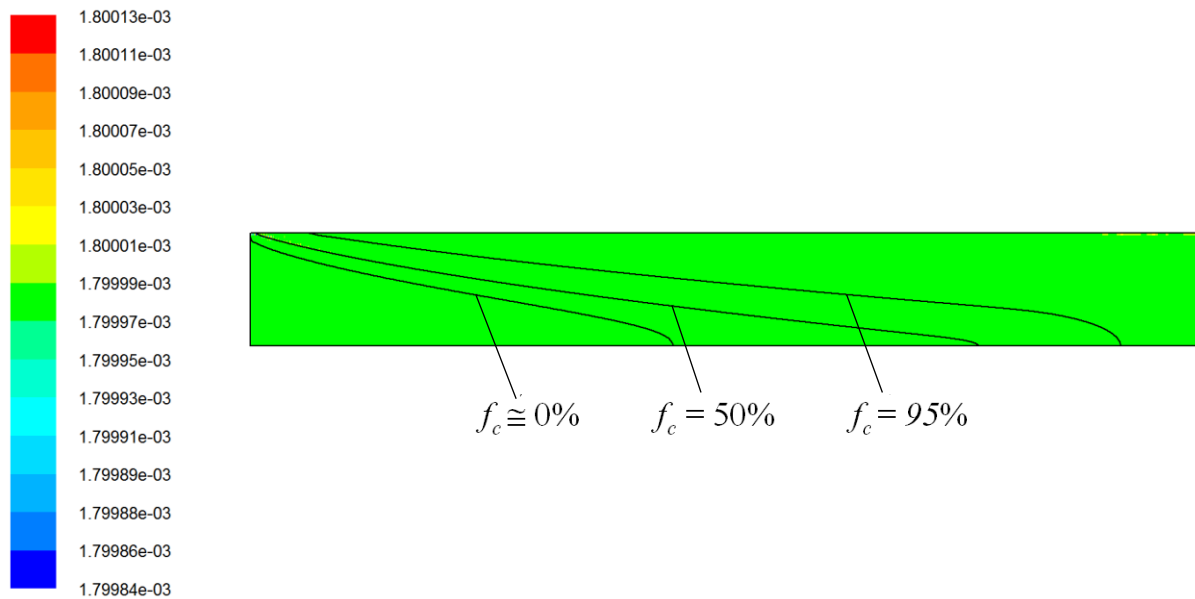


Abbildung 88: c_{mix} -Ergebnis der Simulation "Ohne Feeding ohne Bulging".

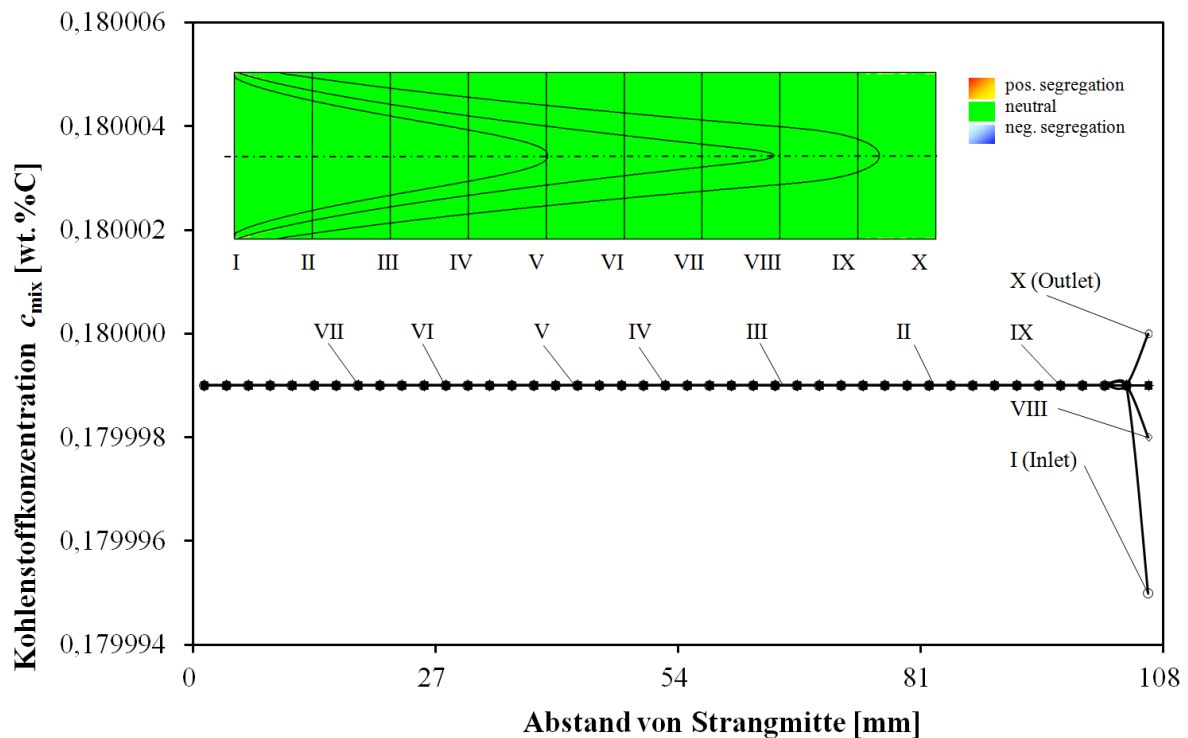


Abbildung 89: c_{mix} -Ergebnisse der Simulation "Ohne Feeding ohne Bulging". Die Position jedes Querschnitts (Inlet = I bis Outlet = X) ist in der 1:10 skalierten c_{mix} -Abbildung durch schwarze, vertikale Striche veranschaulicht. Die blauen Bereiche würden, die gelben bis roten Bereiche positive Seigerung, veranschaulichen. Überlagert dargestellt sind die Festkörpervolumenanteil-Isolinien für 0%, 50% sowie 95%. Man erkennt, dass nur einige numerische Schwankungen ($\pm 0,00001$ wt.%C) im c_{mix} -Feld vorhanden sind und sich diese speziell auf den Bereich der Strangoberfläche beschränken.

Die, diese numerischen "Ungenauigkeiten" hervorrufenden Relativgeschwindigkeiten können auch gefunden und visualisiert werden, wie dies Abbildung 90 verdeutlicht. Die Größenordnung dieser "numerischen Fehler" sind sehr klein (10^{-11} m/s bis 10^{-41} m/s), wodurch sich auch die vernachlässigbar kleinen Abweichungen im Konzentrationsfeld ergeben. Die Simulation ist, wie auch Abbildung 75 entnommen werden kann, bereits nach etwa 20000 Iterationen nahe dem Steady-State. Dies wird auch durch das zu diesem Zeitpunkt vorhandene

c_{mix} -Feld, welches in Abbildung 91 abgebildet ist, bestätigt. Das erwartete Ergebnis ist damit erreicht und somit der Quellcode bestätigt.

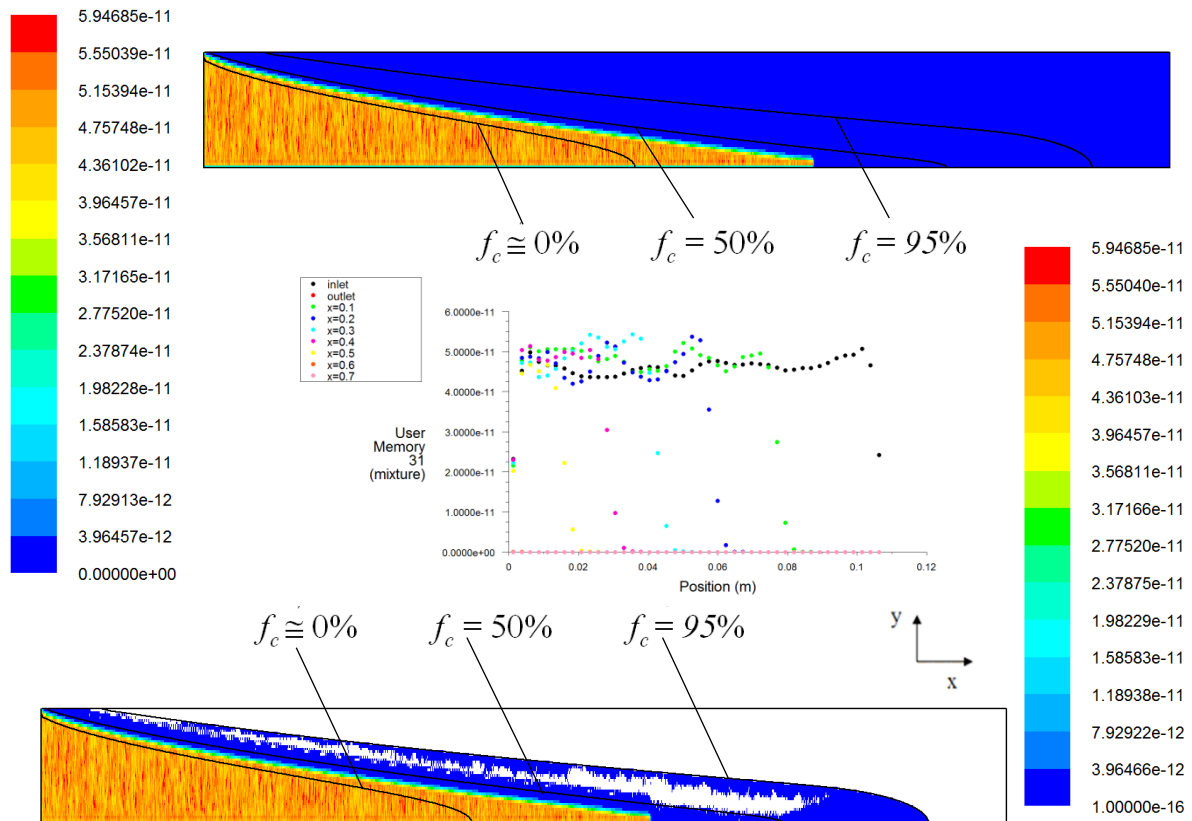


Abbildung 90: Feld der vernachlässigbar kleinen Relativgeschwindigkeiten. Zu erkennen ist, dass die Relativgeschwindigkeiten vor allem in der Region mit hohem Schmelzenvolumenanteil (Strangmitte) vorhanden sind.

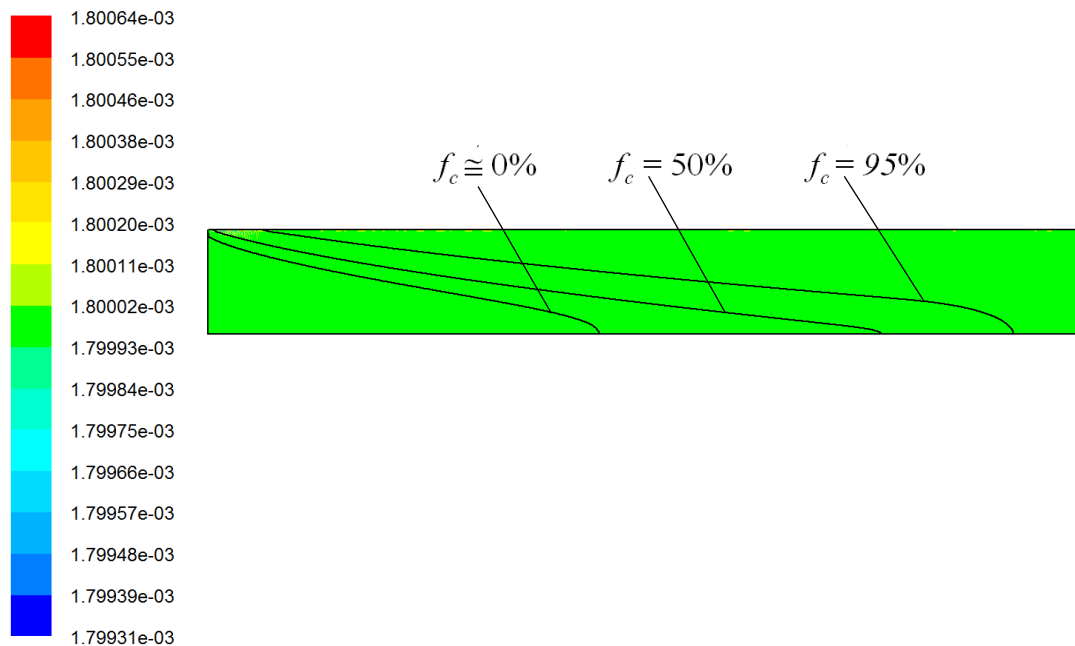


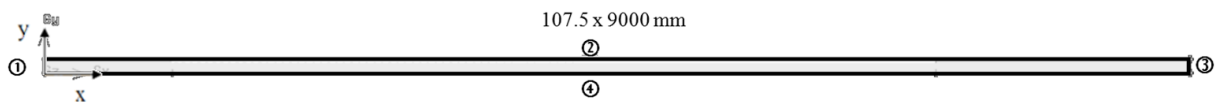
Abbildung 91: Das nach 20000 Iterationen bereits homogene c_{mix} -Feld verweist darauf, dass die Simulation, wie die Monitoring-Bilder vermuten ließen, bereits zu diesem Zeitpunkt nahe dem Steady-State Zustand war.

4.3 Simulation "Mit Feeding ohne Bulging"

Um den Effekt der Nachspeisströmung zu studieren, wird die nächste Simulation mit einer höheren Festkörperdichte durchgeführt. Somit kommt es durch die Erstarrung zu einer Volumenabnahme, welche, um Volumenkonstanz zu erhalten, durch Schmelze nachgespeist werden muss.

Geometrie, Anfangs- und Randbedingungen

Es gelten die in Kapitel 4.2 sowie in Abbildung 92 angeführten Randbedingungen, jedoch nun mit $\rho_c \neq \rho_l$ und Aktivierung des SPM bei einem Festkörpervolumenanteil von 95%.



- | | |
|---|---|
| ➤ ① p - Inlet (101315Pa) | 1:10 gescaled |
| konsistente RB ($f_{l,Inlet} \cong 1!$) | |
| ➤ ② $HTC = 235 \text{ W/m}^2/\text{s}$, $T_{\text{Umgebung}} = 325 \text{ K}$ | $\rho_l = 7027 \text{ kg/m}^3$ |
| ➤ ③ v - Outlet ($v_{\text{cast}} = 0,006 \text{ m/s} = 0,36 \text{ m/min}$) | $\rho_c = 7324 \text{ kg/m}^3$ |
| ➤ ④ 2D symmetrische Simulation | $\eta_l = 0,0056 \text{ kg/m/s}$ |
| ➤ 158 400 (44x3600 => \square 2,5mm) | $\eta_c = 5600 \text{ kg/m/s}$ |
| ➤ binärer "St52" - $c_0 = 0,18 \text{ wt.\%C}$ | $f_{SPM} = 95\%$ |
| | $v_{c,x} = v_{\text{cast}}$ |
| | $v_{c,y} = 0$ |
| | Zeitdiskretisierung: 2. Ordnung |
| | Diskretisierung: Quick |
| | pseudotransient; $\Delta t = 0.1 \text{ s}$; 1 Iterationen/ Δt |

Abbildung 92: Rand-, Anfangsbedingungen und Simulationsparameter der Simulation "Mit Feeding ohne Bulging". Die Dichte der Schmelze ρ_l und des Festkörpers ρ_c unterscheiden sich und das SPM ist aktiv und wirkt ab einem Festkörpervolumenanteil von 0,95. Der Strang hat eine glatte Oberfläche.

Bei dieser Simulation wird der Nachspeiseeffekt durch eine höhere, jedoch über die Temperatur konstante Festkörperdichte der columnaren Phase $\rho_c = 7324 \text{ kg/m}^3$ erreicht. Um die Simulation besser konvergieren zu lassen, wird das Simplified Porosity Model (SPM vgl. Kapitel 3.3) verwendet. Dieses wird ab einem Festkörpervolumenanteil von $f_c = 95\%$ aktiviert. Über diesem Volumenanteil soll es somit zu einer weiteren Erstarrung ohne Nachspeiseströmung kommen.

Resultate und Ergebnisdiskussion

Wie in Abbildung 93 und Abbildung 94 zu sehen ist, sind die Residuen dieser Simulation auf gewünscht niedrigem Niveau und die Überwachungsbildschirme zeigen einen horizontalen/konstanten Verlauf, was darauf hinweist, dass die Simulation den Steady-State erreicht hat.

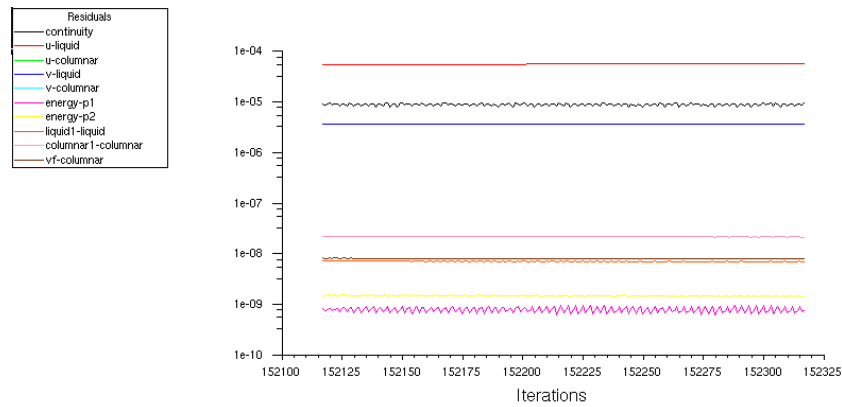


Abbildung 93: Residuen sind auf niedrigem Niveau.

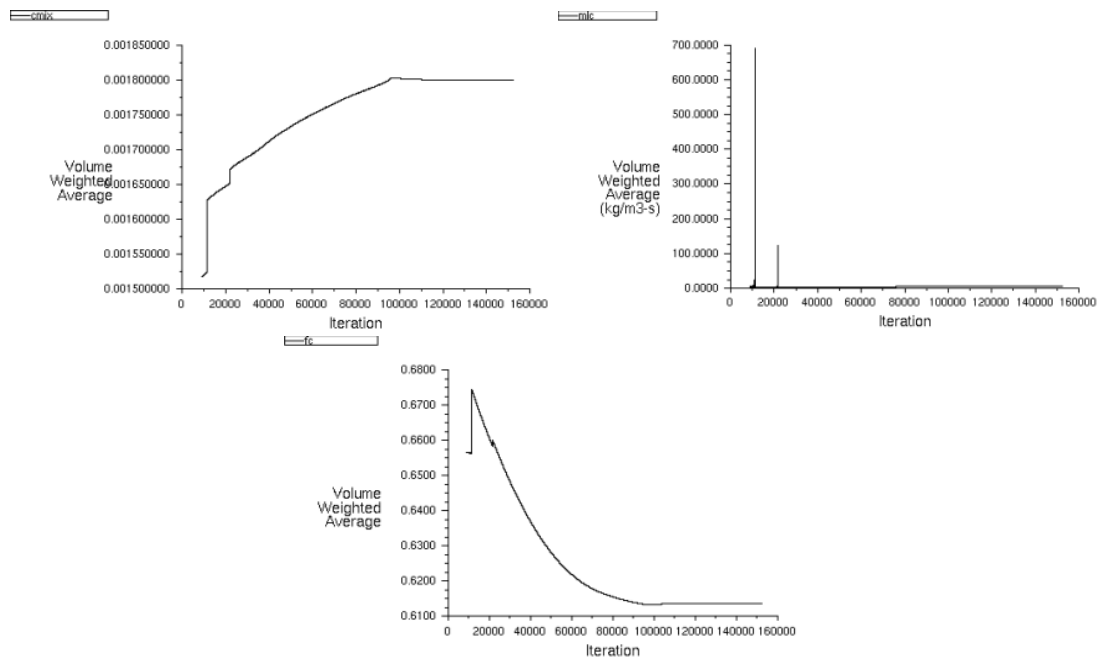


Abbildung 94: Die Überwachungsbildschirme für c_{mix} , M_{lc} und f_c zeigen, dass die Simulation nach 152000 Iterationen (eigentlich bereits nach 120000 Iterationen) den steady-state erreicht hat. Die diskutierten Resultate entsprechen somit dem Gleichgewichtszustand. Kurz nach 10000 und kurz nach 20000 Iterationen gab es Schwierigkeiten mit dem Massentransfer (numerisch bedingt, kurzfristig Werte $>100\text{kg/m}^3/\text{s}$!)

Auf 4 Knoten des SMMP-Intel Pentium4-Clusters (3.2GHz) benötigt diese Simulation in etwa 24h/10000Iterationen. Die Rechenzeit der vorliegenden Simulation beträgt somit etwa 12 Tage bis ein Steady-State Zustand (ca. 120000 Iterationen) erreicht ist. In Abbildung 94 ist aber auch zu erkennen, dass es für diese Simulation ("141_9mNOBulgingGeo_95SPM"), etwa nach 10000 Iterationen und dann erneut nach etwa 20000 Iterationen zu numerischen Instabilitäten gekommen ist, da der Massentransfer dort kurzfristig immens hohe Werte ($>675\text{kg/m}^3/\text{s}$ bzw. $>100\text{kg/m}^3/\text{s}$!) angenommen hat. Das Temperaturfeld in Abbildung 95 sieht ähnlich aus wie das Temperaturfeld der Simulation ohne Feeding, die Temperaturen liegen jedoch tendenziell etwas höher, so ist das Minimum nun bei 1244K, während es bei der Simulation ohne Feeding bereits auf 1232K (vgl. Abbildung 77) gefallen war. Dieser Umstand ist, wie in Abbildung 105 ersichtlich, darauf zurückzuführen, dass Schmelze aus Regionen mit höherer Temperatur nachgesaugt wird, um die Erstarrungsschrumpfung zu kompensieren und damit Volumenkonstanz sicherzustellen.

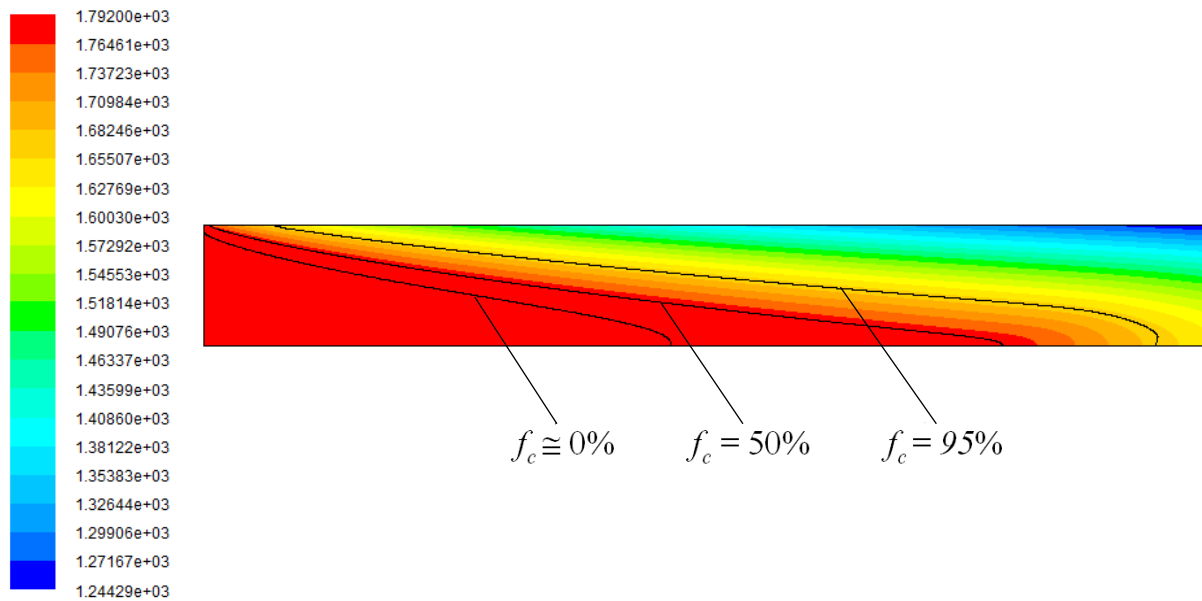


Abbildung 95: Das T-Feld als Ergebnis der Simulation mit Feeding aber ohne Bulging.

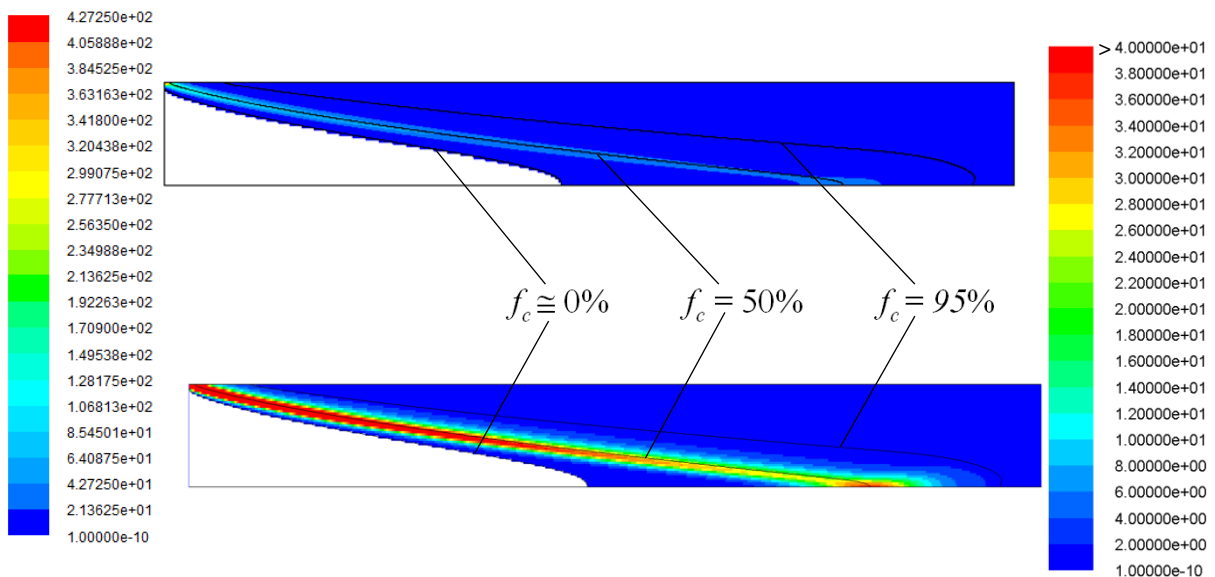


Abbildung 96: Das M_{ic} -Feld als Ergebnis der Simulation mit Feeding aber ohne Bulging, wobei das absolute Maximum von ca. $429\text{kg/m}^3/\text{s}$ nur punktuell zu Beginn, nahe dem Inlet und der Strangoberfläche, vorkommt. Die Bereiche ohne Erstarrung ($M_{ic} = 0$ bzw. $M_{ic} < 10^{-10}$) wurden bei beiden Feldern ausgeblendet, wobei beim unteren Bild die (rechte) Skala so geändert wurde, dass alle Bereiche mit $M_{ic} > 40\text{kg/m}^3/\text{s}$ rot eingefärbt wurden.

Der Massentransfer in Abbildung 96 weist ebenfalls ein ähnliches Bild auf wie jener der Simulation ohne Feeding (vgl. Abbildung 78). Auch der maximale Massentransfer ist mit $427\text{kg/m}^3/\text{s}$ zu $429\text{kg/m}^3/\text{s}$ ähnlich hoch, aber die Regionen mit höherem Massentransfer (etwa $100\text{kg/m}^3/\text{s}$, Farbe hellblau bei etwa gleicher Skalierung) sind ausgeprägter, auch wenn sich deren Lage entlang der 50%-Festkörpervolumenanteilslinie nicht geändert hat. Auffällig ist der höhere Massentransfer nahe und auf der Symmetrielinie, also im Strangzentrum. Auch dort werden Massentransferwerte von ca. $100\text{kg/m}^3/\text{s}$ erreicht. Durch die durch den Massentransfer angezeigte Erstarrung ergibt sich der in Abbildung 97 gezeigte Festkörpervolumenanteil. Der maximal erreichte Wert von 99,42% ist etwas niedriger als jener der Simulation ohne Feeding (99,49% vgl. Abbildung 85) was auch darauf

zurückzuführen sein dürfte, dass das Temperaturfeld durch die Nachspeisung mit wärmerer Schmelze mehr in Richtung Outlet verschoben ist.

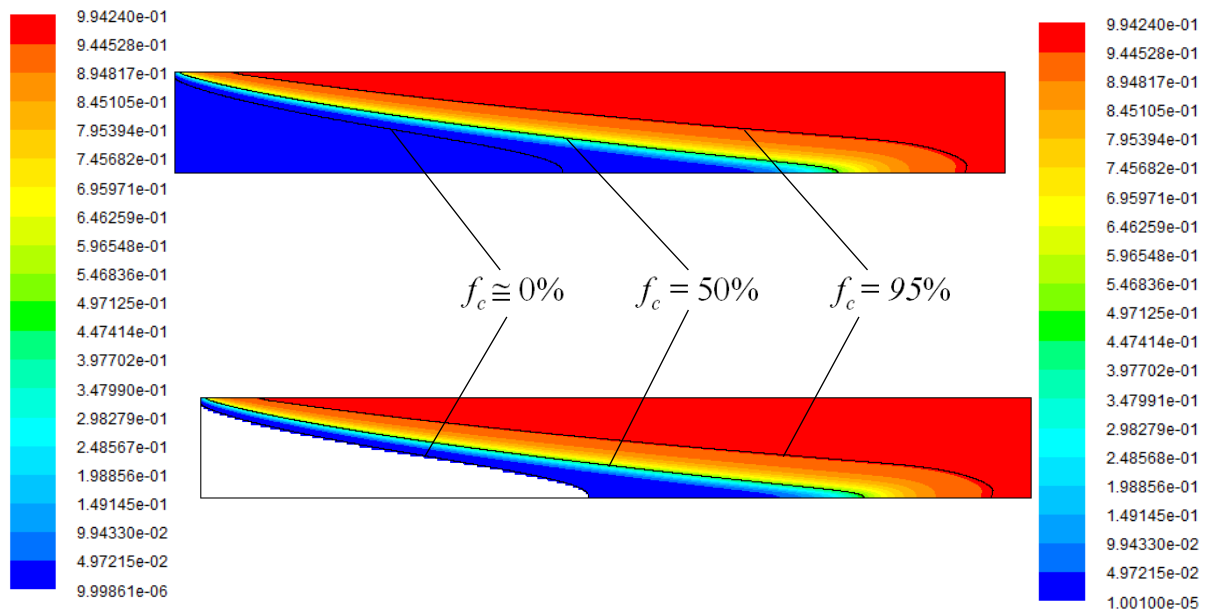


Abbildung 97: Das Festkörpervolumenanteilsfeld f_c oben mit automatischer Skalierung, während bei der unteren Abbildung der "Initialisierungs- und Inletfestkörpervolumensanteil" von 10^{-5} ausgeblendet ist.

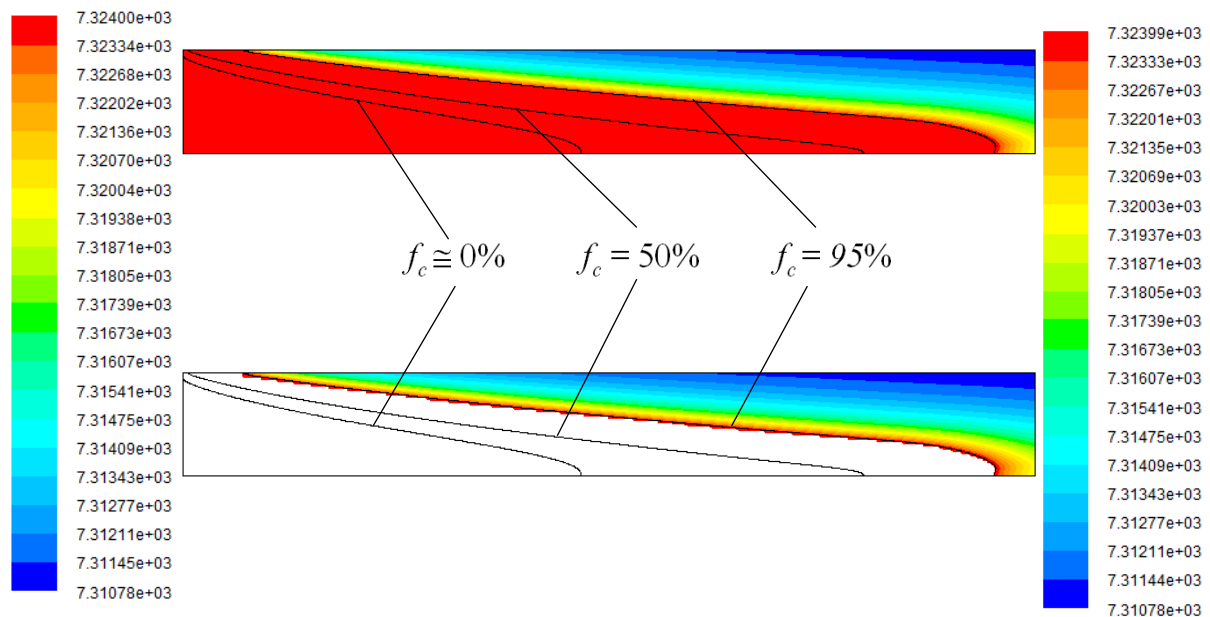


Abbildung 98: Aufgrund des SPM ergebende gemittelte Festkörperdichte $\bar{\rho}_c$.

Die Auswirkung des SPM auf die durchschnittliche Festkörperdichte $\bar{\rho}_c$ ist in Abbildung 98 ersichtlich. Bis zur $f_{c,SPM} = 95\%$ -Linie ist die Festkörperdichte noch konstant bei den gegebenen $\rho_c = 7324 \text{ kg/m}^3$. Ab diesem Wert beginnt das SPM die Durchschnittsfestkörperdichte zu minimieren, da ab diesem Festkörperanteil die erstarrenden Schichten Schmelzendichte haben, um die Nachspeisströmung zu unterdrücken (vgl. Gleichung (62)). Makroseigerung geht ja wie beschrieben mit Relativgeschwindigkeiten einher. Dazu ist das Schmelzen- als auch das Festkörpergeschwindigkeitsfeld in Abbildung 99 gezeigt.

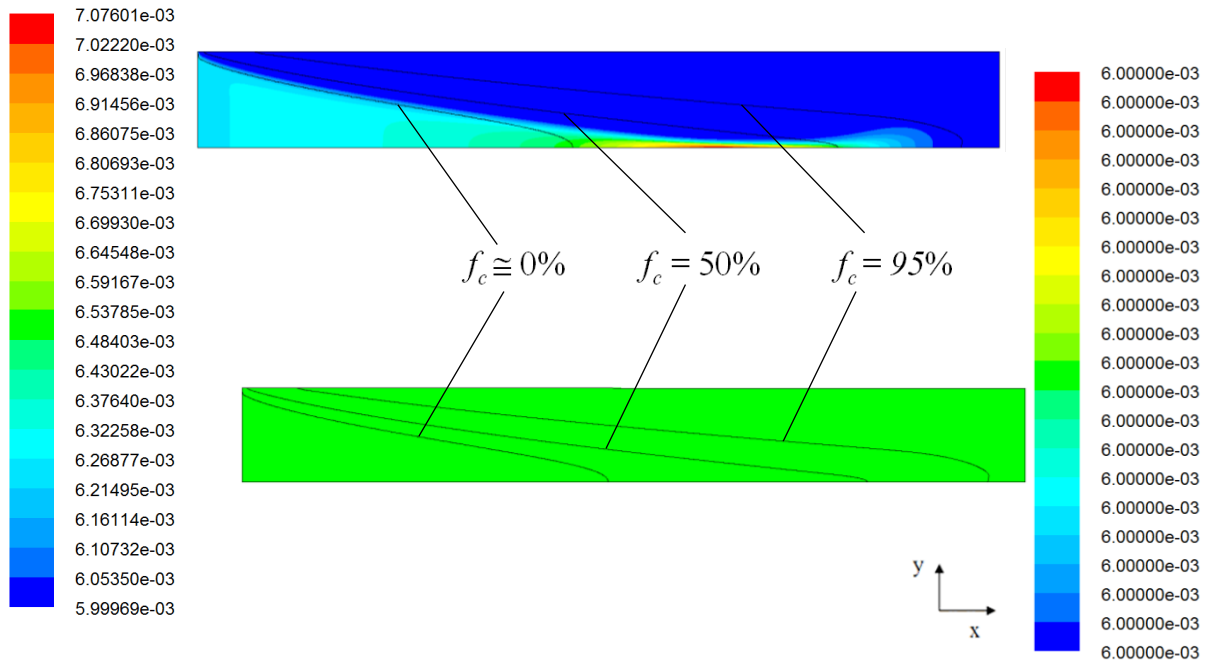


Abbildung 99: Geschwindigkeitsfeld der Schmelze v_l (oben) sowie des Festkörpers v_c (unten) der Simulation "Mit Feeding ohne Bulging".

Während das Festkörpergeschwindigkeitsbild (unten) unscheinbar ist, schließlich ist es ja mit $v_{c,x} = 0,006\text{ m/s}$ und $v_{c,y} = 0\text{ m/s}$ fixiert, erkennt man im Schmelzengeschwindigkeitsfeld deutlich, dass die Geschwindigkeiten in Bereichen höherer Durchlässigkeit (höhere Permeabilität) höher wird, um den Volumenerhalt trotz Erstarrungsschrumpfung sicher zu stellen. Auffällig ist jedoch, dass es offenbar Bereiche gibt, in welchen die Schmelzengeschwindigkeit v_l kleiner als die Stranggeschwindigkeit v_{cast} ($0,006\text{ m/s}$) ist. Um herauszufinden, um welche Bereiche es sich handelt werden jene Bereiche, in welchem die x-Komponente der Schmelze gleich schnell oder schneller ist als die x-Komponente des Festkörpers, die x-Relativgeschwindigkeit $v_{rel,x}$ somit positiv ist, ausgeblendet. Das Ergebnis wird in Abbildung 100 dargestellt. Auch wenn die Herkunft dieser periodisch auftretenden Bereiche nicht vollständig geklärt ist (wahrscheinlich marginale "Wertesprünge" der

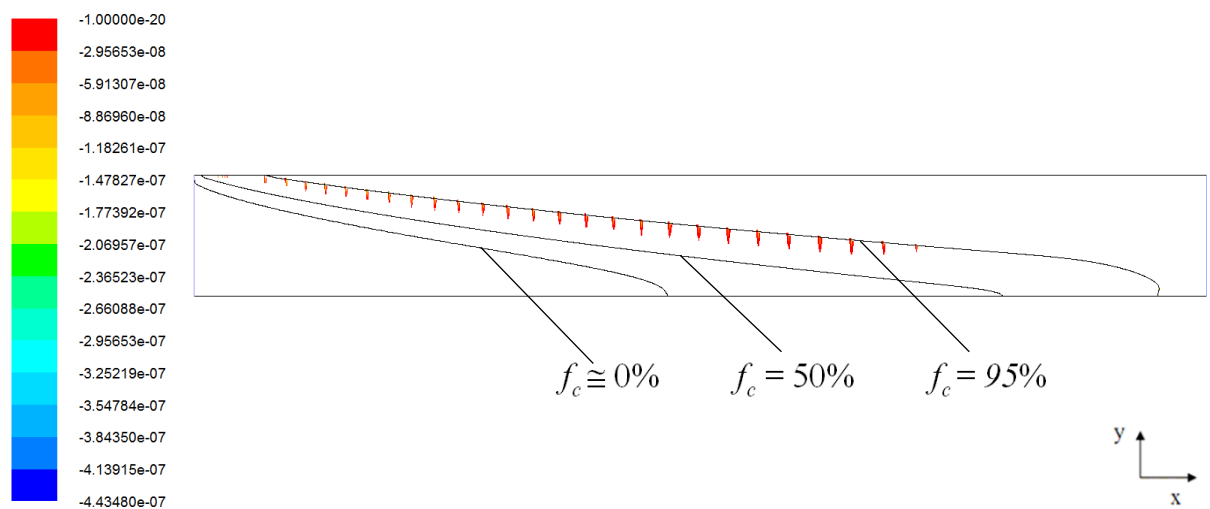


Abbildung 100: Bereiche in welchen die x-Komponente der Relativgeschwindigkeit $v_{rel,x} = v_{l,x} - v_{c,x}$ negative Werte annimmt, also die x-Komponente der Schmelze langsamer ist als die x-Komponente des Festkörpers (Elementwerte).

benachbarten Zellen im Festkörpervolumenanteil und damit der Permeabilität) sei darauf hingewiesen, dass diese x-Relativgeschwindigkeiten mit max. $0,44\mu\text{m/s}$ unbedeutend niedrig sind. Das Relativgeschwindigkeitsfeld v_{rel} in Abbildung 101 erscheint ident mit dem Geschwindigkeitsfeld der Schmelze von welchem die Stranggeschwindigkeit abgezogen ist.

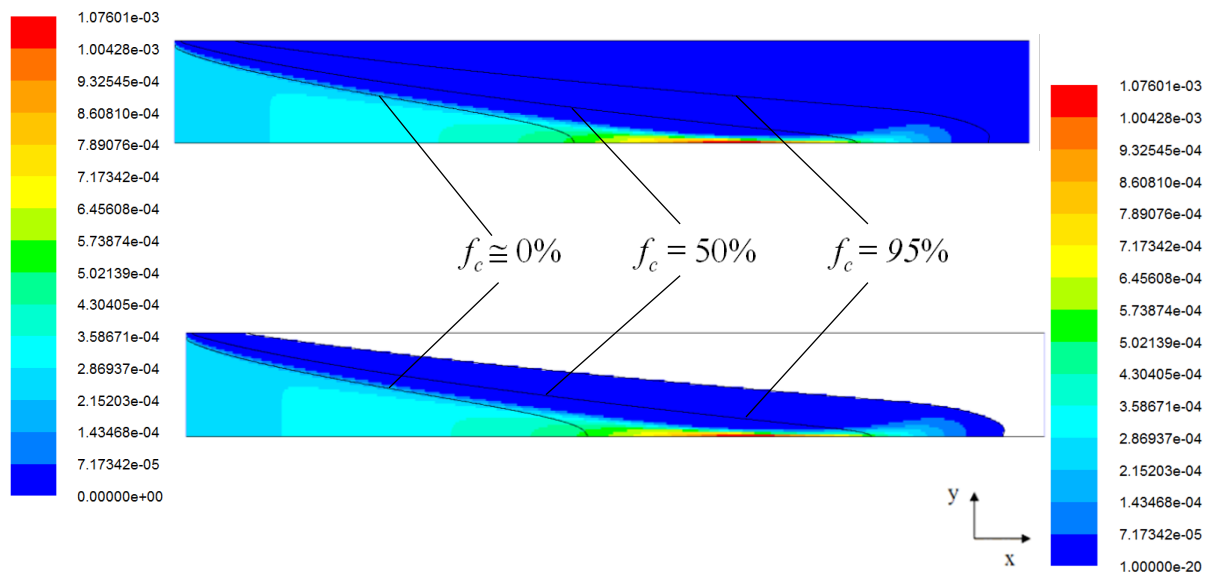


Abbildung 101: Das Relativgeschwindigkeitsfeld v_{rel} hat, da die Festkörpergeschwindigkeitskomponenten in x- sowie y-Richtung fixiert sind große Ähnlichkeit mit dem Geschwindigkeitsfeld der Schmelze. Es ist lediglich die Stranggeschwindigkeit in x-Richtung abgezogen.

Bestätigt wird diese Ähnlichkeit, wenn das y-Geschwindigkeitsfeld der Schmelze betrachtet und das vernachlässigbare y-Geschwindigkeitsfeld des Festkörpers aus Abbildung 102 (max. $9,48 \cdot 10^{-34}$!) berücksichtigt wird. Das y-Geschwindigkeitsfeld der Schmelze, welches in Abbildung 103 abgebildet sind, sind dann ident mit dem y-Feld der relativen Geschwindigkeit zwischen Schmelze und Festkörper (hat ja Geschwindigkeit 0).

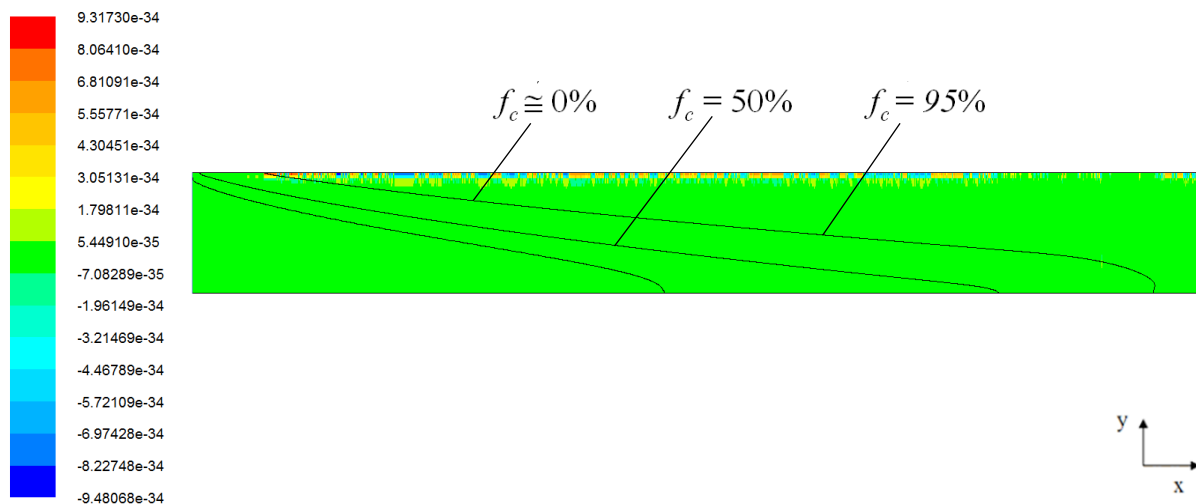


Abbildung 102: Das y-Geschwindigkeitsfeld des Festkörpers $v_{c,y}$. Trotz fixiertem v-Feld ergeben sich numerisch bedingte, äußerst kleine aber vernachlässigbare Geschwindigkeiten. Da die y-Geschwindigkeit des Festkörpers max. $9,48 \cdot 10^{-34} \cong 0$ ist, ist die y-Schmelzengeschwindigkeit und die y-Relativgeschwindigkeit somit ident.

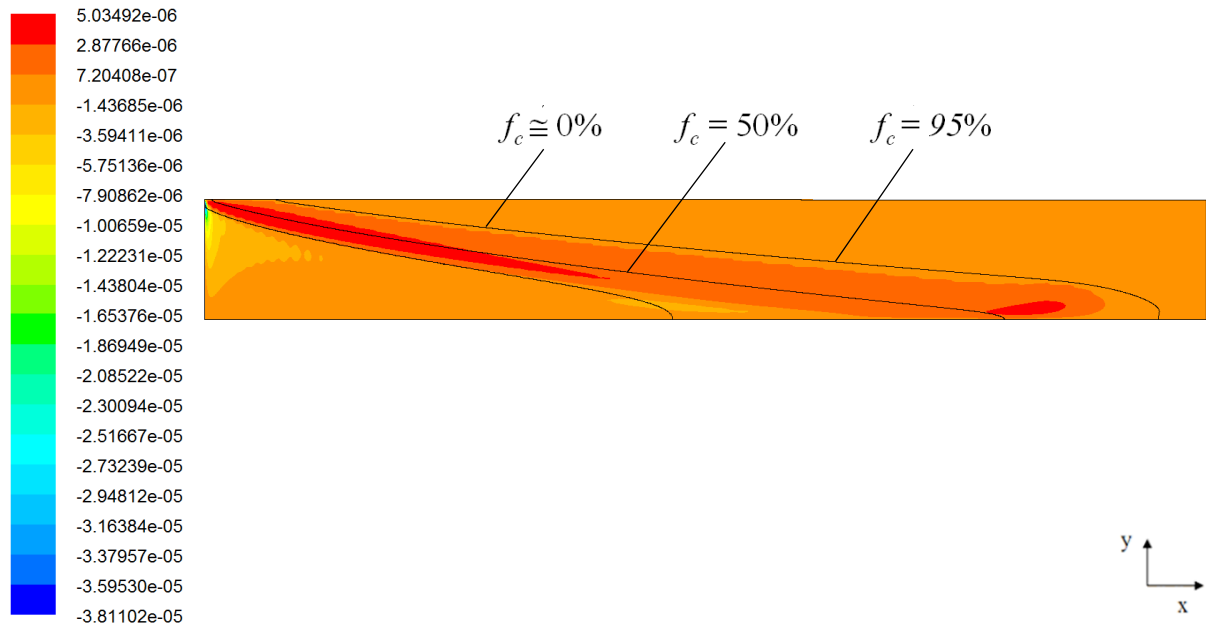


Abbildung 103: Das y -Geschwindigkeitsfeld der Schmelze entspricht, da der Festkörper keine y -Geschwindigkeit hat, dem Feld der y -Relativgeschwindigkeit.

Die Relativgeschwindigkeiten in y -Richtung sind zwar mit max. 0,005 mm/s auch nicht gerade hoch, aber dennoch um 2 Größenordnungen über jenen der negativen x -Relativgeschwindigkeit (entgegen der Gießrichtung). Die maximale x -Relativgeschwindigkeit in Gießrichtung entspricht mit 1,076mm/s der maximale Relativgeschwindigkeit (vgl. Abbildung 101). Um Aussagen treffen zu können, muss es jedoch in aufwärts, in Richtung Strangoberfläche, gerichtete Relativgeschwindigkeiten, Abbildung 104 (oben) und abwärts, in Richtung Strangzentrum, gerichtet Relativgeschwindigkeiten Abbildung 104 (unten) geteilt werden.

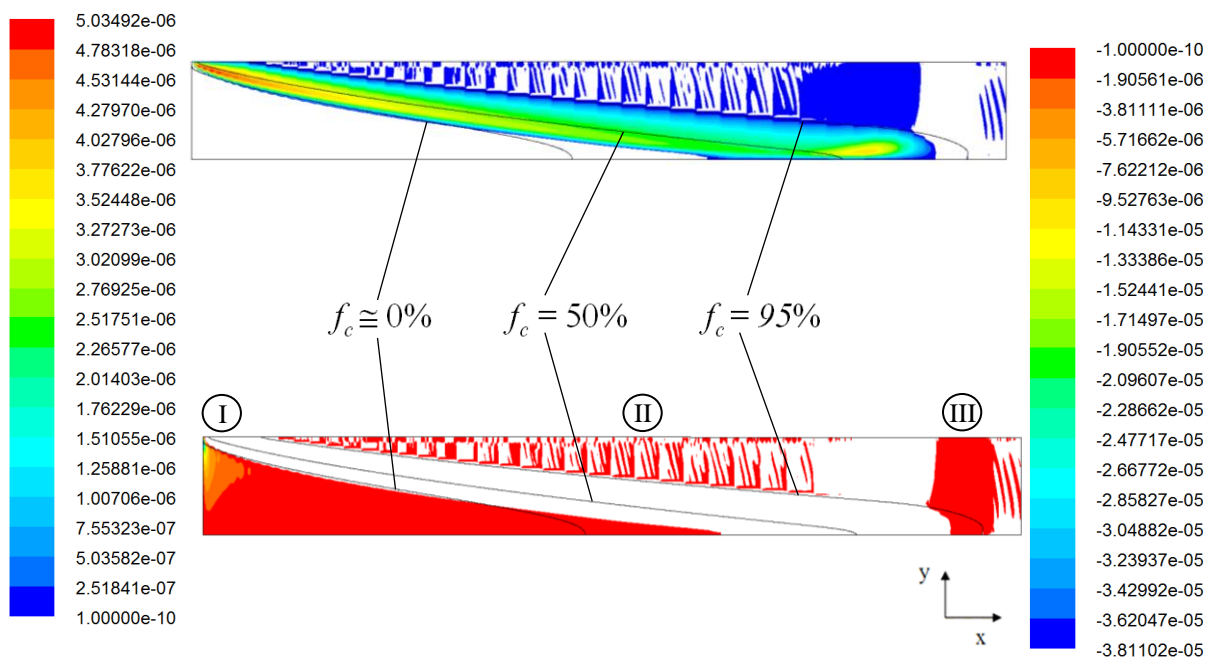


Abbildung 104: Die Regionen mit y -Schmelzengeschwindigkeit (i) nach oben (oberes Bild) und (ii) nach unten (unteres Bild).

Drei Bereiche sind bei diesem y -Geschwindigkeitsfeld auffällig:

Bereich I:

Versucht die Schmelze auf Grund der niedrigeren Permeabilität des Zweiphasengebietes nahe des Inlets diesem noch auszuweichen ($-0,038\text{mm/s}$), saugt die dort stattfindende Erstarrung die Schmelze kurz danach genau in diesen Bereich ($-0,005\text{mm/s}$), wie auch in Abbildung 105 (links) zu sehen. Die dort angesaugte Schmelze kommt jedoch aus einem Gebiet, welches gerade erstarrt und die Schmelze ist daher angereichert, was zu einer positiven, inversen Makroseigerung an der Oberfläche führt (vgl. LSRE Kapitel 2.5 bzw. Abbildung 109).

Bereich II:

Obwohl bei dieser Simulation noch kein Bulging berücksichtigt wird (flache Strangoberfläche) sind jenseits der 95%-Festkörpervolumenanteilslinie periodisch Strömungen zu und von der Strangoberfläche ($v_{l,y}$) zu erkennbar. Beide Effekte dürften einerseits eigentlich nicht auftreten, andererseits dürften sie nicht nur numerisch bedingt sein, sondern folgende Erklärung haben. Die Erstarrungsschrumpfung verursacht eine Saugströmung. Die dadurch wirkende Saugkraft wirkt auf jede Schmelze, auch auf jene tief im Zweiphasengebiet, wo über der 95% Festkörpervolumenanteilslinie gar keine Strömung mehr sein sollte. Die dort vorhandene Schmelze bewegt sich trotz geringer Durchlässigkeit dieses Gebiets (hoher Drag) Richtung 50% Festkörpervolumenanteilslinie, also zu jenem Gebiet, wo die höchste Erstarrung stattfindet und damit die meiste Schmelze gebraucht wird. Da Volumenkonstanz erhalten werden muss, gibt es auch eine Strömung Richtung Strangoberfläche. Diese Strömung gegen den "Erstarrungssog" und den hohen Drag dürfte auch der Hauptgrund für

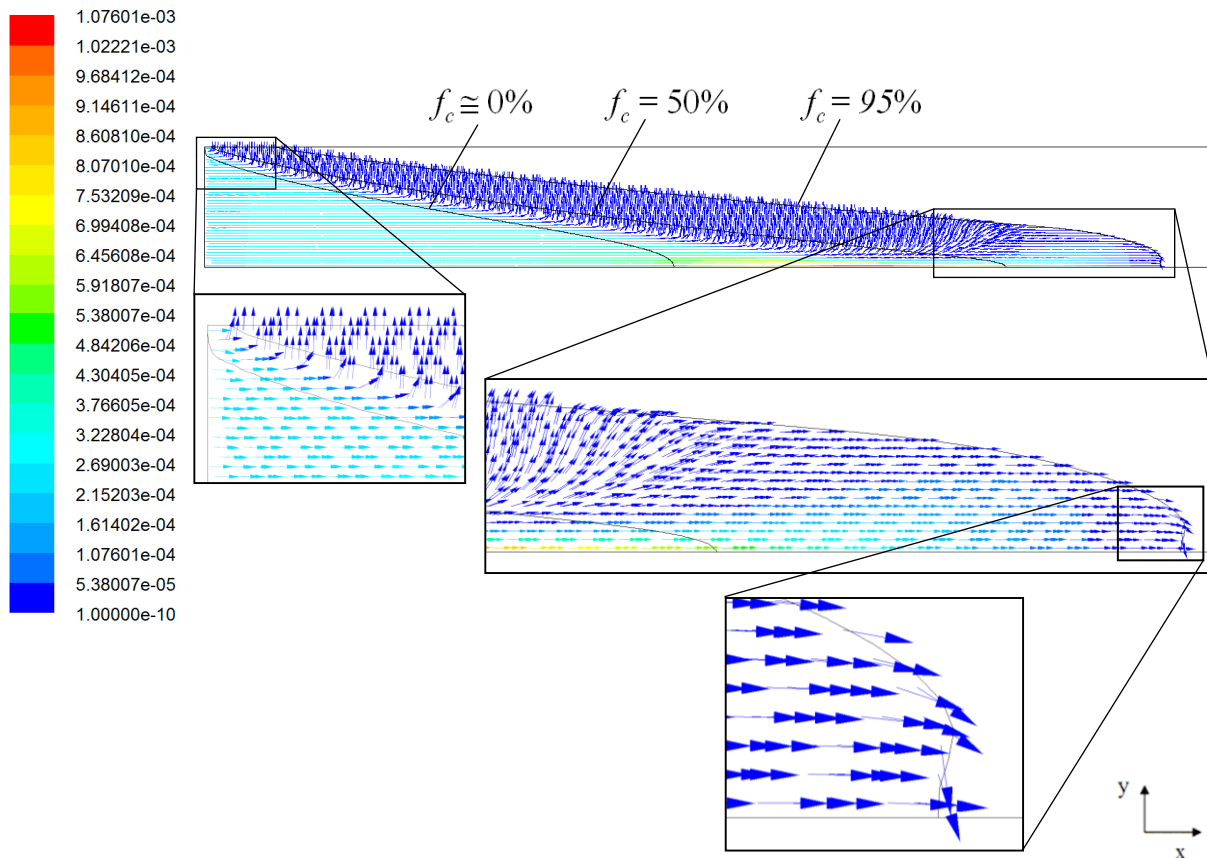


Abbildung 105: Das Vektorfeld der relativen Geschwindigkeiten $v_{rel} = v_l - v_c$ mit Ausschnittsvergrößerungen wichtiger Regionen (Bereich I sowie Bereich III).

Die numerischen Gleichungslösungsherausforderungen und die damit verbundenen relativ hoher Residuen bei der Navier-Stokes-Gleichung sein. In der Realität würde es diese Strömungen aller Wahrscheinlichkeit nach nicht geben. Viel wahrscheinlicher würde es zu Porenbildung kommen, wenn die Erstarrungsschrumpfung nicht aus Gebieten mit höherer Permeabilität nachgespeist werden kann. Die auftretenden Geschwindigkeiten sind jedoch äußerst gering, daher dürfte der Einfluss auf die Makroseigerung marginal sein.

Bereich III:

Dies ist sicher der auffälligste Bereich, da es ähnlich wie im Bereich II zu Relativgeschwindigkeiten aufgrund der erhöhten Erstarrung kommt. Die sich ergebende Relativgeschwindigkeit führt nicht nur zu einer "Walze" an der Sumpfspitze, wie in Abbildung 105 (rechts) zu erkennen, sondern diese bringt auch Schmelze mit höherer Konzentration und damit niedrigerem Schmelzpunkt (niedrigerer Erstarrungstemperatur), die aber auch bereits eine niedrigere Temperatur hat, zurück zur Erstarrung, wodurch es zu einem W-förmigen Festkörpervolumenanteil-Isolinienverlauf in diesem Gebiet kommt. In Abbildung 106 sind die Resultate der letzten Seiten schematisch zusammengeführt. Während sich der Festkörper (dunkelgrauer Bereich) mit Gießgeschwindigkeit (weiße Pfeile) bewegt, wird aus den reinen Schmelzenbereich (hellgrauer Bereich) die Erstarrung im Zweiphasengebiet (grauer Bereich, mit schematischen Dendriten) versorgt (schwarze Pfeile).

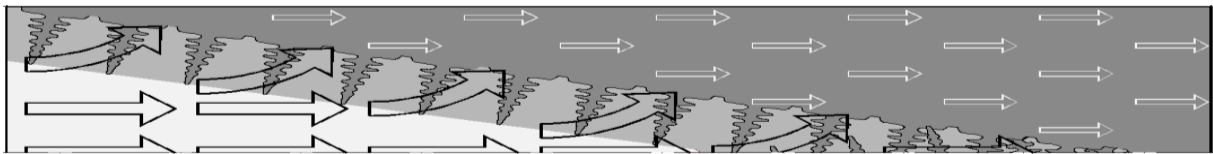


Abbildung 106: Schematische Zusammenfassung der Bewegungen im Strang. Weiße Pfeile für den Festkörper, schwarze Pfeile für die Schmelze.

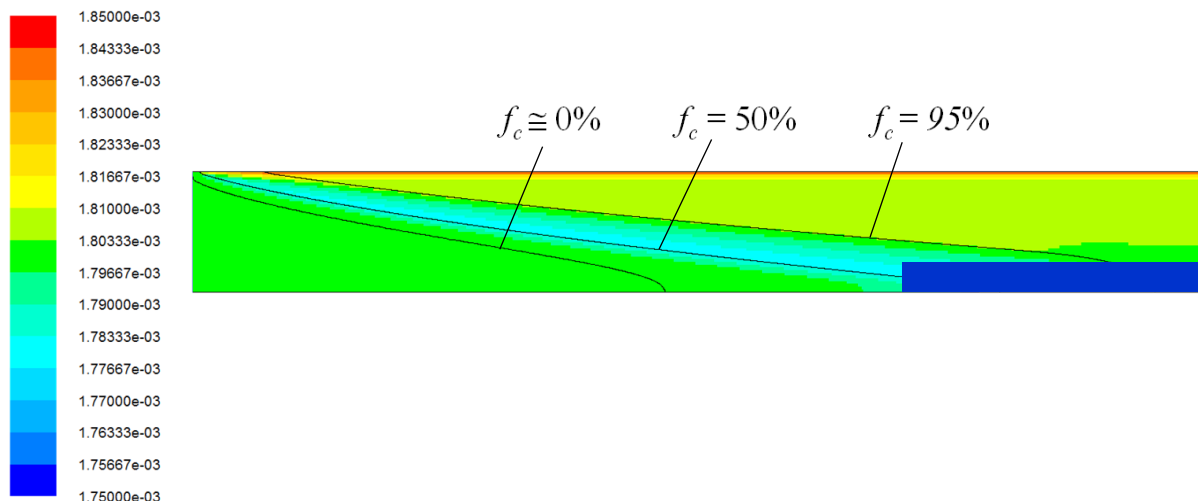


Abbildung 107: Makroseigerungsverteilung c_{mix} der Simulation "Mit Feeding ohne Bulging".

Die weiter oben angeführten und in Abbildung 106 zusammenfassend schematisch dargestellten Relativgeschwindigkeiten führen zu der in Abbildung 107 dargestellten Makroseigerungsverteilung und den in Abbildung 108 dargestellte Verlauf der Seigerungsentstehung entlang der Stranglänge. Zu erkennen ist der in Kapitel 2.5 erläuterte

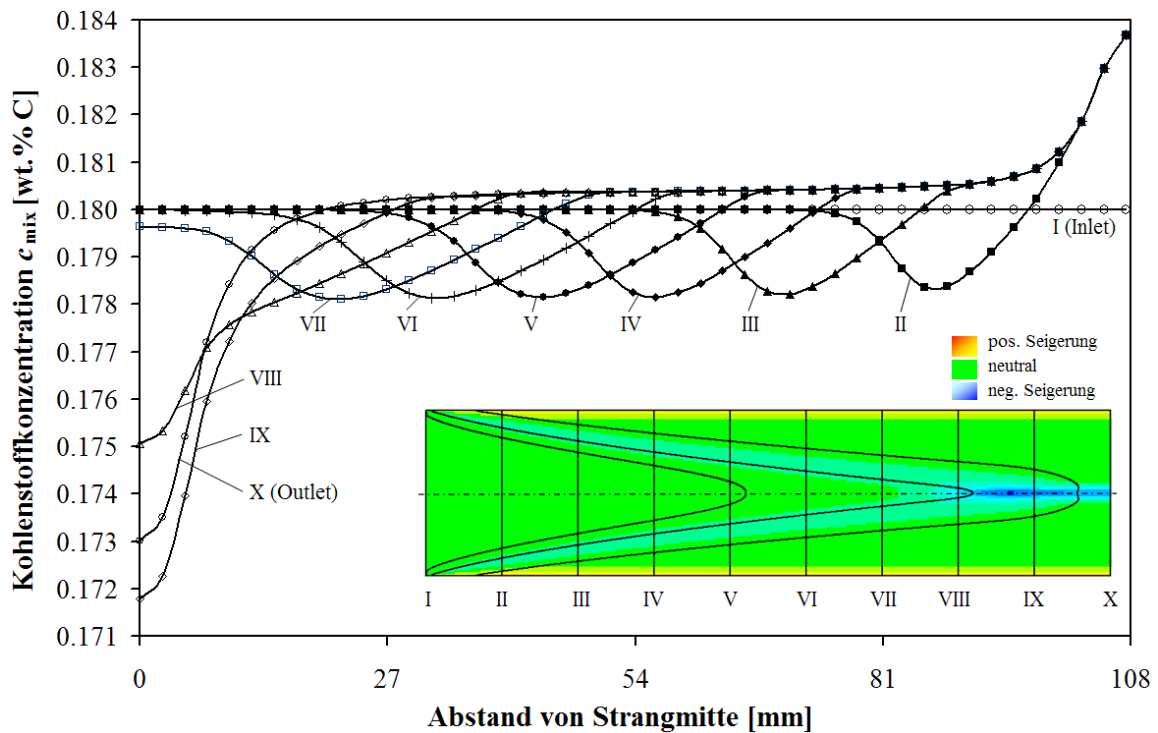


Abbildung 108: Die Makroseigerungsverläufe (c_{mix} Verteilungsprofile über den halben Strangquerschnitt) an unterschiedlichen Strangpositionen. Die Position jedes Querschnitts (Inlet = I bis Outlet = X) ist in der 1:10 skalierten c_{mix} -Abbildung durch schwarze, vertikale Striche veranschaulicht. Die blauen Bereiche veranschaulichen negative, die gelben bis roten Bereiche positive Seigerung. Überlagert dargestellt sind die Festkörpervolumenanteil-Isolinien für 0%, 50% sowie 95%.

Seigerungsverlauf entsprechend [FLEMINGS 1967], welcher in Abbildung 109 bis Abbildung 112 erneut dargestellt ist. Obwohl es sich bei dieser Simulation um eine 2-D

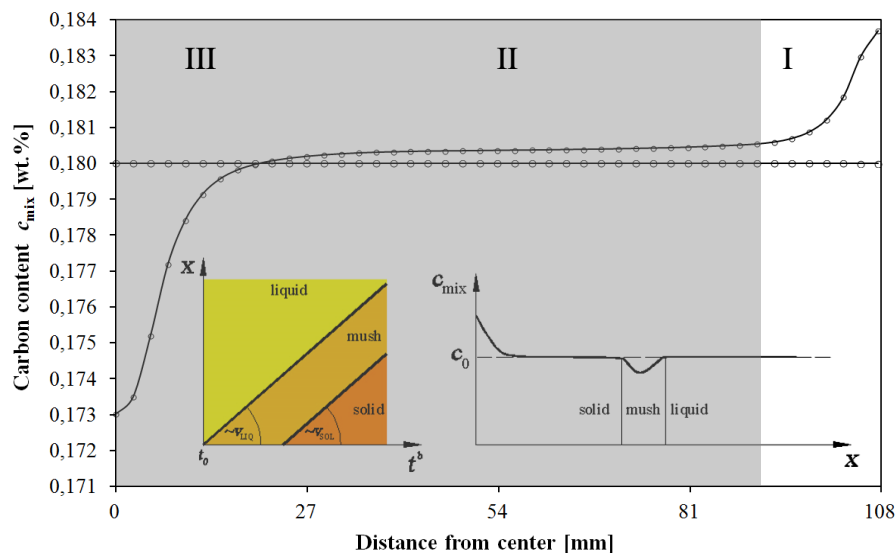


Abbildung 109: Im Bereich I entsteht entsprechend Flemings LSRE inverse Seigerung.

Erstarrungssimulation und damit verbunden um 2-D Strömungen handelt, ist eine gute Übereinstimmung mit dem 1D-LSRE-Modell festzustellen. Dies dürfte darauf zurückzuführen sein, dass die Permeabilität des Zweiphasengebiets vorwiegend Strömungen rechtwinkelig auf die Festkörpervolumenanteil-Isolinien bedingt. Auch hier lassen sich erneut 3 Bereiche unterscheiden:

Bereich I:

An der Strangoberfläche und damit an den Dendritenwurzeln kommt es, wie in Abbildung 109 zu sehen, zu einer positiven/inversen Seigerung, da das Zweiphasengebiet erst entsteht (die Isotherme der Dendritenspitze ist schneller als jene, noch nicht vorhandene, Isotherme der Dendritenwurzel (Durcherstarrung)).

Bereich II:

Das Zweiphasengebiet wird breiter und es kommt, wie in Abbildung 110 zu sehen, zu einer positiven Seigerung (die Isotherme der Dendritenspitze ist weiterhin schneller als jene Isotherme der Dendritenwurzel).

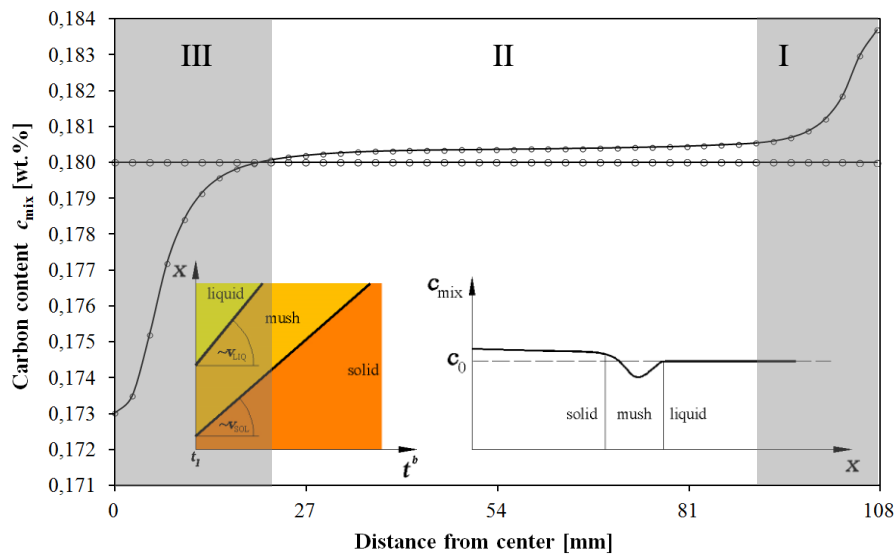


Abbildung 110: Im Bereich II entsteht entsprechend Flemings LSRE positive Seigerung.

Bereich III:

Die Dendritenspitzen stoßen im Strangzentrum zusammen, die Zweiphasengebiete und damit auch die beiden Minima überlagern sich und das Zweiphasengebiet wird kleiner. Die sich

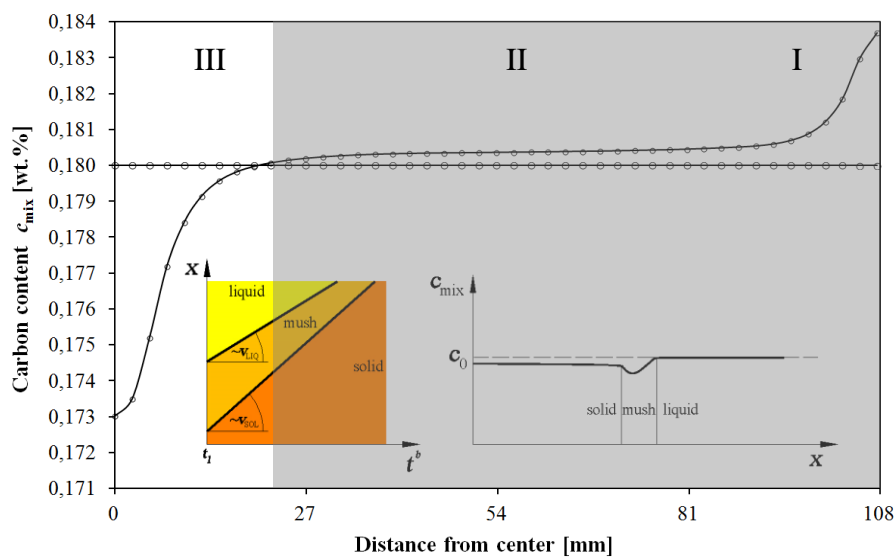


Abbildung 111: Im Bereich III entsteht entsprechend Flemings LSRE negative Seigerung.

überlagernden Minima ergeben, wie in Abbildung 111 sowie Abbildung 112 zu sehen, eine negative Zentrumsseigerung.

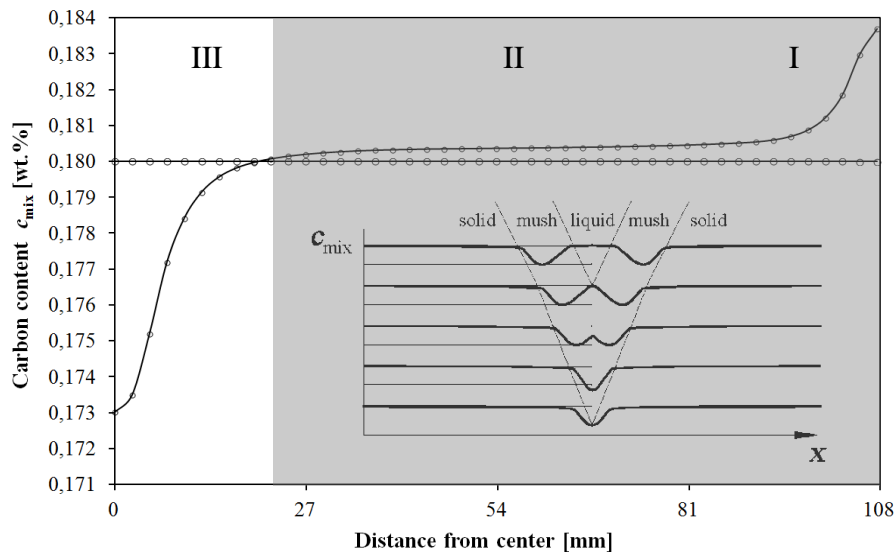


Abbildung 112: Die negative Seigerung der beiden Zweiphasengebiete (mush) nach Flemings LSRE addieren sich im Zentrum des Stranges (Bereich III) und bilden eine ausgeprägte negative Zentrumsseigerung.

Darüber hinaus wird die Erstarrung im Strangzentrum mit nicht angereicherter, frischer bzw. niedrig angereicherter Schmelze nachgespeist, wodurch der Effekt der negativen Seigerung in diesen Gebieten verstärkt wird, da aus wenig angereicherter Schmelze ja wenig angereicherter Festkörper entsteht. Entgegen diesem Ergebnis können bei den Produkten aus dem Brammenstranggießen positiver Zentrumsseigerung beobachtet werden, daher müssen andere Seigerungsentstehungsphänomene zu dieser positiven Zentrumsseigerung führen. Diese wären beispielsweise alle unter Kapitel 2.4 erwähnten, wobei in den nächsten Kapiteln vor allem das Phänomen "Bulging" also die Ausbauchung zwischen der Führungsrollen untersucht wird.

Abschließend sei in diesem Kapitel (i) noch die Gegenüberstellung zwischen den Simulationsergebnissen mit und ohne Feeding dargestellt, (ii) auf eine Parameterstudie zur Gießgeschwindigkeit und (iii) auf eine Parameterstudie über den Einfluss des Festkörpervolumenanteils bei welchem das SPM eingeschaltet wird hingewiesen.

(i)

Die Ergebnisse in Abbildung 113 zeigen, durch die schwarzen, vertikalen Linien verdeutlicht, dass die Sumpfspitze (das Zweiphasengebiet) sich bei der Simulation mit Feeding weiter nach rechts verschiebt, also länger wird, da bei der Erstarrung Schmelze mit höherer Temperatur nachgesaugt wird. Auch entsteht (vgl. LSRE Kapitel 2.5) eine Relativströmung (Feeding), welche zu Makroseigerung führt.

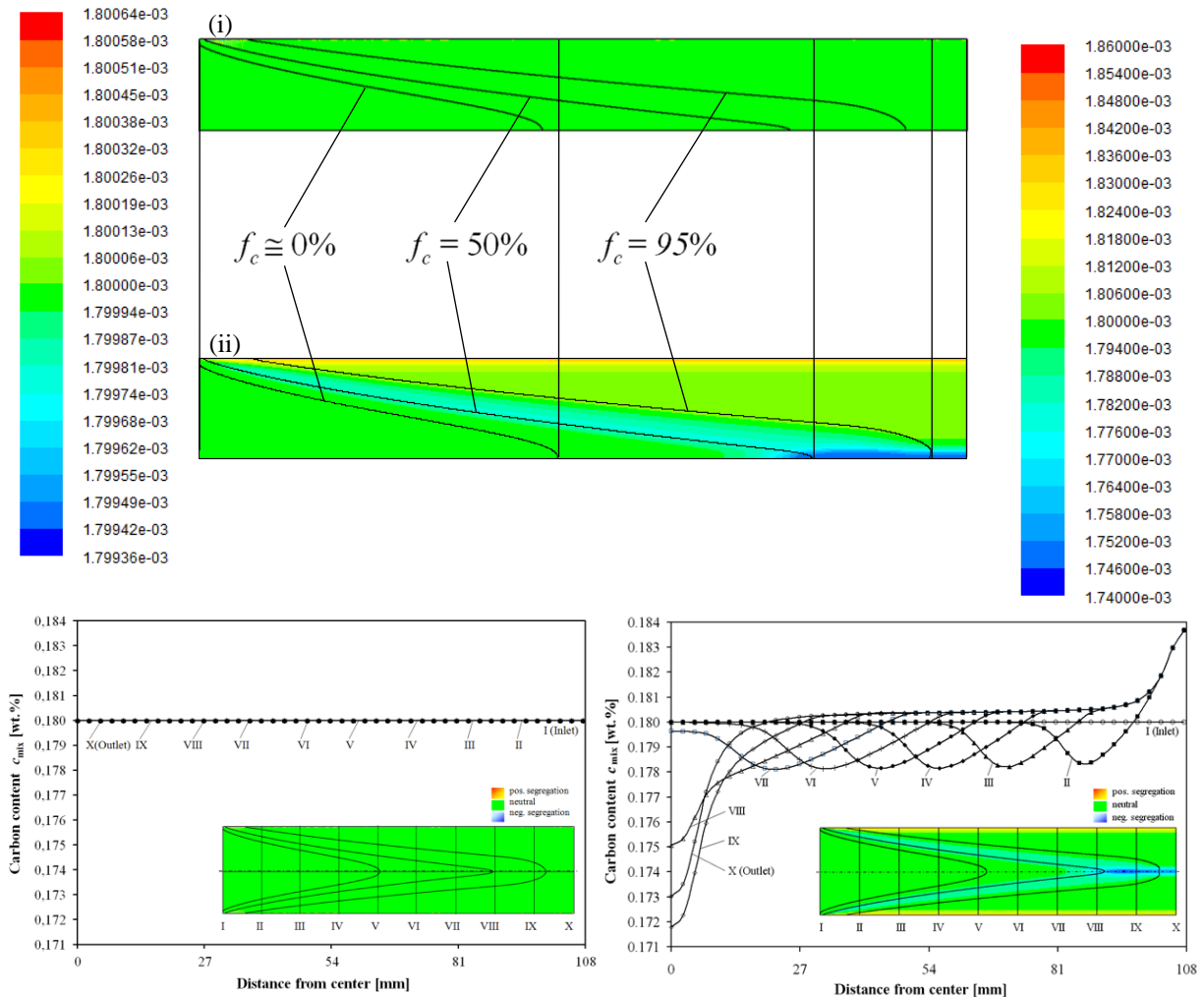


Abbildung 113: Vergleich c_{mix} (i) ohne Feeding (oben sowie unten links) mit (ii) mit Feeding (unten sowie unten rechts). Beide Simulationen sind ohne Bulging. Deutlich zu erkennen ist nicht nur, dass bei der Simulation mit Feeding Makroseigerung auftritt, sondern auch, dass die Iso-Festkörperanteillinien im Zentrum nach rechts verschoben sind.

(ii)

Die Ergebnisse in Abbildung 114 sowie Abbildung 115 zeigen, dass sich durch Varianz der Gießgeschwindigkeit und damit der Sumpfspitzenform zwar die Höhe der Makroseigerung ändert, nicht aber deren prinzipielles Aussehen. Die negative Zentrumsseigerung bleibt erhalten, aber die Zentrumsseigerung nimmt mit zunehmender Strangeschwindigkeit ab. Aufgrund der schnelleren Laufzeit wurde diese Parameterstudie für Cu6Sn (GRUBER 2008B) und die dortige symmetrische Geometrie durchgeführt. Daher ergeben sich auch die abweichenden Konzentrationen ($6\text{wt.\%Sn} > 0,018\text{wt.\%C}$) und Geschwindigkeiten ($0,17\text{m/min} < 0,36\text{m/min}$). Auffällig ist bei den Ergebnissen die Tatsache, dass die Bereiche positiver Seigerung trotz Minimierung der negativen Seigerung bei erhöhter Gießgeschwindigkeit nicht auch geringer werden. Eine genauere Untersuchung dieses Ergebnisses wurde in der vorliegenden Arbeit jedoch nicht vorgenommen, ebenso wenig eine entsprechende Studie für Stahl mit der Brammenstranggießgeometrie.

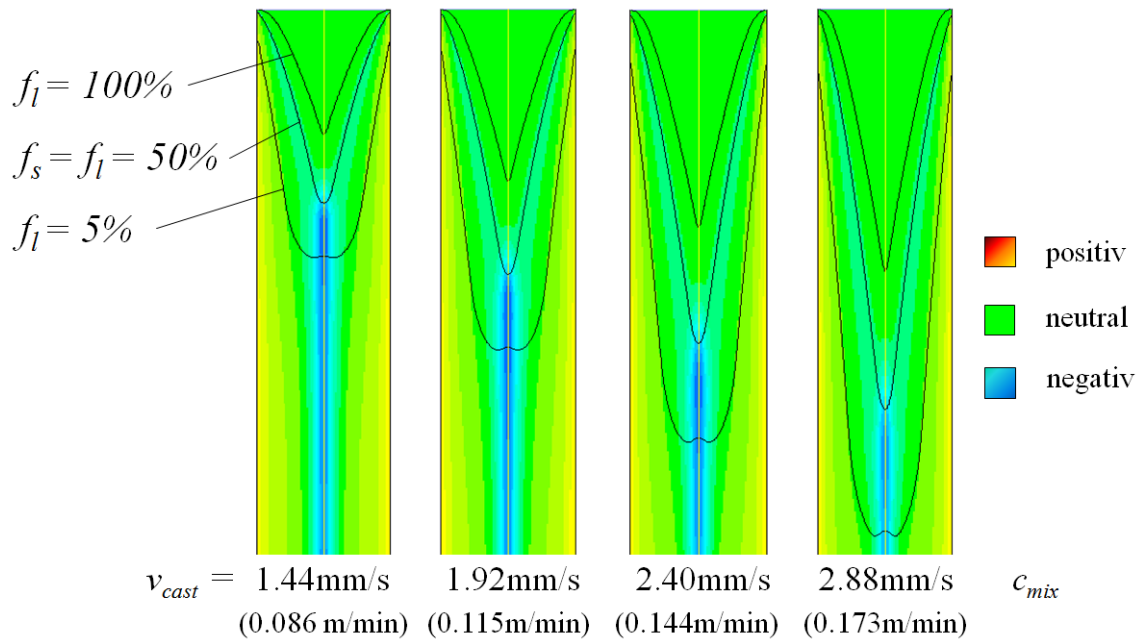


Abbildung 114: Parameterstudie von Simulationen "Mit Feeding ohne Bulging" bei unterschiedlichen Stranggeschwindigkeiten. Es zeigt sich, dass mit höherer Gießgeschwindigkeit die Zentrumsseigerung etwas abnimmt.

Geschwindigkeitsstudie c_{mix}

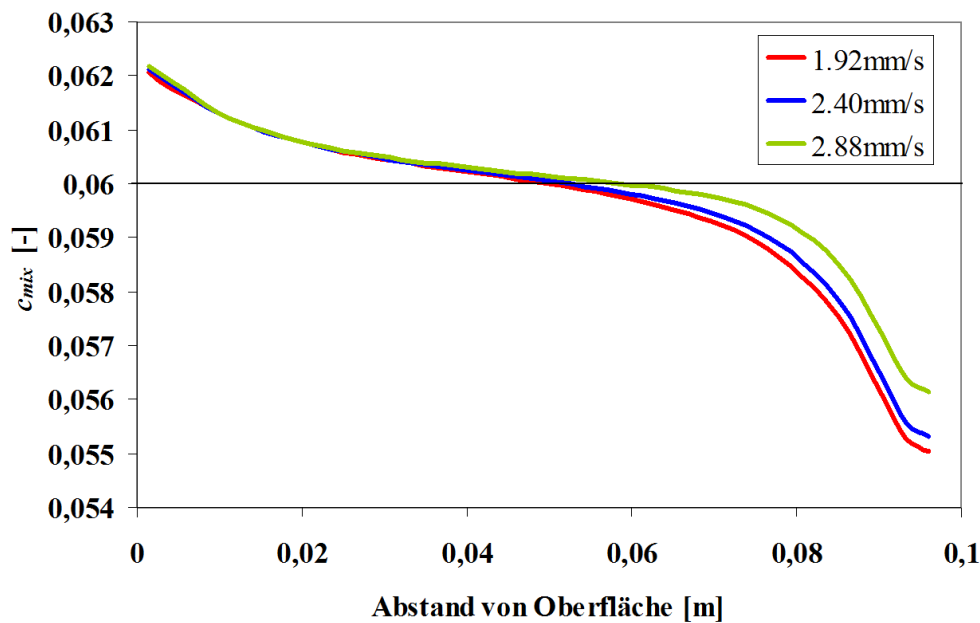


Abbildung 115: Die bei der Parameterstudie von Simulationen "Mit Feeding ohne Bulging" bei unterschiedlichen Stranggeschwindigkeiten erzeugten Outlet-Makroseigerungsprofile.

(iii)

Die Ergebnisse in Abbildung 116 und Abbildung 117 zeigen den Einfluss des SPM-Startfestkörpervolumenanteils. Dieser variiert von 97% (Simulation 113) über 95% (Simulation 105), 93% (Simulation 112), 85% (Simulation 111) bis zu 75% (Simulation 110). Während in Abbildung 116 die Ergebnisse skaliert auf die jeweiligen Maximal- und Minimalwerte angezeigt wird, zeigt Abbildung 117 die Ergebnisse in gleicher Skalierung.

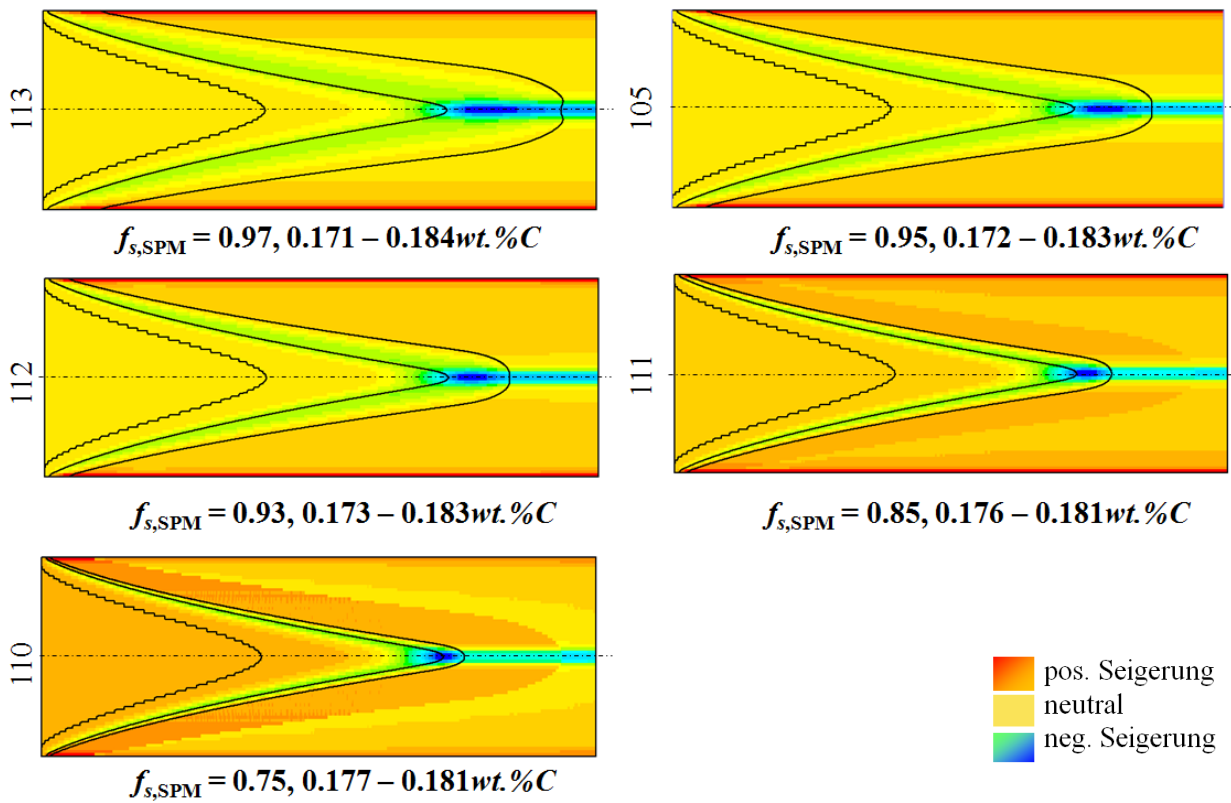


Abbildung 116: Die bei der Parameterstudie von Simulationen "Mit Feeding ohne Bulging" bei unterschiedlichen SPM-Einsatzfestkörpervolumenanteil erzeugten Makroseigerungsverteilungen. Die Nummer der Simulation steht jeweils links neben der Ergebnisvisualisierung, das verwendete $f_{c,SPM}$ sowie die Ergebnisse jeweils darunter.

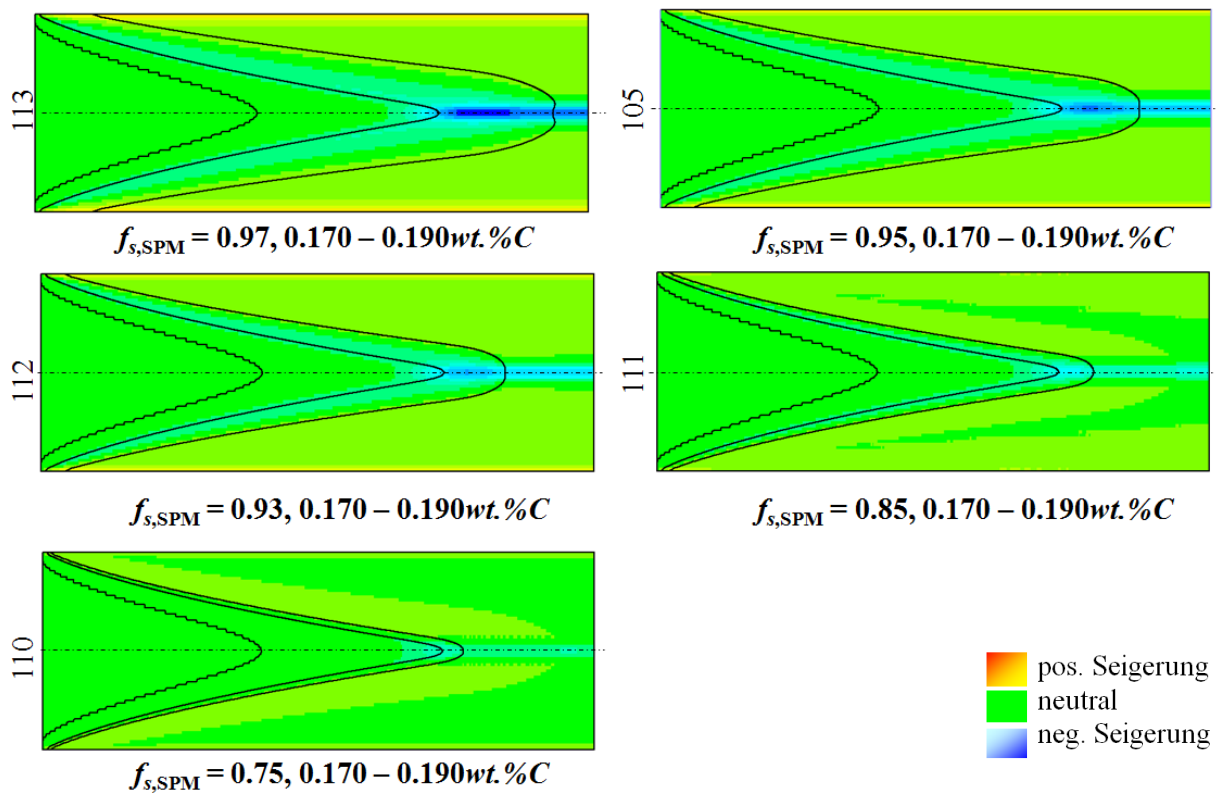


Abbildung 117: Die bei der Parameterstudie von Simulationen "Mit Feeding ohne Bulging" bei unterschiedlichen SPM-Einsatzfestkörpervolumenanteil erzeugten, skalierten Makroseigerungsverteilungen.

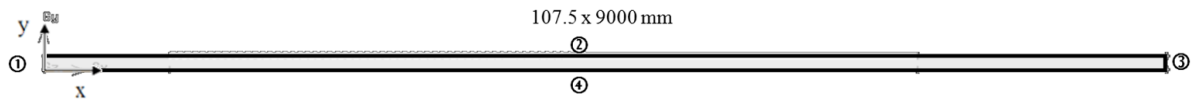
Man erkennt folgende Zusammenhänge:

- Je kleiner jener Festkörperphasenanteil ist, bei welchem das SPM einsetzt (Einsetzfestkörperphasenanteil) desto schwächer wird die Makroseigerung
- Der Einsetzfestkörperphasenanteil hat keine signifikante Auswirkung auf den Erstarrungsprozess (Festkörpervolumenanteil-Isolinien 0% und 50%)
- Bei kleinerem Einsetzfestkörperphasenanteil führen die zwar kleinen aber vorhandenen Relativgeschwindigkeiten oberhalb $f_{c,SPM}$ ($f_c \downarrow = \text{Permeabilität} \uparrow = f_i \uparrow = \text{mehr und beweglichere Schmelze}$) zu geringer Makroseigerungsänderung in diesem Bereich (kein Steady-State-Verhalten mit gleichbleibenden Konzentrationen über die Stranglänge (Bänder) oberhalb $f_{c,SPM}$ -Isolinie).

4.4 Simulation "Ohne Feeding mit Bulging"

Geometrie, Anfangs- und Randbedingungen

Es gelten die in Kapitel 4.2 sowie in Abbildung 118 angeführten Randbedingungen. Neben einem größeren Netz wird nun wieder mit gleichen Dichten $\rho_c = \rho_l$ für Festkörper und Schmelze gerechnet, daher auch ohne Aktivierung des SPM. Die Festkörper- sowie Schmelzengeschwindigkeiten sind volumenanteilabhängig teilweise fixiert.



- | | |
|---|---------------------------------|
| ➤ ① p - Inlet (101315Pa) | 1:10 gescaled |
| konsistente RB ($f_{l,\text{Inlet}} \cong 1!$) | |
| ➤ ② $HTC = 235\text{W/m}^2/\text{s}$, $T_{\text{Umgebung}} = 325\text{K}$ | $\rho_l = 7027\text{ kg/m}^3$ |
| ➤ ③ v - Outlet ($v_{\text{cast}} = 0,006\text{ m/s} = 0,36\text{ m/min}$) | $\rho_c = 7027\text{ kg/m}^3$ |
| ➤ ④ 2D symmetrische Simulation | $\eta_l = 0,0056\text{ kg/m/s}$ |
| ➤ 39 600 (22x1800 => □ 5mm) | $\eta_c = 5600\text{ kg/m/s}$ |
| ➤ binärer "St52" - $c_0 = 0,18\text{wt.}\%C$ | |

	$v_{c,x} = v_{\text{cast}}$
Zeitdiskretisierung: 2. Ordnung	$v_{c,y} = \text{fixiert} (v = v(f_c))$
Diskretisierung: Quick	$v_{l,x}^{80} = v_{c,x}$
pseudotransient; $\Delta t = 0.1\text{s}$; 1 Iterationen/ Δt	$v_{l,y}^{80} = v_{l,y}$

Abbildung 118: Die Rand-, Anfangsbedingungen und Simulationsparameter der Simulation "Ohne Feeding mit Bulging". Die Dichte der Schmelze ρ_l und des Festkörpers ρ_c sind gleich und daher ist auch das SPM nicht aktiv. Die Bulginggeometrie kann Abbildung 48 sowie Abbildung 49 entnommen werden.

Bei dieser Simulation ("162_9mBulgingGeo_NOFeeding") wird der Nachspeiseeffekt vernachlässigt, der Bulging-Effekt jedoch berücksichtigt. Die Modellierung der Bulging-Geometrie wurde in Kapitel 3.4 erläutert. Die Schmelzengeschwindigkeit wird wie in den Simulationen zuvor berechnet und die Festkörpergeschwindigkeit vorgegeben. Die x-Komponente der Festkörpergeschwindigkeit wird der Gießgeschwindigkeit von $v_{\text{cast}} = 6\text{mm/s}$ gleichgesetzt, die y-Komponente des Festkörpers ist allerdings, entgegen den vorangegangenen Simulationen, aufgrund der Bulgingmodellierung nun nicht gleich 0. Da wie gezeigt, der Drag nicht ausreicht, die Schmelze mit dem Festkörper nach außen zu bewegen, wird die Geschwindigkeit der Schmelze über einem bestimmten Festkörpervolumenanteil (hier 80%) ebenfalls mit der Festkörpergeschwindigkeit (in x- ($v_{c,x} = v_{\text{cast}}$) und y-Richtung ($v_{c,y}$)) fixiert. Um die y-Geschwindigkeit $v_{c,y}$ zu modellieren, muss die Bulging-Geometrie genauer untersucht werden. Wie in Abbildung 119 dargestellt, handelt es sich um eine sinusoidale, linear bei $x_0 = 0$ (durch Verschiebung der Simulationsgeometrie um -1m in Richtung x) beginnend über den Weg x abnehmende Strangoberflächengeometrieumhüllende der Gleichung:

$$\delta(x) = \delta_0 - \frac{\delta_0}{N \cdot \lambda} \cdot x \quad (65)$$

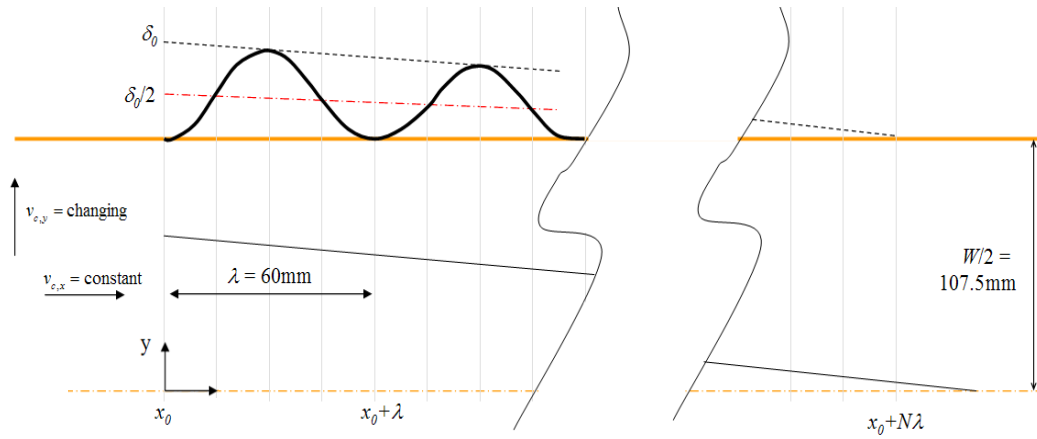


Abbildung 119: Schematische Darstellung der Bulginggeometrie.

wobei $\delta_0 = 0,8\text{mm}$ den maximalen Abstand von der parallelen Ausgangsstromoberfläche (halbe Strangdicke $W/2 = 107,5\text{mm}$) bei x_0 darstellt. Diese Umhüllende hat mit der Ausgangsstromoberfläche nach $N \cdot \lambda$ einen Schnittpunkt. $N = 100$ ist die Anzahl der Ausbauchungen und $\lambda = 60\text{mm}$ der Abstand zwischen den Rollen. Die diese Umhüllende punktuell bei $\lambda/2$ berührenden Ausbauchungen folgen daher folgender Gleichung:

$$y^{\text{boundary}} = \frac{W}{2} + \frac{\delta(x)}{2} + \frac{\delta(x)}{2} \cdot \sin\left(360^\circ \cdot \frac{x - x_0}{\lambda} - 90^\circ\right) \quad (66)$$

100 Ausbauchungen entsprechen 101 Rollen und die maximale Ausbauchung zwischen den ersten Führungsrollen ergibt sich aus Gleichung (65):

$$\delta\left(\frac{\lambda}{2}\right) = \delta_0 - \frac{\delta_0}{N \cdot \lambda} \cdot \frac{\lambda}{2} = 0,796\text{mm}$$

Aus Gleichung (66) für die Strangoberfläche y^{boundary} kann durch Ableitung die Funktion der Oberflächengeschwindigkeit errechnet werden:

$$v_y^{\text{boundary}} = v_{\text{cast}} \cdot \left\{ \begin{array}{l} -\frac{\delta_0}{2 \cdot N \cdot \lambda} - \frac{\delta_0}{2 \cdot N \cdot \lambda} \cdot \sin\left(360^\circ \cdot \frac{x - x_0}{\lambda} - 90^\circ\right) + \\ \frac{\delta(x)}{2} \cdot \cos\left(360^\circ \cdot \frac{x - x_0}{\lambda} - 90^\circ\right) \cdot \frac{2 \cdot \pi}{\lambda} \end{array} \right\} \quad (67)$$

Die Gießgeschwindigkeit beträgt $v_{\text{cast}} = 6\text{mm/s}$, der Abstand zwischen den Rollen ist, wie im Kapitel 3.4 bereits erwähnt, entgegen der Realität wo Rollen unterschiedlichen Durchmessers und unterschiedliche Entfernungen zwischen diesen vorkommen, als konstant angenommen, wobei die erste Ausbauchung nach 1m Gießgeometrie beginnt (bei x_0) und die letzte Ausbauchung nach 7m endet (bei $x_0 + N \cdot \lambda$) um zu Beginn und zum Ende der Geometrie eine konstante Strömung sicher zu stellen und damit Randeffekte auszuschließen.

Um die gesetzten Randbedingungen mit jenen der verglichenen Literatur [KAJITANI 2001, MIYAZAWA 1981] besser gegenüberstellen zu können, wird das Koordinatensystem angepasst ($x \Rightarrow y$, $z \Rightarrow x$). Dies ist notwendig, da die Literaturstellen eine vertikale und wir eine

horizontale Geometrie (mit einer solchen wäre es in FLUENT möglich rotationssymmetrisch (Bloom) zu rechnen) verwenden Nach dieser Anpassung ergeben sich die in Abbildung 120 schematisch dargestellten Geschwindigkeitsbereiche.

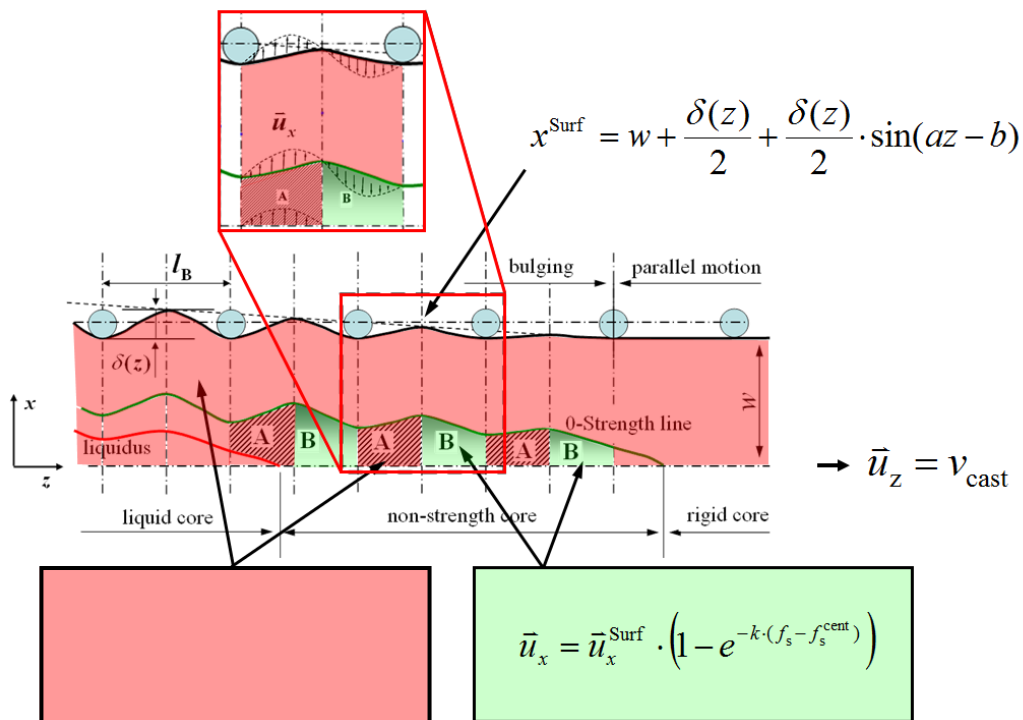


Abbildung 120: Schematische Darstellung der Bulginggeschwindigkeitsregionen. Um die Bereiche besser mit jenen aus der Literatur vergleichen zu können wurde das Koordinatensystem angepasst (x bei uns y, z bei uns x).

Ist in den roten Regionen die y-Geschwindigkeit $v_{c,y}$ (hier \vec{u}_x) gleich jener der Oberfläche gilt in den grünen Bereichen die exponentiell abnehmende, angegebene und in Abbildung 121 dargestellten Gleichung.

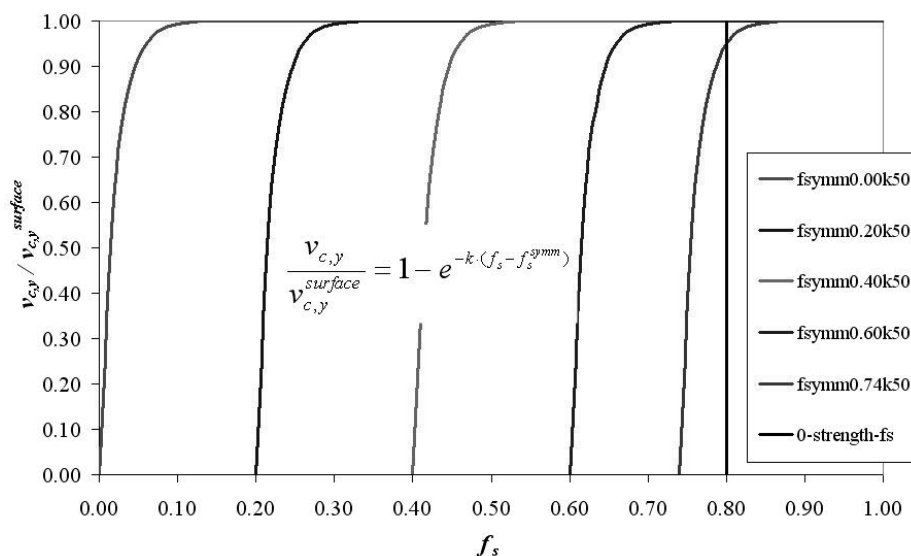


Abbildung 121: Geschwindigkeitsabnahmefaktor bei unterschiedlichem Zentrumsvolumenanteil ($f_{\text{symm}} = 0\%$, 20%, 40%, 60% und 74%) und Exponentialkoeffizienten $k = 50$.

Solange der Faktor $v_{c,y} / v_{c,y}^{surface} = 1$ ist, bewegt sich der in dieser Zelle vorhandene Festkörper mit der jeweiligen Oberflächengeschwindigkeit nach innen. Die Geschwindigkeit nimmt dann entsprechend dem Faktor entlang der dem Faktor und dem Festkörpervolumenanteil in der Symmetrie entsprechenden Linie zur Symmetrielinie und damit abnehmendem

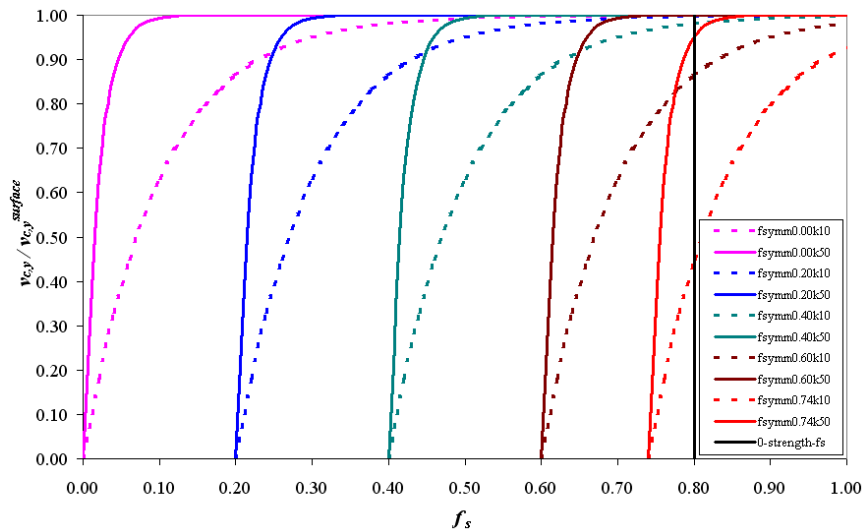


Abbildung 122: Geschwindigkeitsprofile bei unterschiedlichem Zentrumsvolumenanteil ($f_{symm} = 0\%$ bis 74%) und unterschiedlichem Exponentialkoeffizienten k (50 bzw. 10). Die Kurven werden mit kleinerem Exponentialkoeffizienten flacher und die Sprünge bei der 80% Festkörperanteilsgrenze werden größer, was zu Divergenzproblemen führen könnte.

Festkörpervolumenanteil hin auf 0 ab. Durch den Exponentialkoeffizienten $k = 50$ bedingt, ist die Abnahmen sehr rasch, d.h. die Makroseigerung sehr zentrumsnah. Würde man, wie in Abbildung 122 dargestellt $k = 10$ setzen, würde die Abnahme gemächlicher erfolgen und ein größerer Bereich in der Umgebung der Symmetrielinie wäre betroffen, was eine Auswirkung auf die Relativgeschwindigkeiten und damit Makroseigerung hat. Darüber hinaus wird in der Simulation ein Wert vorgegeben, ab welchem sich der Festkörper aufgrund seiner ab dort höheren Festigkeit auf jeden Fall mit der Strangoberflächengeschwindigkeit $u_x^{surface}$ bewegt. Dieses wird, entsprechend [RIDOLFI 2008] mit einem Festkörpervolumenanteil von 80% festgelegt (0-Strength-Linie entsprechend Zero Strength Temperature (ZST), vgl. Abbildung 118 $v_{l,x}^{80}$ und $v_{l,y}^{80}$). Wie in Abbildung 122 zu sehen ist, wird mit kleinerem k der Geschwindigkeitssprung an der 80% Festkörpervolumenanteilslinie immer größer, was zu numerischen Instabilitäten führen kann. Für $k = 50$ gibt es nur kleine Sprünge und diese vor allem in Regionen mit hohem Festkörpervolumenanteil (ca. $> 60\%$) in der Symmetrie. Da die Festkörper- und Schmelzengeschwindigkeiten über der 80%-Festkörpervolumenanteils-Isolinie in gleicher Größe fixiert sind, gibt es dort keine Relativgeschwindigkeiten und damit auch keine Makroseigerungsentstehungsmöglichkeit und somit keine Notwendigkeit der weiteren Erstarrung/Durcherstarrung. Das Ende der Erstarrung wird daher auf Bereiche $f_c < 80\%$ eingeschränkt, was sich auch bei den Simulationszeiten positiv bemerkbar macht (COLUMNAR_FRACTION_FOR_ZERO_REL_VEL=0,8 vgl. Anhang 1). Wenn, über einem bestimmten Festkörpervolumenanteil ($f_c^{0-Strengt} = 80\%$), die Festkörper- als auch die Schmelzengeschwindigkeit mit gleichen Werten fixiert sind, gibt es keine Relativgeschwindigkeiten mehr und daher auch keine Makroseigerungsentstehung. Dies ist unabhängig von der weiteren Erstarrung. Ein Problem könnte sich nur ergeben, wenn einer der folgenden Fälle auftritt:

- Es findet jenseits der $f_c^{0-Strenght}$ -Isolinie ($f_c > f_c^{0-Strenght}$) Erstarrung statt und die Dichten von Festkörper und Schmelze unterscheiden sich ($\rho_s \neq \rho_l$). Dann müsste Feeding stattfinden bei auf 0 fixierter Relativgeschwindigkeit.
- Es findet jenseits der $f_c^{0-Strenght}$ -Isolinie ($f_c > f_c^{0-Strenght}$) Bulging statt. Dann müssten die entstehenden Volumenänderungen durch Schmelzenströmung bei auf 0 fixierter Relativgeschwindigkeit ausgeglichen werden.

Daher wird der Massentransfer, ohne Auswirkung auf die Makroseigerung, jenseits der $f_c^{0-Strenght}$ -Isolinie ausgeschaltet und die Erstarrung somit gestoppt. Diese Modellierungsidee ersetzt einerseits das Durcherstarrungs- und andererseits das SPM-Modell. Da mit dieser Modellierung der Festkörperphasenanteil jedoch mit ca. 80% limitiert ist, was eventuell eine nicht 100% korrekte Makroseigerungsverteilung ergibt (vgl. Abbildung 117), wird diese nur bei Simulationen mit Bulging-Geometrie angewandt.

Resultate und Ergebnisdiskussion

Wie in Abbildung 123 und Abbildung 124 zu sehen ist, sind die meisten Residuen dieser Simulation auf gewünscht niedrigen Niveau und die Überwachungsbildschirme zeigen einen horizontalen/konstanten Verlauf, was darauf hinweist, dass die Simulation den Steady-State erreicht hat.

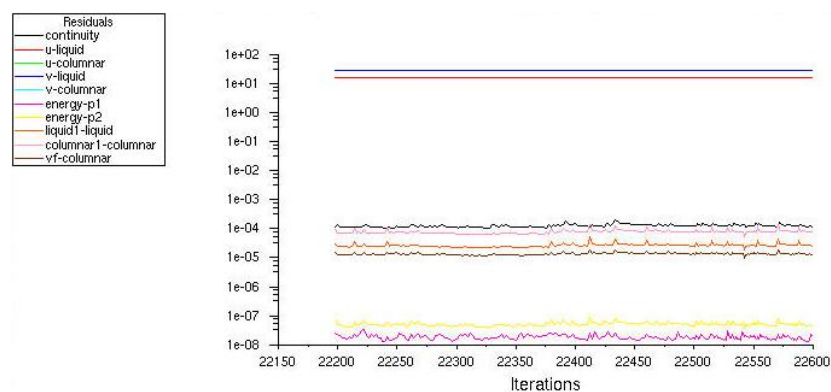


Abbildung 123: Residuen sind auf niedrigem Niveau.

Die hohen Residuen für die Schmelzengeschwindigkeiten (rot und blau) lassen sich wahrscheinlich darauf zurückführen, dass die Festkörpergeschwindigkeiten bei dieser Simulation fixiert sind und die Erhaltungsgleichungen daher mit Hilfe dieser Werte erfüllt werden müssen. In Abbildung 124 ist ebenfalls zu erkennen, dass die Monitoring-Bilder "unruhiger" sind als bei den Simulationen zuvor, was ebenfalls darauf hinweist, dass die Gleichungslösung durch die Bulging-Modellierung (einige fixierte Werte) erschwert wird. Auf 6 Knoten des SMMP-Intel Nehalem-Clusters (2,93GHz) benötigt diese Simulation in etwa 65h/10000Iterationen. Die Rechenzeit der vorliegenden Simulation beträgt somit etwa 5 Tage bis ein Steady-State Zustand (ca. 17500 Iterationen) erreicht ist. Der Temperaturfeldverlauf in Abbildung 125 ist auch für diese Simulation "162_9mBulgingGeo_NOFeeding" sehr homogen. Die überlagerten schwarzen Festkörpervolumenanteilslinien sind jene für 0%, 50% sowie 80% Festkörpervolumenanteil. Die 95% Festkörpervolumenanteilslinie kann nicht eingezeichnet werden, da, wie Abbildung 127 entnommen werden kann, kein Bereich mehr als 83% erstarrt ist. Darüber

hinaus ist an der unruhigen Form der $f_c = 80\%$ -Isolinie der Effekt durch die, die

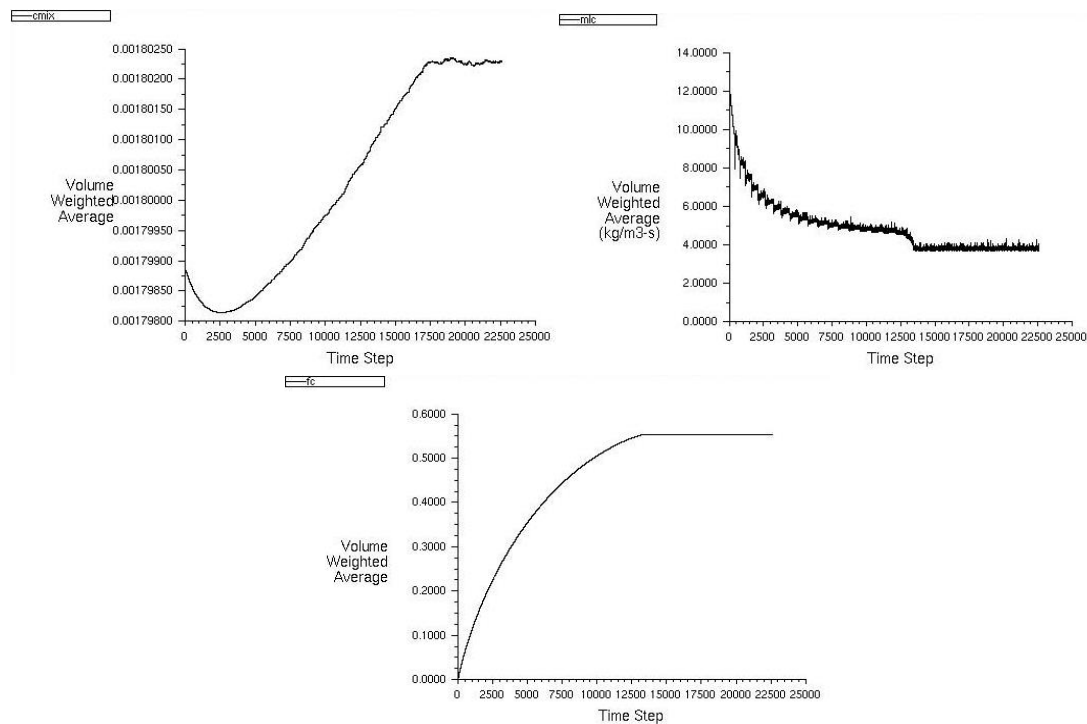


Abbildung 124: Die Überwachungsbildschirme für c_{mix} , M_{lc} und f_c zeigen, dass die Simulation nach 17500 Iterationen den steady-state erreicht hat. Die im weiteren diskutierten Resultate entsprechen somit dem Gleichgewichtszustand.

Bulginggeometrie modellierenden, Festkörperbewegungen ersichtlich, was in den Geschwindigkeitsfeldern (Abbildung 131) noch besser gesehen werden kann.

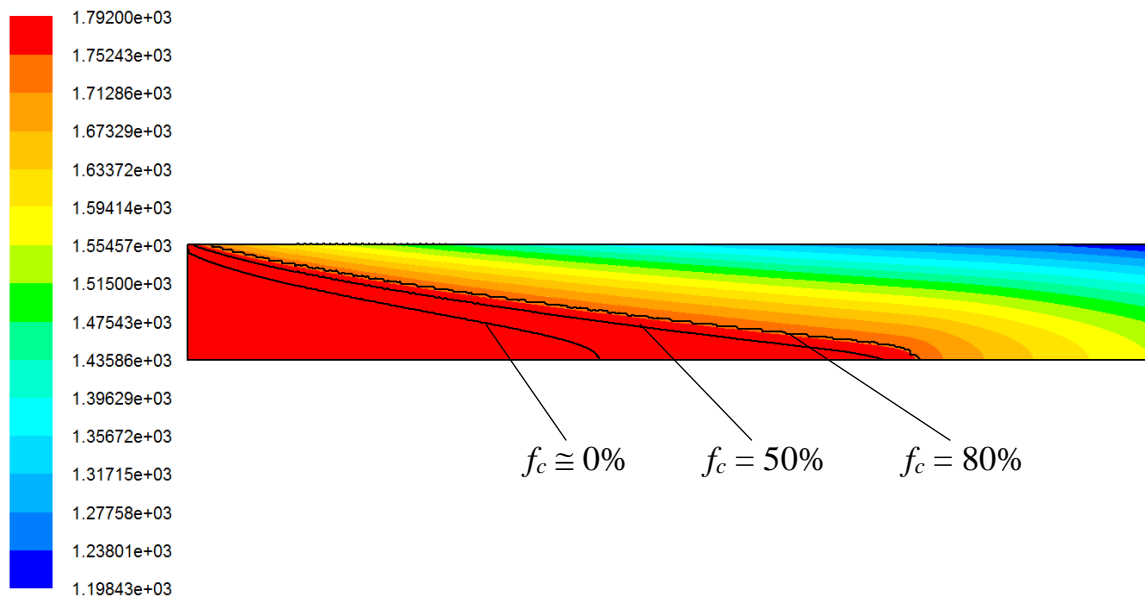


Abbildung 125: Das T-Feld als Ergebnis der Simulation "Ohne Feeding mit Bulging".

Der Massentransfer in Abbildung 126 weist erneut ein ähnliches Bild auf wie jenes der Simulation "Ohne Feeding ohne Bulging" (vgl. Abbildung 78) jedoch ist der maximale

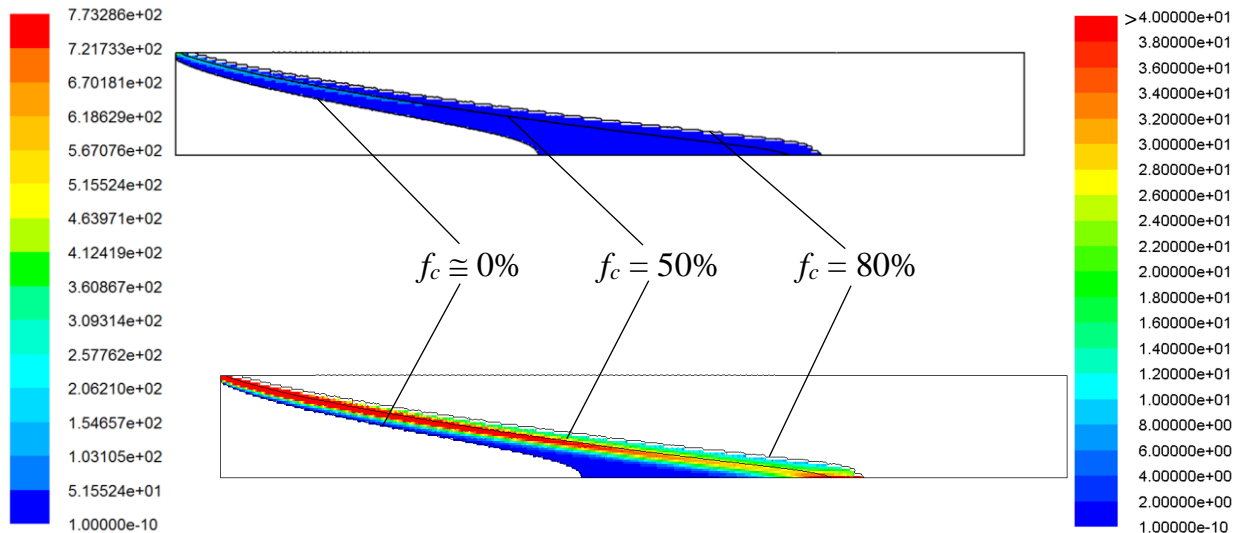


Abbildung 126: Das M_{ic} -Feld als Ergebnis der Simulation "Ohne Feeding mit Bulging". Bereiche ohne Erstarrung ($M_{ic} = 0$ bzw. $M_{ic} < 10^{-10}$) wurden bei beiden Feldern ausgeblendet, wobei beim unteren Bild die (rechte) Skala so geändert wurde, dass alle Bereiche mit $M_{ic} > 40 \text{ kg/m}^3/\text{s}$ rot eingefärbt wurden. Die Erstarrung endet vorgebebedingt bei $f_c = 80\%$.

Massentransfer mit $732 \text{ kg/m}^3/\text{s}$ punktuell weit höher als die bisherigen ($427 \text{ kg/m}^3/\text{s}$ bzw. $429 \text{ kg/m}^3/\text{s}$), die Lage entlang der 50%-Festkörpervolumenanteilslinie bleibt unverändert.

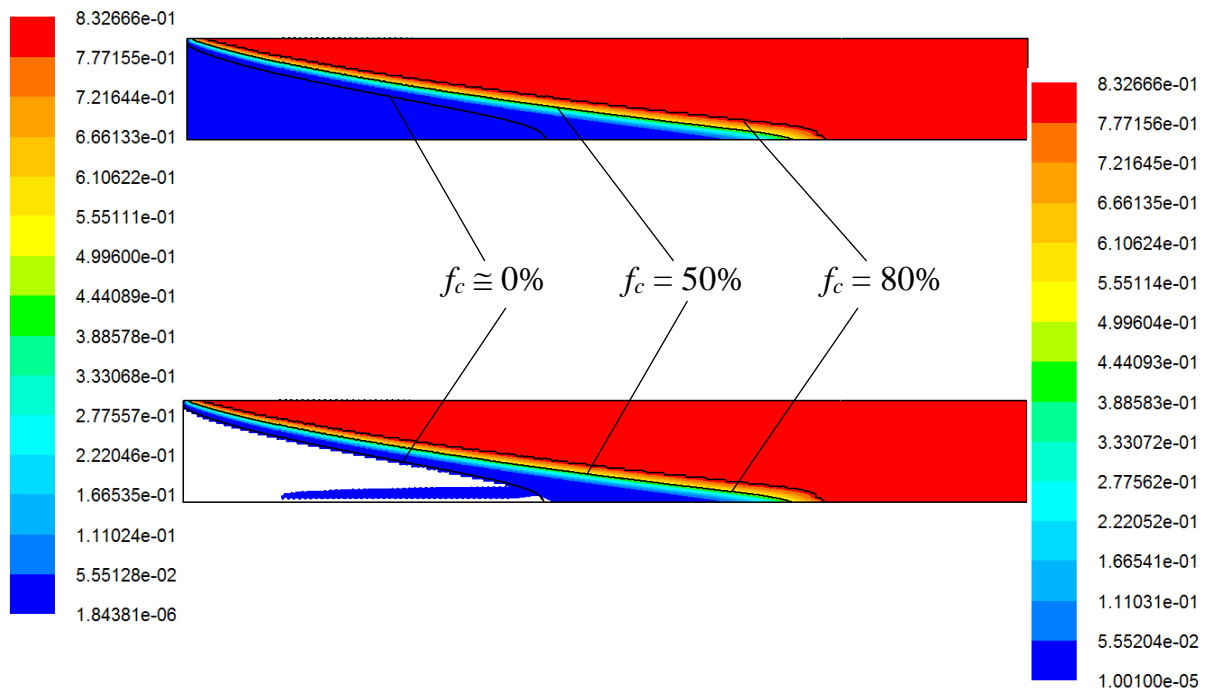


Abbildung 127: Das Festkörpervolumenanteilsfeld f_c oben mit automatischer Skalierung, während bei der unteren Abbildung der "Initialisierungs- und Inletfestkörpervolumenanteil" von 10^{-5} ausgeblendet ist. Die auftretende zentrumsnahe Festkörpervolumenanteilaufsummierung wird im Text erläutert.

Der zentrumsnahe, hellblaue Bereich höheren Massentransfers, wie bei der Simulation mit Feeding, ist erwartungsgemäß erneut nicht zu erkennen. Der Massentransfer endet, wie vorgegeben, bei der 80%-Festkörper-Isolinie. Daher ist, wie in Abbildung 127 zu erkennen, der maximal erreichbare Festkörpervolumenanteil 83,2%, im Gegensatz zu den in den vorhergehenden Simulationen erreichten 99,4%. In den Bereichen, in jenen der

Festkörpervolumenanteil größer als 80% ist, in Abbildung 128 dargestellt, wird aufgrund der vorgegebenen Festkörpergeschwindigkeit der konvektive Fluss des Festkörpers positiv. Dieser Festkörpervolumenanteilserhöhung ist also nicht massentransferbedingt sondern es wird aufgrund der Randbedingungen (Geschwindigkeitsfelder) mehr Festkörper in die Zellen "hineingeschoben" als "herausgezogen".

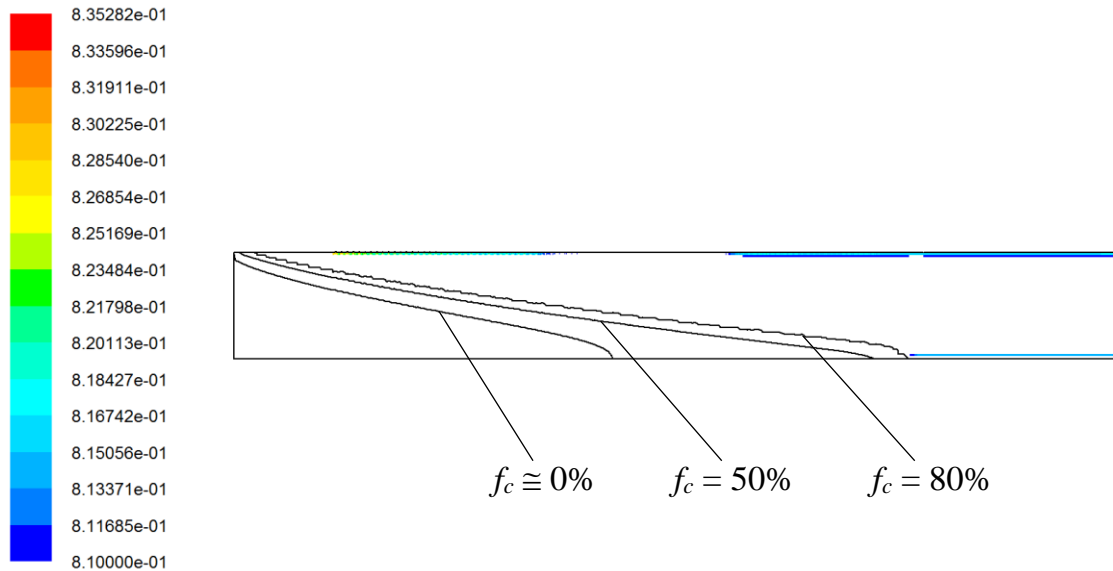


Abbildung 128: Das Festkörpervolumenanteilsfeld f_c mit jenen Bereichen, deren Festkörpervolumenanteil größer als 80% ist. Die Vergrößerung des Festkörpervolumenanteils in diesen oberflächen- sowie zentrumsnahen Bereichen ist konvektions- und nicht massentransferbedingt.

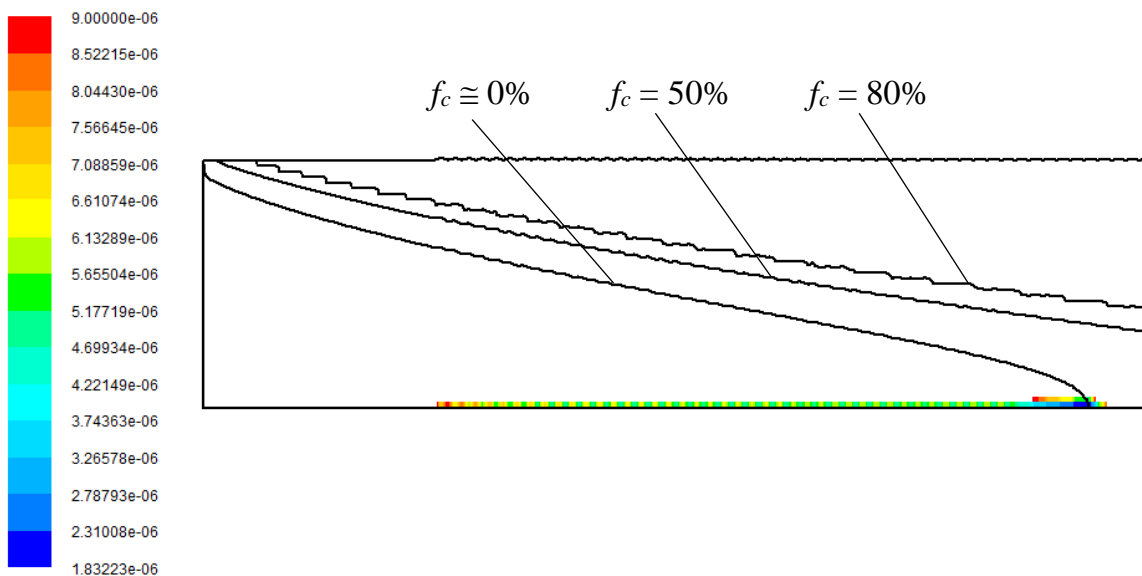


Abbildung 129: Der aufgrund der Festkörpergeschwindigkeitsmodellierung entstehende Bereich mit einem Festkörpervolumenanteil unterhalb des Anfangs- und Randbedingungswertes von 10^{-5} . Gut zu erkennen ist auch die Auswirkung der Bulging-Geometrie auf die Festkörpervolumenanteils-Isolinien.

Dieser Effekt ist, wie zu sehen ist, auf Bereiche nahe der Strangoberfläche sowie des Strangzentrums begrenzt. Eventuell kann dieser Effekt auch von der Oberflächenmodellierung der Bulginggeometrie durch FLUENT kommen (Gerade? Polynom? HTC-RB?...). Ein weiterer Effekt der Festkörpergeschwindigkeitsmodellierung, der auch in Abbildung 127 auffällig ist, kann im zentrumsnahen Gebiet in Abbildung 129 erkannt werden. Dort ist als Anfangsbedingung (und auch als Randbedingung am Inlet) der

Festkörpervolumenanteil $f_c = 10^{-5}$ gesetzt. Zentrumsnah wird durch das vorgegebene Geschwindigkeitsfeld dieser Festkörpervolumenanteil nach oben aus der Zelle heraus aber nicht mehr in die Zelle hinein bewegt, wie dies in Abbildung 131 zu sehen ist. Man erkennt, dass im zunehmenden Bereich jeder Ausbauchung der Festkörper nach außen Richtung Strangoberfläche (gelb-rote Bereiche) und im abnehmenden Bereich jeder Ausbauchung der Festkörpers nach innen Richtung Strangzentrum (cyan-blaue Bereiche) bewegt wird. Damit der Festkörper in den abnehmenden Bereichen nicht über die Symmetrielinie "hinausgeschoben" wird, ist die y-Festkörpergeschwindigkeit in der zentrumsnahen Zelle ja auf 0 gesetzt. Somit kommt es in den Zellen darüber zu einer Festkörperanreicherung jener Festkörperanteile, die nach außen, jedoch nicht vollständig nach innen bewegt werden. Dadurch kommt es in diesem Gebiet entlang der Zentrumslinie zu einer Aufsummierung dieses Effektes, wie in Abbildung 127 sowie Abbildung 129 zu sehen ist. Dieser Effekt könnte theoretisch zu einer positiven Zentrumsseigerung führen, da der Festkörper mit niedriger Konzentration entsteht, verbracht wird und durch angereicherte Schmelze ersetzt wird. Da die betreffenden Festkörpervolumenanteile äußerst gering sind (10^{-5} - 10^{-6} vgl. Abbildung 127 sowie Abbildung 129) kann dieser Effekt auf die c_{mix} -Änderung (Makroseigerung) vernachlässigt werden ($\pm 0,000001$ wt.%C vgl. Abbildung 130).

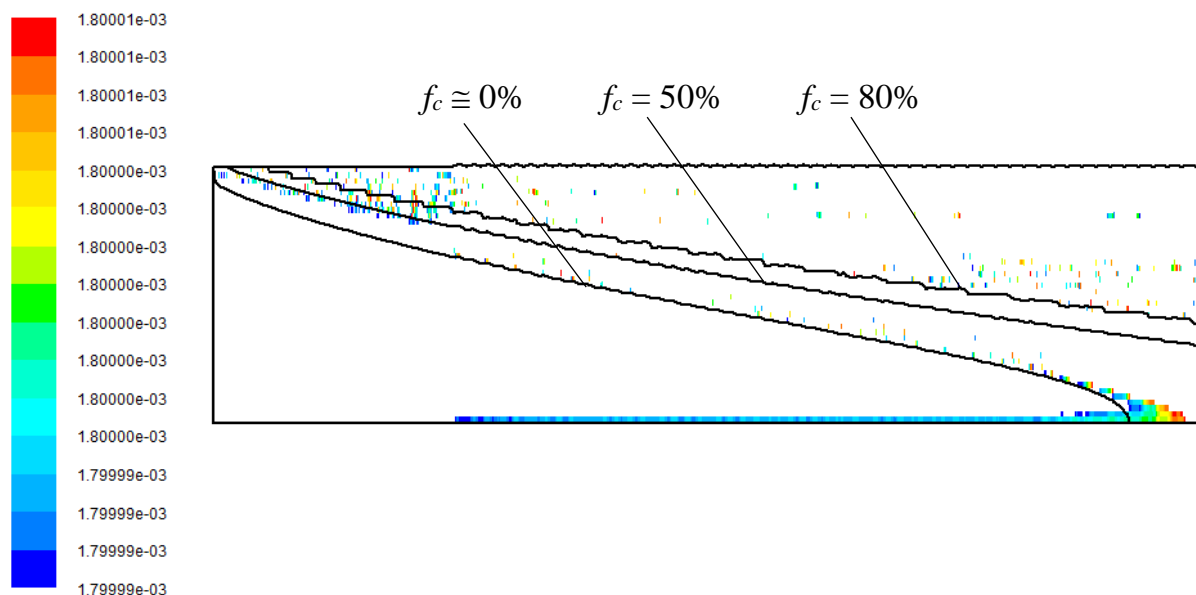


Abbildung 130: Der Effekt der Festkörpergeschwindigkeitsmodellierungsunstimmigkeiten auf die Makroseigerungsentstehung ist vernachlässigbar ($\pm 0,000001$ wt.%C).

Zur Analyse der Makroseigerungsverteilung muss erneut das Geschwindigkeitsfeld untersucht werden. untersuchen werden. Wie in Abbildung 131 zu sehen, fixiert das UDSUB das vorgegebene y-Geschwindigkeitsprofil für Festkörper (oben) und Schmelze (Mitte) sehr gut. Gut zu erkennen ist auch die fehlende y-Festkörpergeschwindigkeit in den zentrumsnahen Zelle im abnehmenden Bulgingbereich sowie die entsprechend der Oberflächengeschwindigkeit konstanten y-Festkörpergeschwindigkeiten über sonst die gesamte Strangdicke sowie konstanten y-Schmelzengeschwindigkeiten oberhalb zumindest der $f_c = 80\%$ -Isolinie. Erkennbar ist auch die Auswirkung der Bulginggeometrie auf die Schmelzenströmung im Gebiet reiner Schmelze (Liquid-Core unterhalb der $f_c \cong 0\%$ -Isolinie). Ebenfalls zu erkennen ist jener Bereich im Festkörpergeschwindigkeitsfeld (nahe dem Schnittpunkt $f_c = 0\%$ und

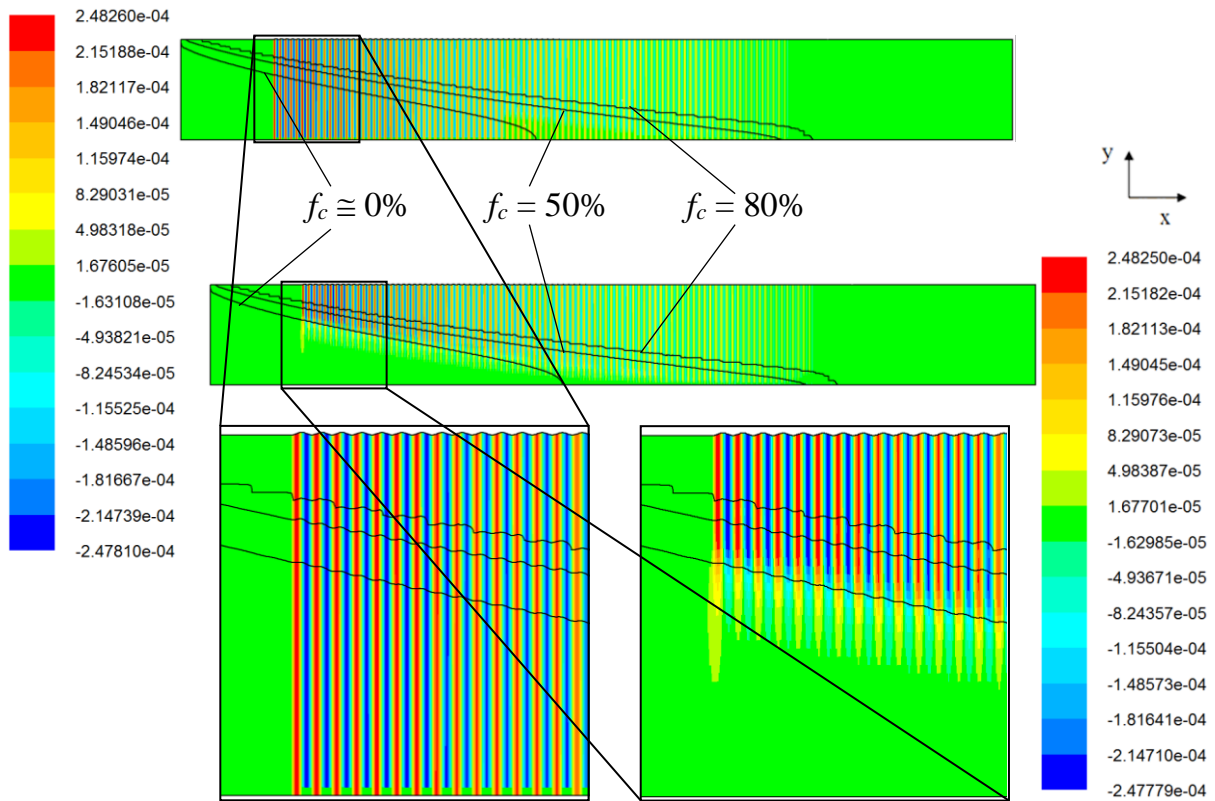


Abbildung 131: y -Geschwindigkeitsfeld des Festkörpers $v_{c,y}$ (oben und unten links) sowie der Schmelze $v_{l,y}$ (Mitte sowie unten rechts). $v_{c,y}$ sowie $v_{l,y}^{80}$ sind dabei durch das UDSUB vorgegeben, $v_{l,y}$ ($f_c < 80\%$) wird berechnet (Knotenwerte).

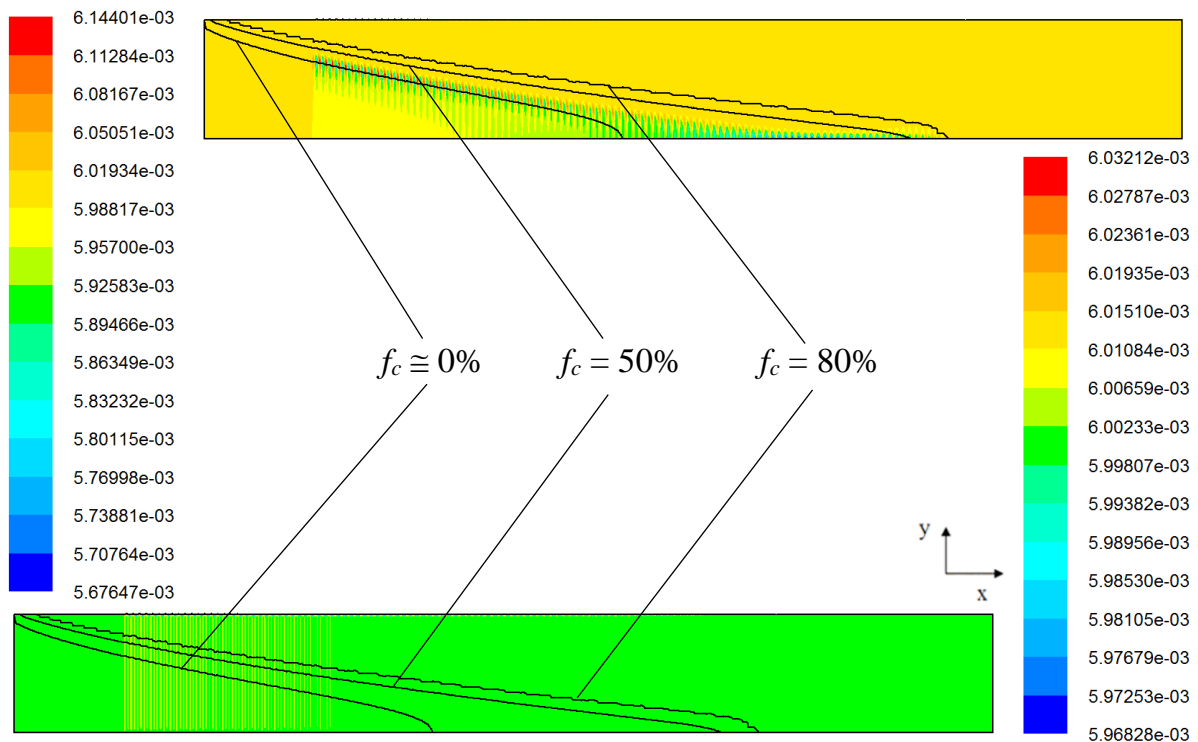


Abbildung 132: Geschwindigkeitsfeld der Schmelze v_l (oben) sowie des Festkörpers v_c (unten) bei der Simulation "Ohne Feeding mit Bulging" (Knotenwerte).

Symmetrielinie) in welcher die Festkörpergeschwindigkeit entsprechend der exponentiellen Funktion zum Zentrum hin abzunehmen beginnt. Die Geschwindigkeiten der Schmelze als

auch des Festkörpers sind in Abbildung 132 gezeigt. Der Effekt der Bulging-Modellierung ist in beiden Geschwindigkeitsfeldern ebenso deutlich erkennbar, auch wenn festgestellt werden kann, dass die Schmelzengeschwindigkeit v_l (5,67mm/s - 6,14mm/s) mehr variiert als die Festkörpergeschwindigkeit v_c (5,97mm/s - 6,03mm/s), also höhere (um bis zu 0,3mm/s) sowie niedrigere Geschwindigkeiten (um bis zu 0,11mm/s) als beim Festkörper auftreten und der Effekt daher besser erkennbar ist. Details können durch Betrachtung der Relativgeschwindigkeiten erkannt werden, wie in den nachfolgenden Abbildungen ersichtlich.

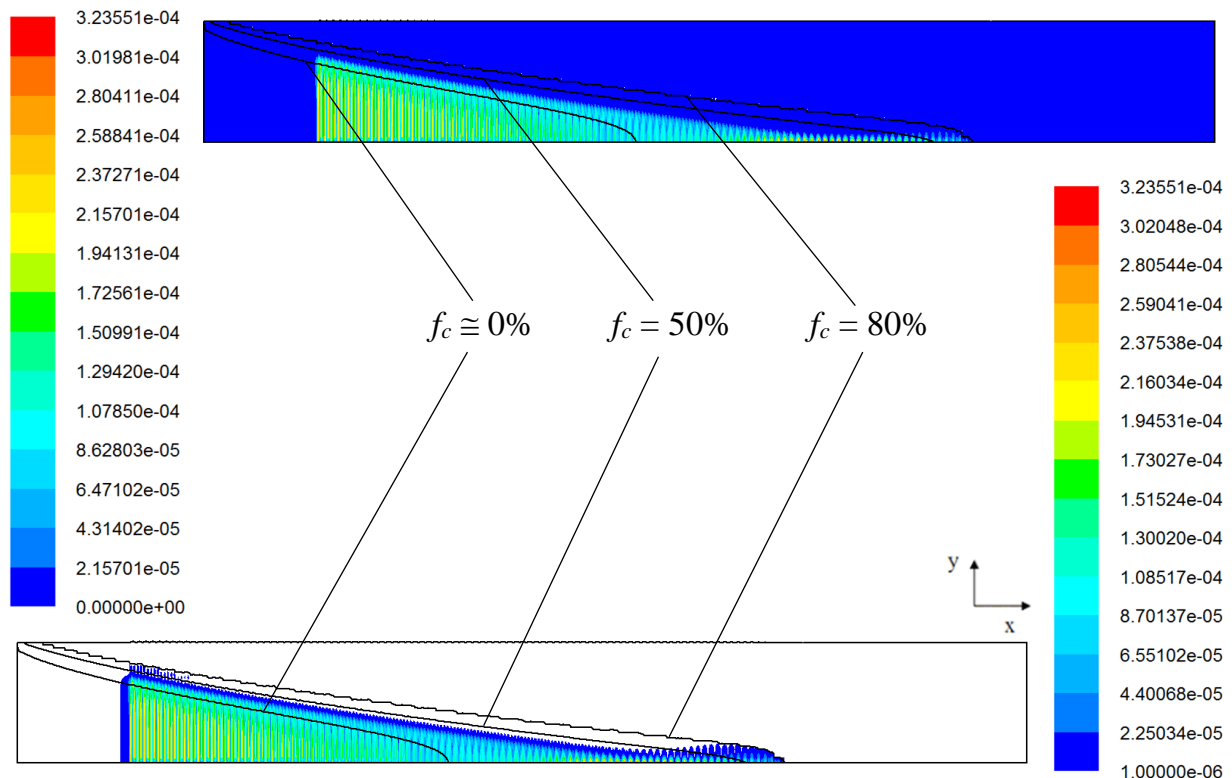


Abbildung 133: Die Relativgeschwindigkeit $v_{rel} = v_l - v_c$ zwischen Schmelze und Festkörper/Strang. Im unteren Bild ist die Skalierung so geändert, dass vernachlässigbar kleinen Relativgeschwindigkeiten ($<0,001\text{mm/s}$) ausgeblendet sind.

Die die Makroseigerung verursachenden Relativgeschwindigkeiten v_{rel} , die in Abbildung 133 abgebildet sind, haben Werte bis zu 0,324mm/s und kommen, wie die Skalierung, bei welcher die Relativgeschwindigkeiten unter 10^{-6}m/s ausgeblendet sind, beweist, nicht jenseits der Festkörpervolumenanteils-Isolinie von 80% vor. Wie auch zu sehen ist und in Abbildung 134 sowie Abbildung 135 verdeutlicht wird, gibt es im Zweiphasengebiet, nahe der Symmetrielinie einen Bereich mit relativ hohen Relativgeschwindigkeiten von ca. 0,3mm/s entgegen der Gießrichtung. Der sich bewegende Festkörper mit der Modellierung der Dendritenstauchung durch die entsprechend der angegebenen e-Funktion abnehmenden Festkörpergeschwindigkeit in den zentrumsnahen Zellen verursacht, vor allem durch die abnehmende Bulginghöhe unterstützt, die zur Volumenerhaltung notwendige Schmelzenströmung. Die Bedeutung der Relativgeschwindigkeitskomponenten sind noch besser ersichtlich, wenn man die beiden Komponenten kombiniert und sie als Vektor darstellt, wie in Abbildung 136 dargestellt.

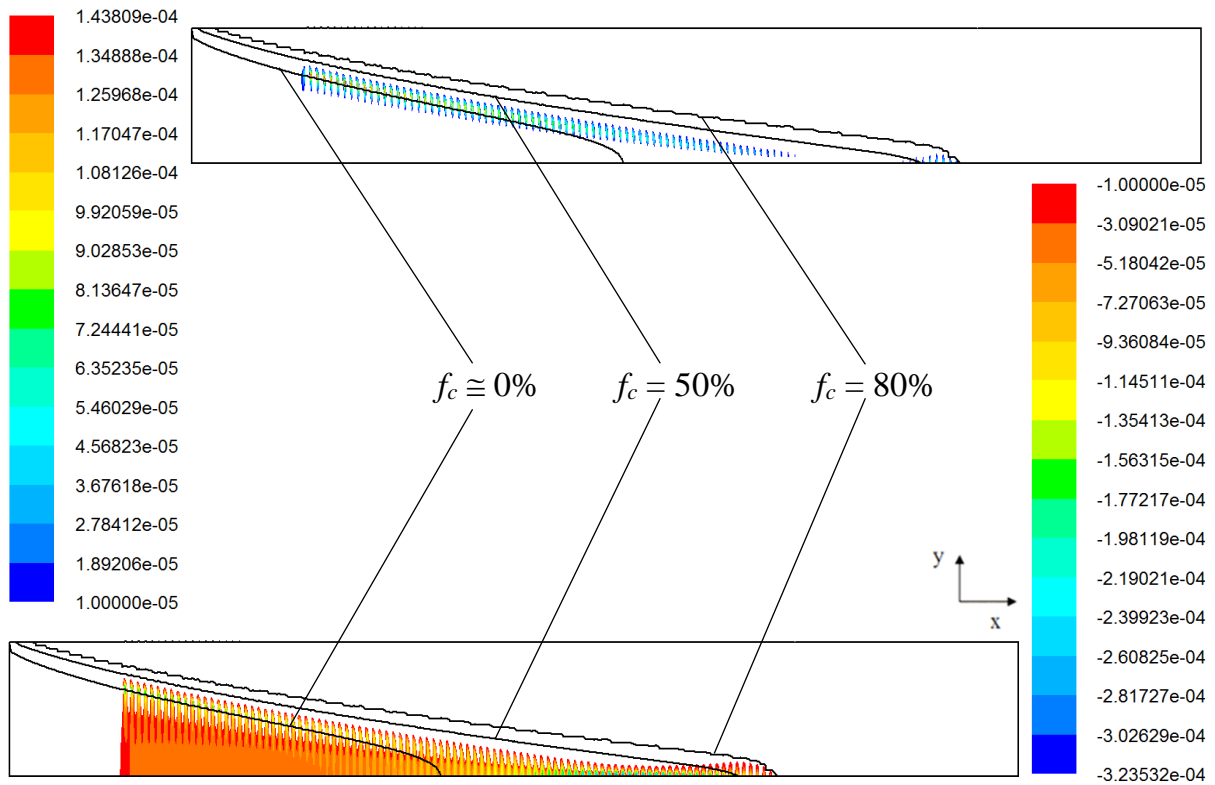


Abbildung 134: Die x -Komponente der Relativgeschwindigkeit $v_{rel,x} = v_{l,x} - v_{c,x}$ zwischen Schmelze und Festkörper. In den Bereichen positiver x -Relativgeschwindigkeit (oben) ist die Schmelze in x -Richtung schneller als der Festkörper, in negativen Bereichen (unten) ist es umgekehrt. Es kommt also zu einer primären Relativströmung gegen die Gießrichtung

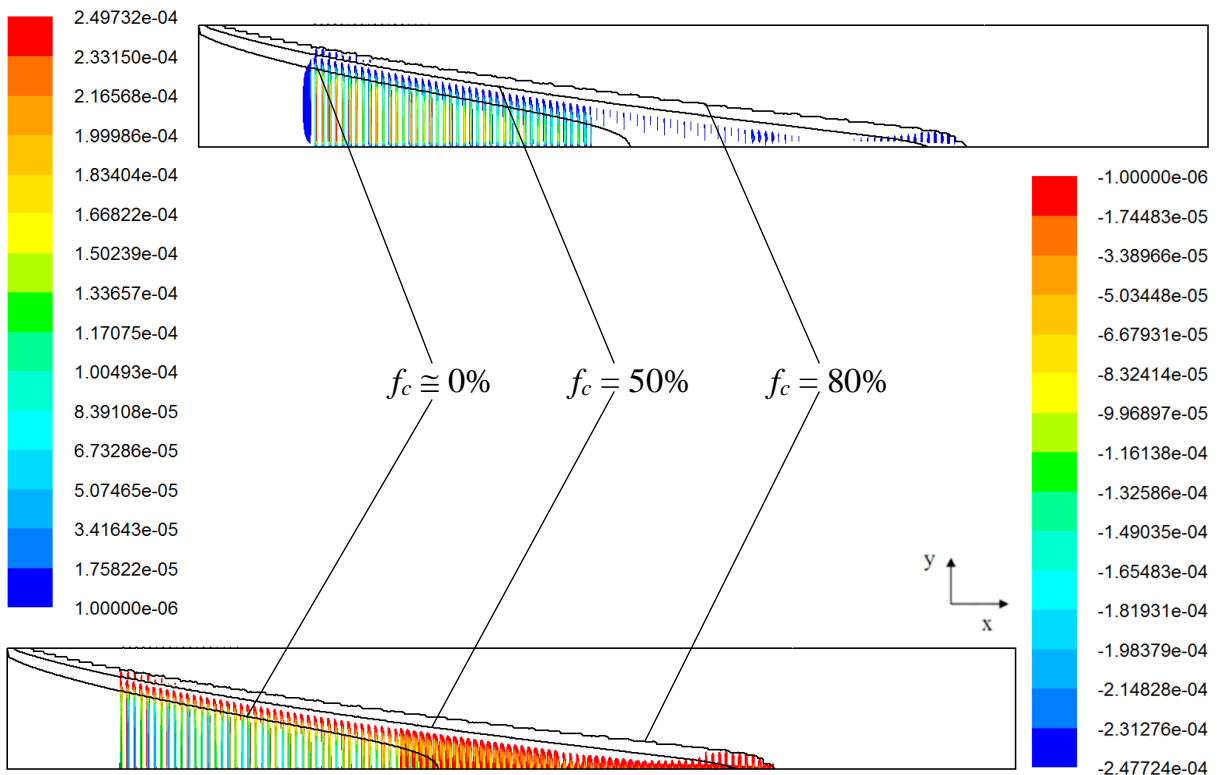


Abbildung 135: Die y -Komponente der Relativgeschwindigkeit $v_{rel,y} = v_{l,y} - v_{c,y}$ zwischen Schmelze und Festkörper. In den Bereichen positiver y -Relativgeschwindigkeit (oben) ist die Schmelze in y -Richtung schneller als der Festkörper, in negativen Bereichen (unten) ist es umgekehrt.

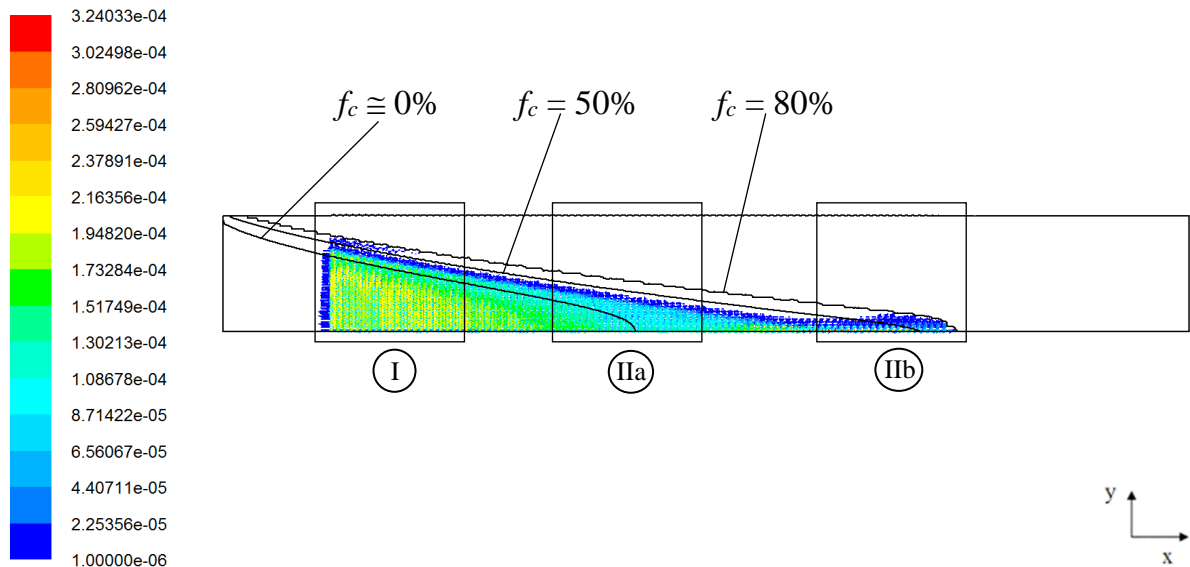


Abbildung 136: Das Vektorfeld der relativen Geschwindigkeiten $v_{rel} = v_l - v_c$ mit den im folgenden näher untersuchten Bereichen (I, IIa sowie IIb).

Hierbei werden 3 Bereiche markiert und im folgenden näher analysiert, wobei einige Details in den nächsten Abbildungen in einer in x-Richtung unskalierten Geometrie dargestellt werden um das Strömungsvektorfeld besser ersichtlicher zu machen.

Bereich I:

Die ersten Relativgeschwindigkeiten treten, wie in Abbildung 136 sowie Abbildung 137 zu

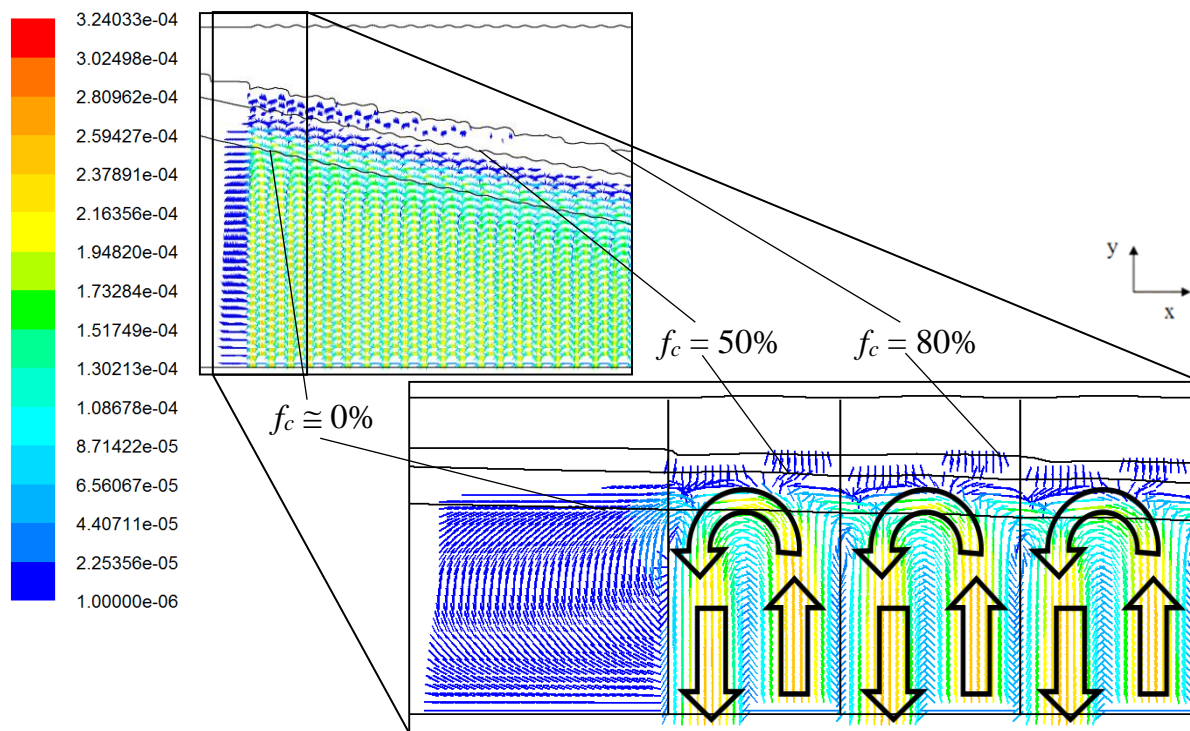


Abbildung 137: v_{rel} -Vektoren am Beginn des Bulgingbereichs. Das Vektorfeld ist in der rückskalierten Geometrie mit vertikalen Linien (Abgrenzung jeweils einer Ausbuchtung) sowie schwarzen Pfeilen (Hauptströmungsrichtung) überlagert.

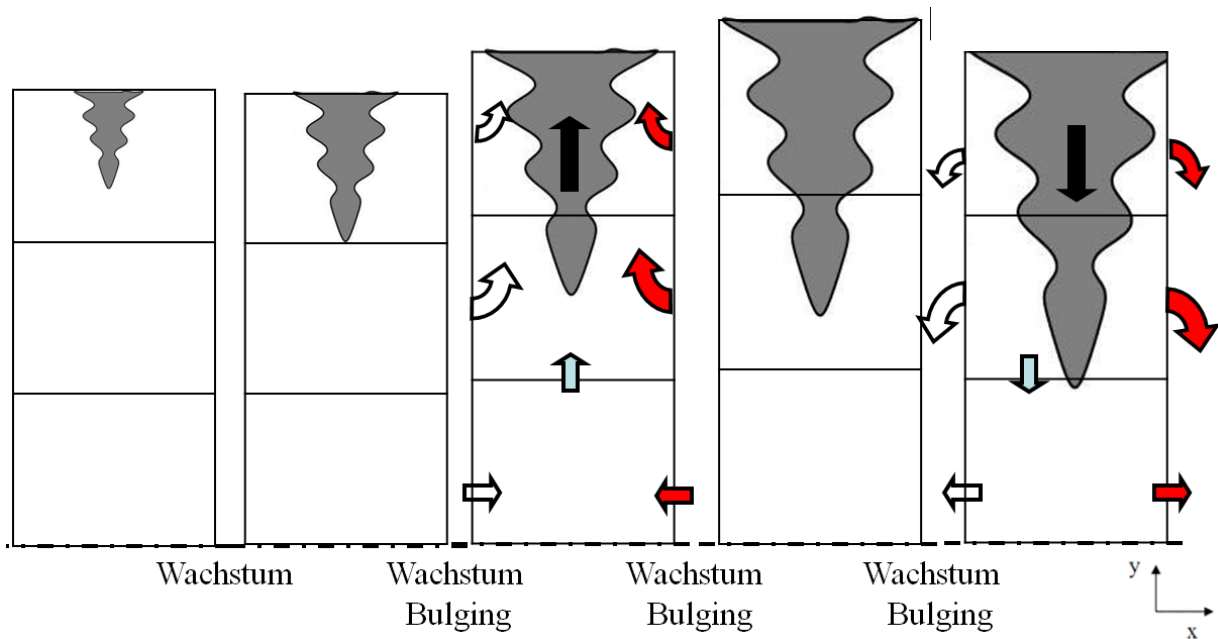


Abbildung 138: Schematische Darstellung der Dendritenbewegung (schwarze Pfeile) vor Erreichen der Symmetrielinie. Angedeutet sind die Volumenzunahme der Dendriten aufgrund Erstarrung (die Dendriten werden von Spalte zu Spalte länger und dicker) sowie die aufgrund der Dendritenbewegung hervorgerufenen Strömungen (hellblaue, rote und transparente Pfeile je nach Richtung).

sehen, im Bereich kurz vor der ersten Bulgingrolle auf. Da es keine Erstarrungsschrumpfung und damit keine Nachspeisströmungen gibt, ist es nicht verwunderlich, dass in den Bereichen zuvor keine Relativgeschwindigkeiten auftreten. Der Bereich der ersten auftretenden Relativgeschwindigkeiten ist in Abbildung 137 genauer dargestellt. Die Festkörpergeschwindigkeit ist im UDSUB vorgegeben, die Schmelzengeschwindigkeit im Bereich $f_c < 80\%$ wird durch Drag sowie Volumenerhalt berechnet. Während die y-Schmelzengeschwindigkeiten vom Drag zustande kommen, kommen die x-Schmelzengeschwindigkeiten vor allen aufgrund der Querschnittabnahme (kleiner werdendes Bulging) zustande. Diese Strömung hat im Bereich niedriger Festkörpervolumenanteile, also auf den Liquid Core kurz vor der ersten Ausbauchung, auch eine minimale Auswirkung. In Abbildung 138 sind die, die Schmelzenströmung verursachenden, Phänomene Dendritenwachstum und Dendritenbewegung schematisch dargestellt. Man erkennt, dass die Schmelzenbewegung (hellblaue, rote und transparente Pfeile in Abbildung 138) nicht den gleichen Richtungssinn hat wie das Bild der Relativgeschwindigkeiten (Pfeile in Abbildung 137) vermuten ließ, d.h. die Schmelze bewegt sich entsprechend der Pfeile in Abbildung 138 und der Festkörper bewegt sich in gleicher Richtung aber schneller. Damit ergibt sich eine Relativgeschwindigkeit zwischen Schmelze und Festkörper in umgekehrter Richtung, also entgegen der strömenden Schmelze, wie dies in Abbildung 139 auch zu sehen ist. Dass die in Abbildung 138 theoretisch hergeleitete Schmelzenbewegung tatsächlich stattfindet wurde in Abbildung 139 veranschaulicht. Färbt man, wie in Abbildung 140 gezeigt, das Schmelzengeschwindigkeitsfeld (mit abgezogener Stranggeschwindigkeit) mit dem der Schmelzengeschwindigkeit ist noch besser erkennbar, wo die Schmelze schneller bzw. langsamer als die Stranggeschwindigkeit ist.

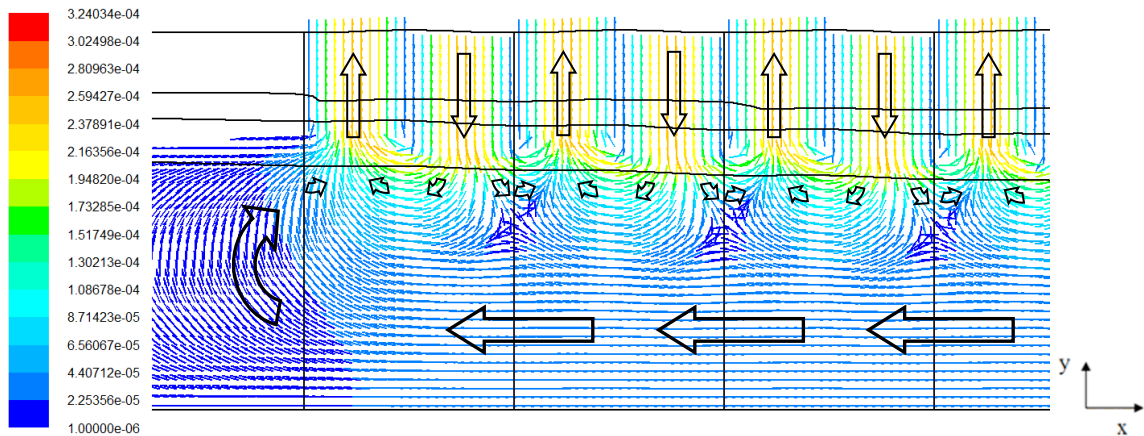


Abbildung 139: Das Vektorfeld der Schmelzengeschwindigkeit. Die Gießgeschwindigkeit ist dabei für die Darstellung von der x -Komponente $v_{l,x}$ abgezogen.

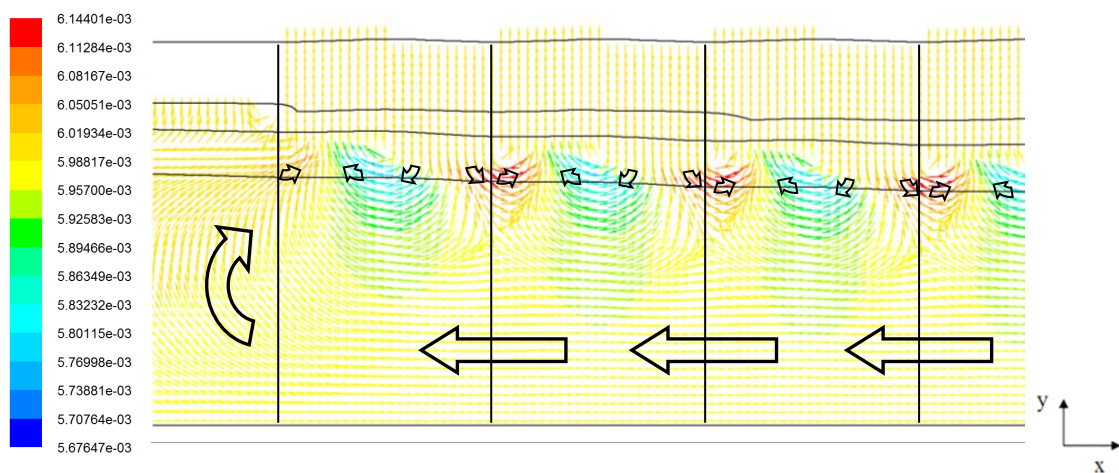


Abbildung 140: Das gleiche Vektorfeld der Schmelzengeschwindigkeit wie in Abbildung 139, diesmal jedoch mit der Farbskalierung entsprechend Abbildung 132 ($v_{l,x}$ ohne Abzug der Gießgeschwindigkeit, gelb = Stranggeschwindigkeit 0,006m/s) um.

Bereiche II:

Wenn im Strangzentrum der Festkörpervolumenanteil ansteigt, d.h. die wachsenden Dendriten diesen Bereich erreichen, kann man sich deren Bewegung bzw. Verformung und die daraus resultierenden Schmelzenströmung ähnlich Abbildung 138 vorstellen, lediglich die Stauchung der Dendriten führen zu noch stärkeren Strömungen im abnehmenden Bereich der Ausbauchung.

Bereich IIa:

Die sich ergebenden, zur Entstehung von Makroseigerung beitragenden, auftretenden Relativgeschwindigkeiten im Bereich des Schnittpunktes $f_c = 0\%$ -Isolinie mit der Symmetrielinie d.h. kurz nachdem sich die Dendriten im Strangzentrum zu berühren beginnen sind in Abbildung 141 dargestellt.

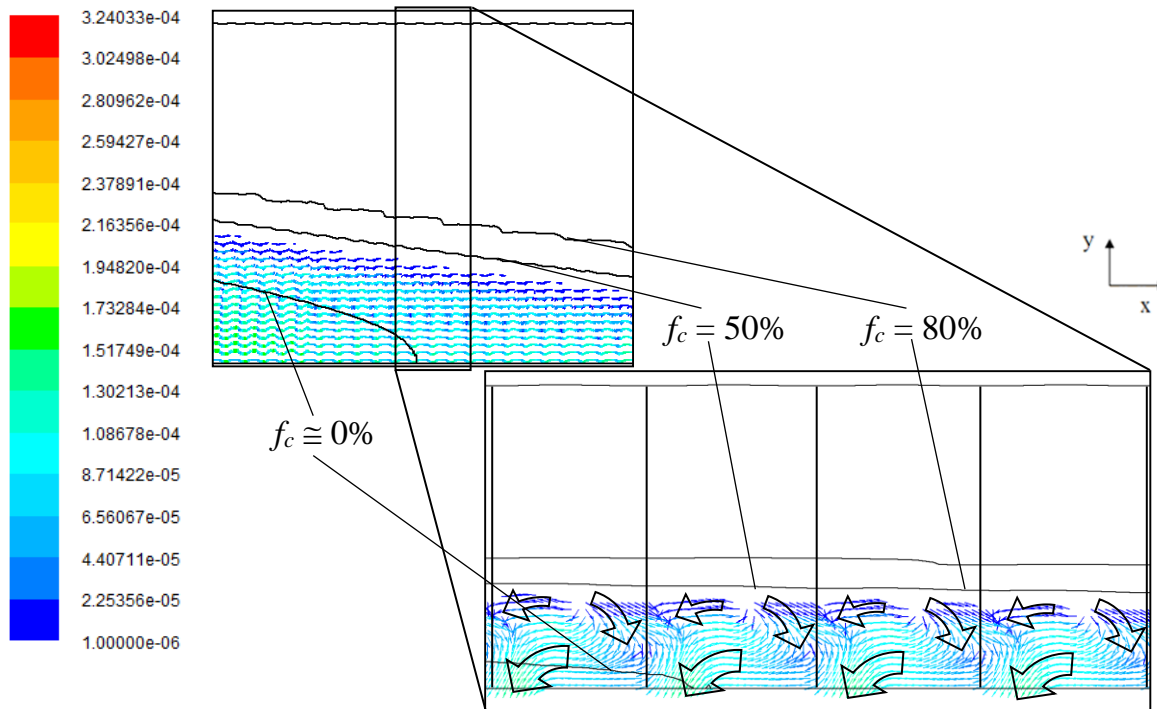


Abbildung 141: v_{rel} -Vektoren im Bereich des Schnittpunktes $f_c = 0\%$ -Isolinie mit der Symmetrielinie. Hier beginnen sich die Dendriten in der Strangmitte zu berühren und damit modellbedingt zu "stauchen". Das Vektorfeld ist in der rüchskalierten Geometrie mit vertikalen Linien (Abgrenzung jeweils einer Ausbauchung) sowie schwarzen Pfeilen (Hauptströmungsrichtung) überlagert.

Dort wo der Strang aufgrund der abnehmenden Ausbauchung vor den Führungsrollen zusammengeht, wird die Schmelze verdrängt und zwar in die benachbarten Bereiche, wo sie, da der Strang aufgrund der zunehmenden Ausbauchung nach den Führungsrollen auseinander geht, gebraucht wird. Dies führt in diesem Bereich zu einer Relativgeschwindigkeit in Richtung Strangzentrum. Da der Restschmelzenkanal kontinuierlich enger wird (Erstarrung als auch abnehmende Ausbauchungshöhe) überlagert sich auch hier eine Relativbewegung der Schmelze in Richtung Inlet. Ebenfalls zu erkennen, ist die Tatsache dass die Höhe der Relativgeschwindigkeiten mit ca. 0,15mm/s deutlich unter jenen in Bereich I mit ca. 0,25mm/s liegen.

Bereich IIb:

Im Bereich des Schnittpunktes der $f_c = 80\%$ -Isolinie mit der Symmetrielinie gilt, wie in Abbildung 142 zu sehen, im Bereich vor der $f_c = 80\%$ -Isolinie Ähnliches wie in Bereich IIa ($v_{rel} \cong 0,06\text{mm/s}$), während im Bereich nach der $f_c = 80\%$ -Isolinie erwartungsgemäß keine Relativgeschwindigkeiten mehr auftreten. Die maximalen Relativgeschwindigkeiten treten mit ca. 0,32mm/s zentrumsnah etwa im Bereich des Schnittpunktes der $f_c = 40\%$ -Isolinie mit der Symmetrielinie im Bereich IIa auf, was ebenfalls Abbildung 142 (links oben) entnommen werden kann. Abbildung 143 zeigt die entstandene Makroseigerungsverteilung einerseits für Knotenwerte (oben) und andererseits für Elementwerte (unten). Man kann hier gut erkennen, dass die berechneten Elementwerte durch die "Mittelung" auf die Knoten der Zellen "verschmiert" werden und die Maxima sowie Minima nicht mehr deutlich zuordenbar sind.

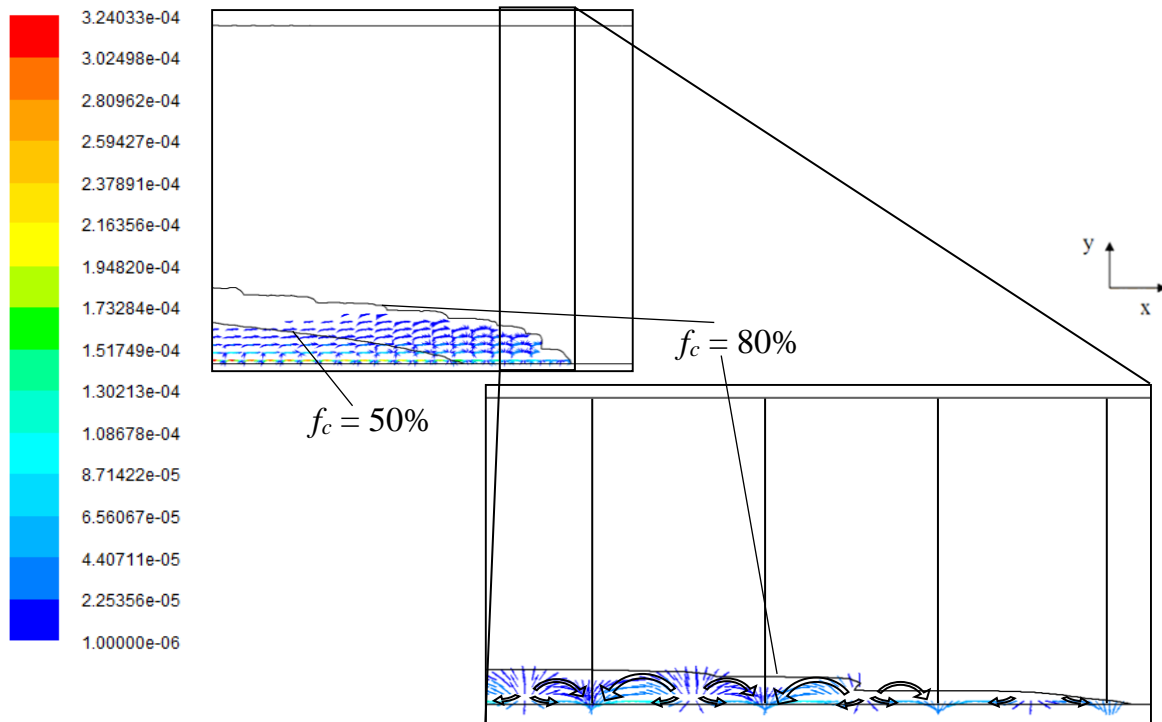


Abbildung 142: v_{rel} -Vektoren im Bereich des Schnittpunktes $f_c = 80\%$ -Isolinie mit der Symmetrielinie. Hier endet der Bereich der Relativgeschwindigkeiten. Das Vektorfeld ist in der rückskalierten Geometrie mit vertikalen Linien (Abgrenzung jeweils einer Bulgingrolle) sowie schwarzen Pfeilen (Hauptströmungsrichtung) überlagert.

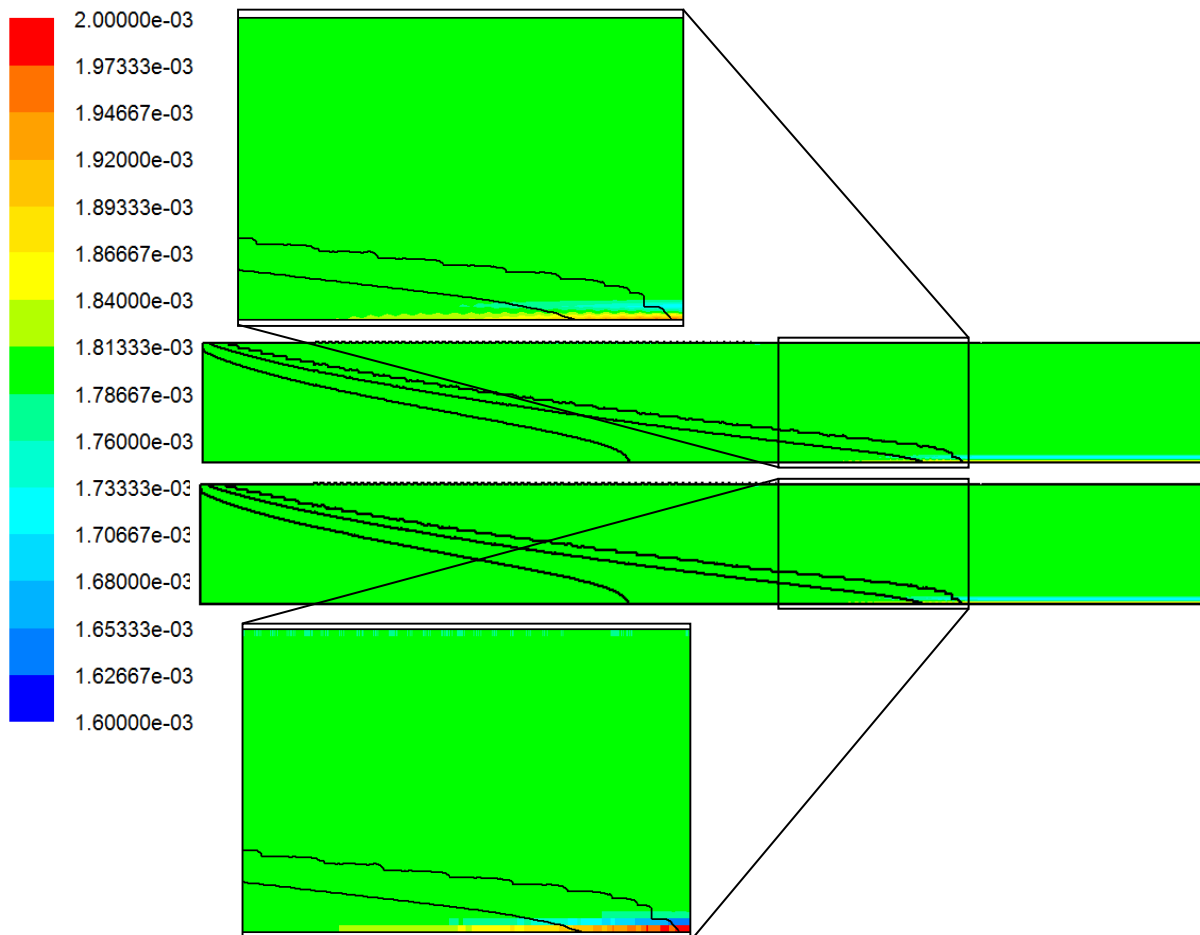


Abbildung 143: Makrosegierungsverteilung c_{mix} der Simulation "Ohne Feeding mit Bulging", skaliert $\pm 0.02\text{wt.}\%C$, einerseits mit Knoten- (oben) und andererseits mit Elementwerten (unten).

Die Tendenz, dass sich eine positive Zentrumsseigerung gebildet hat in deren unmittelbarer Nachbarschaft sich eine negative Seigerung befindet wird durch Neuskalierung, wie in Abbildung 144 geschehen, verdeutlicht. Auch hier werden wieder die Knoten- (oben) als auch Elementwerte (unten) visualisiert. Alle Werte über dem Maximum ($0.1805 \text{ wt.}\% \text{C}$) erhalten dabei die Farbe Rot und alle Werte unterhalb des Minimums ($0.1795 \text{ wt.}\% \text{C}$) die Farbe Blau. Nun lassen sich auch weitere "Farbbänder" also Bereiche mit Makroseigerung erkennen. Die Bandstruktur spricht dafür, dass diese Simulation einen Zustand nahe am Steady-State erreicht hat.

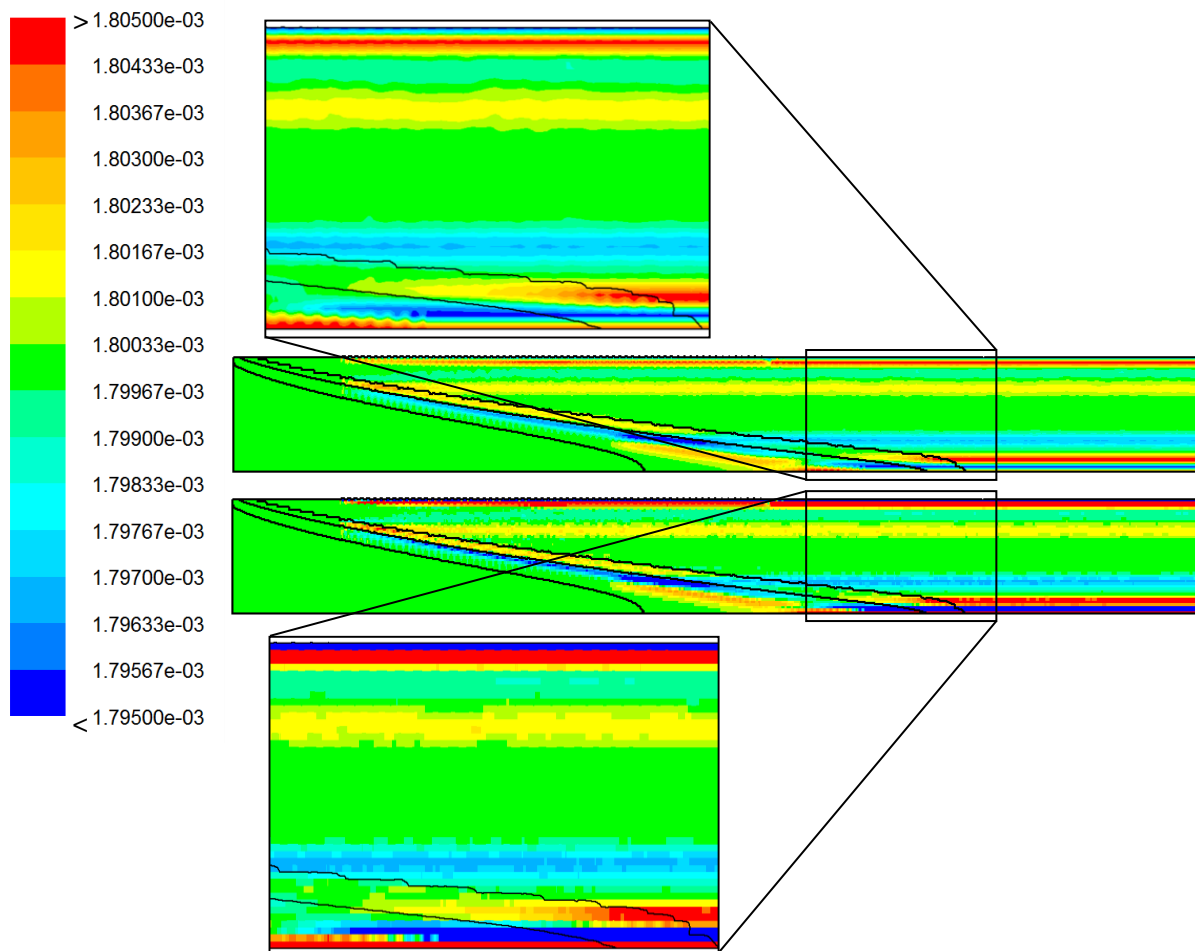


Abbildung 144: Makroseigerungsverteilung c_{mix} der Simulation "Ohne Feeding mit Bulging" in feinerer Skalierung ($\pm 0.0005 \text{ wt.}\% \text{C}$) einerseits mit Knoten- (oben) und andererseits mit Elementwerten (unten).

Möchte man diese Bänder auswerten, hat man Querschnittsprofile der Makroseigerung, also der c_{mix} -Kurven zu erstellen, wie dies in Abbildung 145 dargestellt ist. Auffällig ist an dieser Kurven dass sie nicht bis zur Symmetrielinie reicht, da die Kurve aus den gerechneten Elementwerten erstellt wurde. So sind die Ergebnisse korrekter, auch wenn die Linie nicht stetig verläuft. Zu erkennen ist nun die positive Zentrumsseigerung, die negative Seigerung daneben sowie die weiteren kleinen Maxima und Minima im Outlet- c_{mix} -Profil. Eine Entstehung dieses Profile anhand der vorangegangenen Querschnittsprofile ist nicht eindeutig zu erkennen, in der Makroseigerungsverteilung in Abbildung 144 ist jedoch gut ersichtlich, dass diese Makroseigerung im Zweiphasengebiet entsteht. Dies erscheint, aufgrund der dort

vorhandenen Relativgeschwindigkeiten, auch einleuchtend. Es wurde eine positive Zentrumsseigerung erhalten.

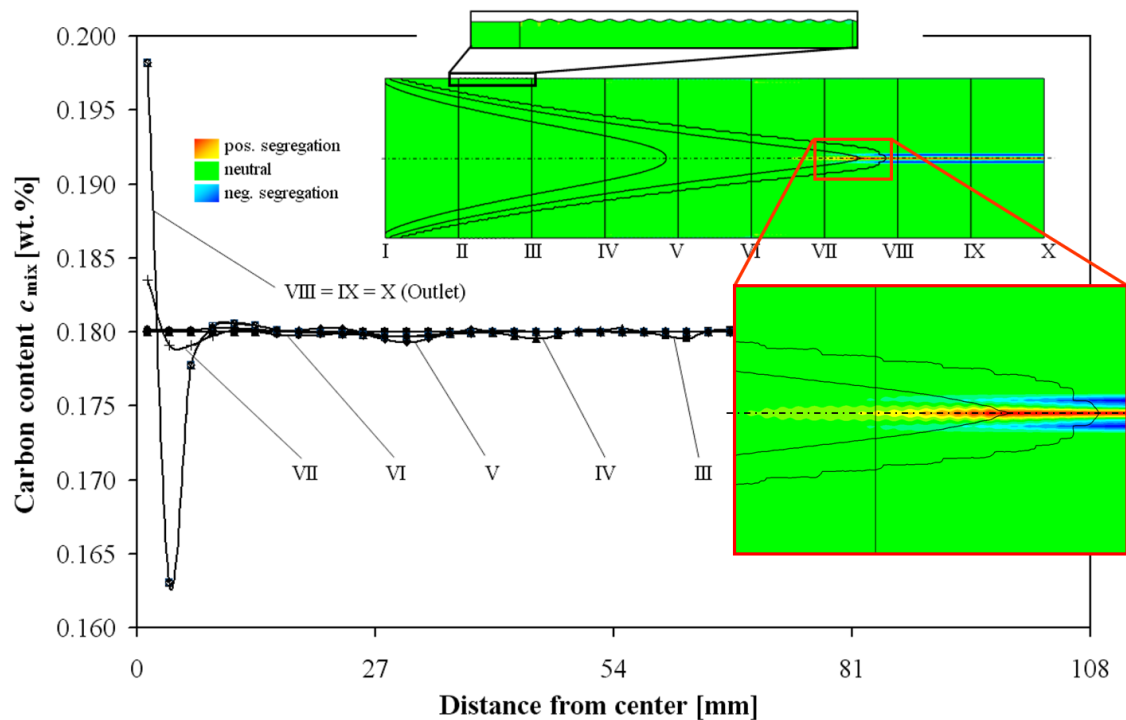


Abbildung 145: Die Makroseigerungsverläufe (c_{mix} Verteilungsprofile über den halben Strangquerschnitt) an unterschiedlichen Strangpositionen. Die Position jeden Querschnitts (Inlet = I bis Outlet = X) ist in der 1:10 skalierten c_{mix} -Abbildung durch schwarze, vertikale Striche veranschaulicht. Die blauen Bereiche veranschaulichen negative, die gelben bis roten Bereiche positive Seigerung. Überlagert dargestellt sind die Festkörpervolumenanteil-Isolinien für 0%, 50% sowie 80%.

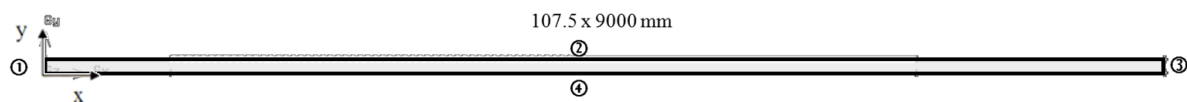
Es stellt sich nun die Frage, welcher Effekt dominiert, wenn man eine realitätsnähere Simulation unter Berücksichtigung beider Effekte, also mit Feeding und mit Bulging durchführt.

4.5 Simulation "Mit Feeding mit Bulging"

Um den Effekt der Nachspeisströmung bei einer Simulation mit Bulging-Geometrie zu studieren, wird die nächste Simulation mit der modellierten Geometrie der Simulation in Kapitel 4.4 sowie mit einer höheren Festkörperdichte (wie in Kapitel 4.3) durchgeführt. Somit kommt es zu einer Überlagerung der in den vorangegangenen Kapiteln beschriebenen Effekte.

Geometrie, Anfangs- und Randbedingungen

Es gelten die in Kapitel 4.4 sowie in Abbildung 146 angeführten Randbedingungen, jedoch nun wieder mit unterschiedlichen Dichten $\rho_c \neq \rho_l$ für Festkörper und Schmelze. Der Festkörpervolumenanteil, an welchem das SPM zugeschaltet wird, beträgt 80%.



- | | |
|--|---|
| ➤ ① p - Inlet (101315Pa) | 1:10 gescaled |
| konsistente RB ($f_{l,Inlet} \cong 1!$) | |
| ➤ ② $HTC = 235 \text{ W/m}^2/\text{s}$, $T_{\text{Umgebung}} = 325 \text{ K}$ | $\rho_l = 7027 \text{ kg/m}^3$ |
| ➤ ③ v - Outlet ($v_{cast} = 0,006 \text{ m/s} = 0,36 \text{ m/min}$) | $\rho_c = 7324 \text{ kg/m}^3$ |
| ➤ ④ 2D symmetrische Simulation | $\eta_l = 0,0056 \text{ kg/m/s}$ |
| ➤ 39 600 (22x1800 => □ 5mm) | $\eta_c = 5600 \text{ kg/m/s}$ |
| ➤ binärer "St52" - $c_0 = 0,18 \text{ wt.}\%$ | $f_{SPM} = 80\%$ |
| | $v_{c,x} = v_{cast}$ |
| Zeitdiskretisierung: 2. Ordnung | $v_{c,y} = \text{fixiert (} v = v(f_c)$ |
| Diskretisierung: Quick | $v_{l,x}^{80} = v_{c,x}$ |
| pseudotransient; $\Delta t = 0.1 \text{ s}$; 1 Iterationen/ Δt | $v_{l,y}^{80} = v_{l,y}$ |

Abbildung 146: Die Rand-, Anfangsbedingungen und Simulationsparameter der Simulation "Mit Feeding mit Bulging". Die Dichte der Schmelze ρ_l und des Festkörpers ρ_c unterscheiden sich und das SPM ist wieder aktiv, aber durch neue Modellierungsidee der Fixierung der Geschwindigkeiten und Erstarrungsende über $f_c^{0\text{-Strength}}$ abgelöst (vgl. Kapitel 4.4, Seite 106).

Die Bulging-Geometrie ist, ebenso wie die fixierten Geschwindigkeiten, also gleich wie jene im vorangegangenen Kapitel 4.4, aber es gibt wieder eine temperaturunabhängige, konstante und von der Schmelzendichte abweichende, höhere Dichte für den columnaren Festkörper von $\rho_s = \rho_c = 7324 \text{ kg/m}^3$ wie in Kapitel 4.3. Die Grenze für das Einsetzen des SPM wird, um Nachspeisströmungen und damit Relativgeschwindigkeiten in Gebieten mit fixierter Schmelzen- sowie Festkörpergeschwindigkeit zu vermeiden, ebenfalls mit $f_c = 80\%$ festgesetzt. Die Festlegung der $f_{c,SPM}$ hat allerdings keinerlei Bedeutung mehr, da im UDSUB nun die Massentransferberechnung bei $f_c^{0\text{-Strength}} = 80\%$ ausgesetzt wird, es somit keine Erstarrung in Bereichen jenseits dieser Festkörperisolinie gibt.

Resultate und Ergebnisdiskussion

Im Vergleich zu der vorangegangenen Simulation kann in Abbildung 147 eine erhöhte, über die Simulationszeit und damit wachsendem Festkörperanteil zunehmende Unruhe, allerdings bei niedrigeren Residuen für die Schmelzengeschwindigkeiten, in den Residuen beobachtet werden.

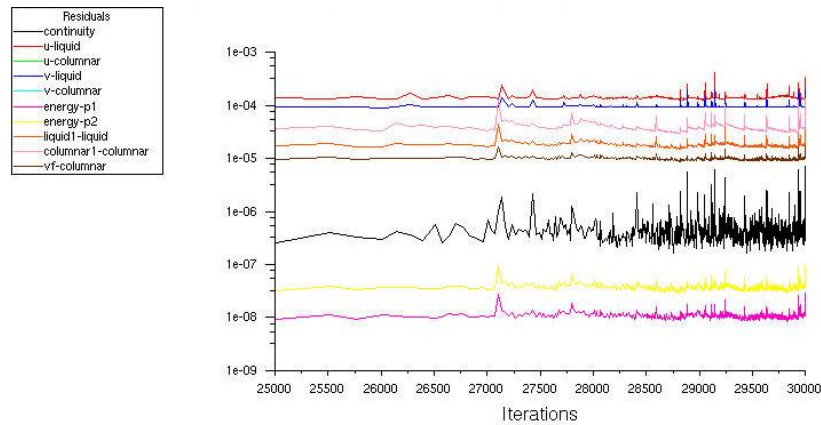


Abbildung 147: Residuen sind auf niedrigen Niveau, die "Unruhe" ist jedoch zunehmend.

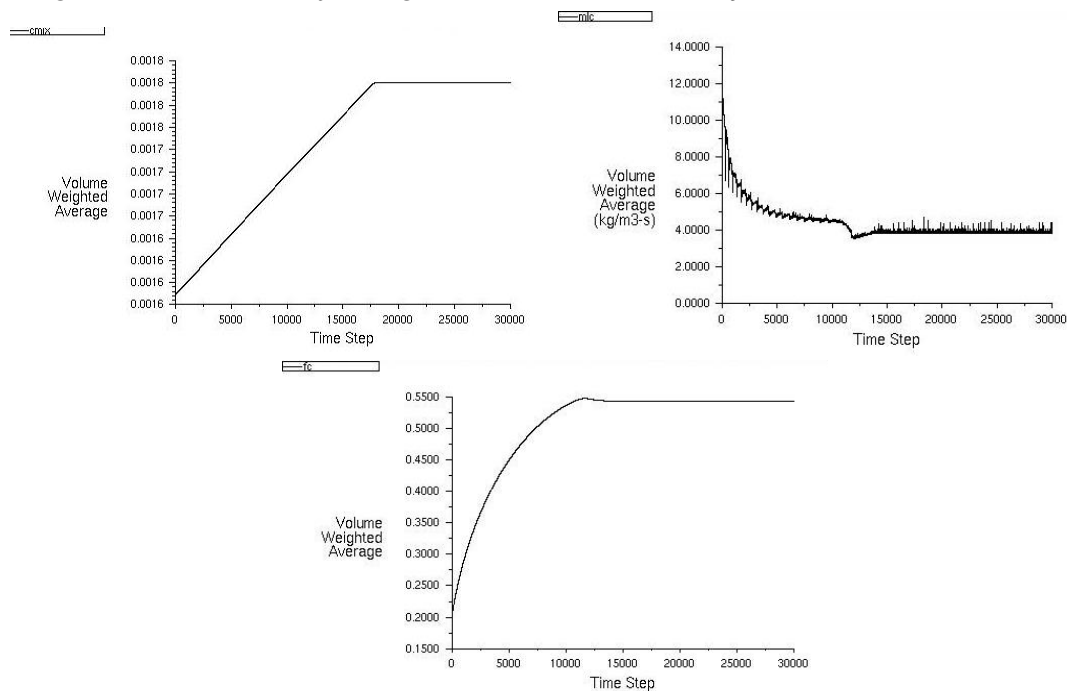


Abbildung 148: Die Überwachungsbildschirme für c_{mix} , M_{lc} und f_c zeigen, dass die Simulation nach 18000 Iterationen den steady-state erreicht hat. Die im weiteren diskutierten Resultate entsprechen somit dem Gleichgewichtszustand.

Die Überwachungsbildschirme in Abbildung 148 weisen dennoch einen horizontalen Verlauf auf, woraus geschlossen werden kann, dass sich auch diese Simulation in einem Steady-State Zustand befindet und die Ergebnisse somit einen Gleichgewichtszustand widerspiegeln. Auf 8 Knoten des SMMP-Intel Nehalem-Clusters (2,93GHz) benötigt diese Simulation in etwa 70h/10000Iterationen. Die Rechenzeit der vorliegenden Simulation beträgt somit etwa 5 Tage bis ein Steady-State Zustand (ca. 18000 Iterationen) erreicht ist. Der Temperaturfeldverlauf dieser Simulation "163_9mBulgingGeo_80SPM", welches in Abbildung 149 zu sehen ist, ist

erneut sehr homogen. Die überlagerten schwarzen Festkörpervolumenanteillinien sind erneut jene für 0%, 50% sowie 80% Festkörpervolumenanteil. Letztere Linie ist auch die Grenze für das SPM. Die minimal erreichbaren Temperaturen liegen mit 1211,1K (Knotenwerte) etwas höher als jene der vorangegangenen Simulation ohne Feeding (1198,4K). Der maximal erreichbare Festkörpervolumenanteil liegt daher bei dieser Simulation, wie in Abbildung 151 zu sehen ist mit 82,9% etwas niedriger. Bei der vorangegangenen Simulation ohne Feeding waren es noch 83,2%.

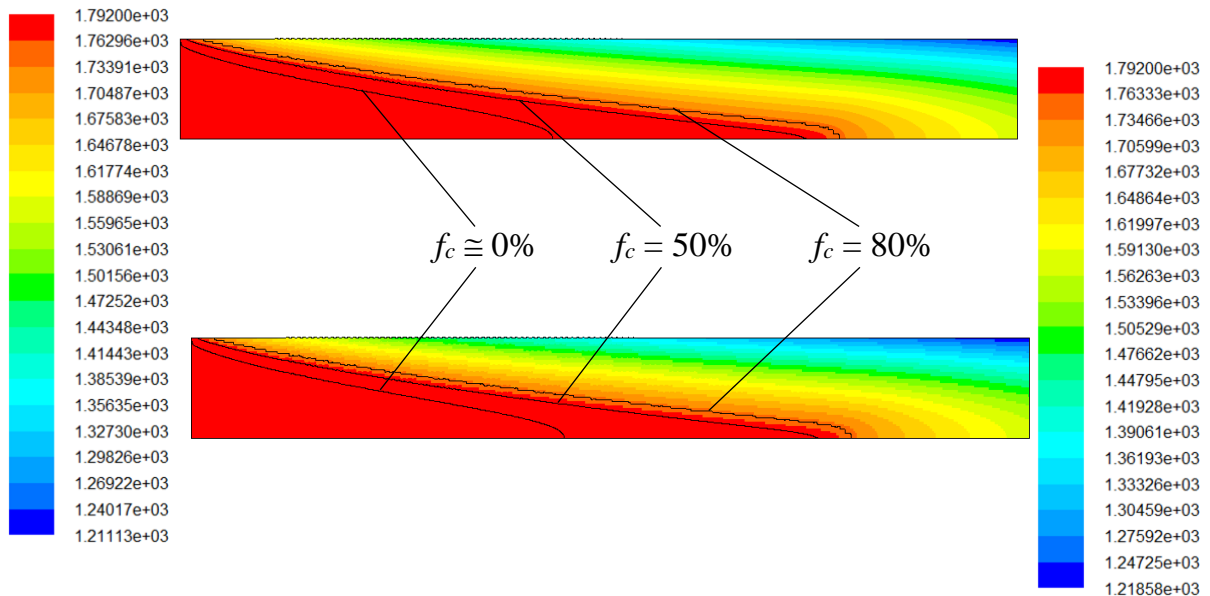


Abbildung 149: Das T -Feld als Ergebnis der Simulation "Mit Feeding mit Bulging". Oben sind die interpolierten Knotenwerte und unten die Elementwerte angegeben.

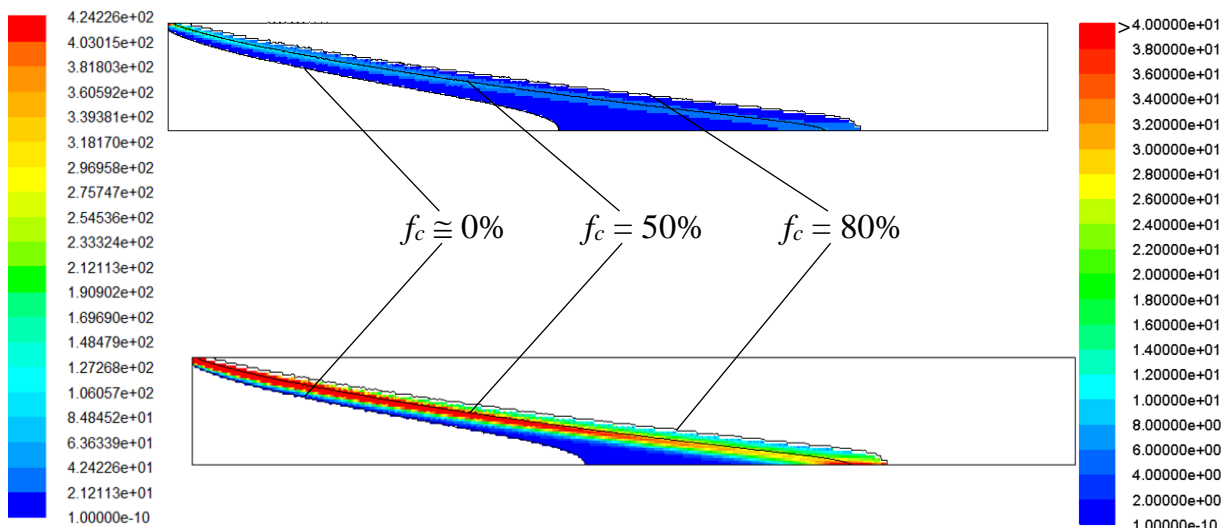


Abbildung 150: Das M_{ic} -Feld als Ergebnis der Simulation "Mit Feeding mit Bulging". Bereiche ohne Erstarrung ($M_{ic} = 0$ bzw. $M_{ic} < 10^{-10}$) wurden bei beiden Feldern ausgeblendet, wobei beim unteren Bild die (rechte) Skala so geändert wurde, dass alle Bereiche mit $M_{ic} > 40\text{kg/m}^3/\text{s}$ rot eingefärbt wurden. Die Erstarrung endet vorgebebedingt bei $f_c = 80\%$

Der Massentransfer in Abbildung 150 zeigt, dass der maximal erreichte Massentransfer mit $424\text{kg/m}^3/\text{s}$ geringer ist als jener der vorangegangenen Simulation ohne Feeding ($773\text{kg/m}^3/\text{s}$) jedoch in guter Übereinstimmung mit jenen der Simulationen ohne Bulging. Auffällig ist erneut der erhöhte Massentransfer im zentrumsnahen Bereich der Sumpfspitze (ähnlich wie in

Abbildung 96 der Simulation "Mit Feeding ohne Bulging") zwischen den Festkörpervolumenanteillinien von 50% und 80%, welcher erneut durch die nachströmende Schmelze verursacht wird die dort erstarrt (niedrigere Konzentration und damit höherer Schmelz-/Erstarrungspunkt). Man erkennt auch, dass der Massentransfer, wie vorgegeben, bei der 80%-Festkörper-Isolinie endet. Dennoch ist, wie in Abbildung 151 zu erkennen, der maximal erreichbare Festkörpervolumenanteil mit 82,9% etwas höher.

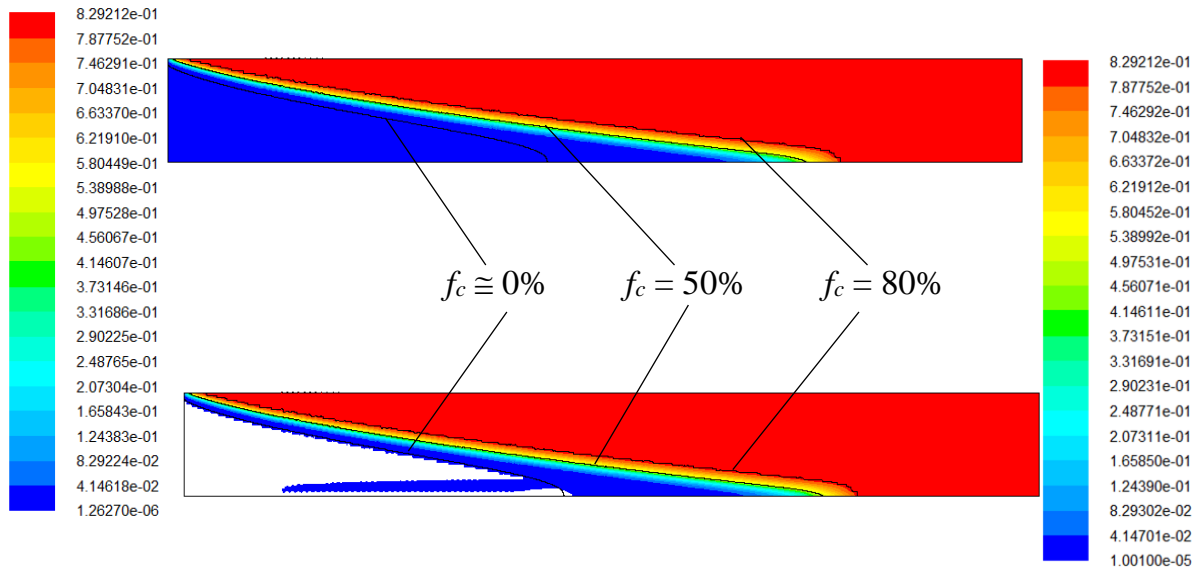


Abbildung 151: Das Festkörpervolumenanteilsfeld f_c oben mit automatischer Skalierung, während bei der unteren Abbildung der "Initialisierungs- und Inletfestkörpervolumenanteil" von 10^{-5} ausgeblendet ist.

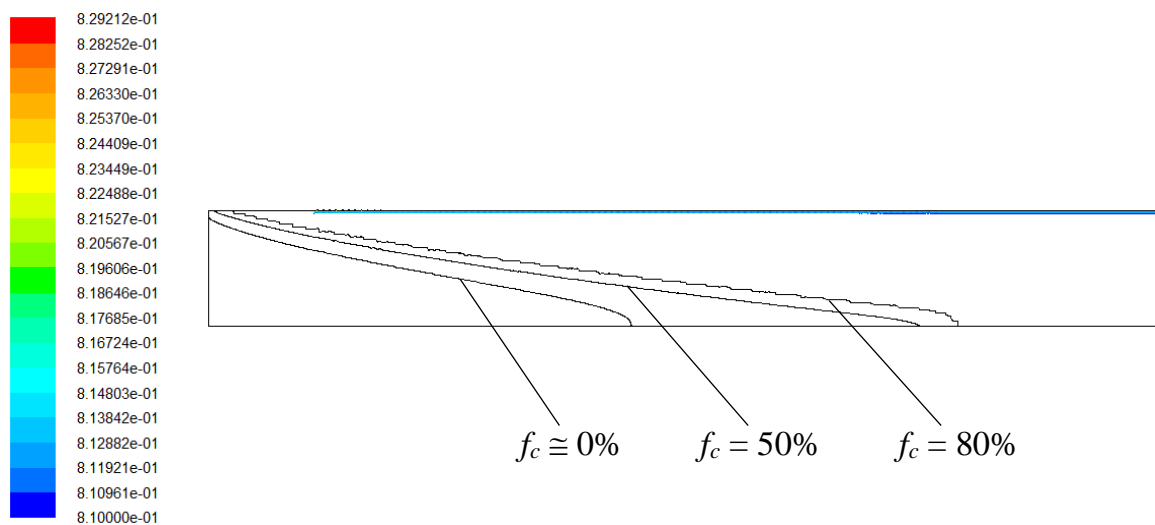


Abbildung 152: Das Festkörpervolumenanteilsfeld f_c mit jenen Bereichen, deren Festkörpervolumenanteil größer als 80% ist. Die Vergrößerung des Festkörpervolumenanteils in diesen strangoberflächennahen Bereichen ist erneut konvektions- und nicht massentransferbedingt.

In den Bereichen, in jenen der Festkörpervolumenanteil größer als 80% ist, in Abbildung 152 dargestellt, verursacht die vorgegebene Festkörpergeschwindigkeit einen zusätzlichen, konvektiven Fluss. Dieser Festkörpervolumenanteilerhöhung ist also auch wieder nicht massentransferbedingt sondern es wird aufgrund der Randbedingungen bzw. Modellierung verursacht. Erneut ist dieser Effekt, wie ersichtlich, auf Bereiche nahe der Strangoberfläche, diesmal aber nicht auch des Strangzentrums, begrenzt. Grund dafür dürfte erneut ein Effekt der Oberflächenmodellierung der Bulginggeometrie durch FLUENT/GAMBIT sein.

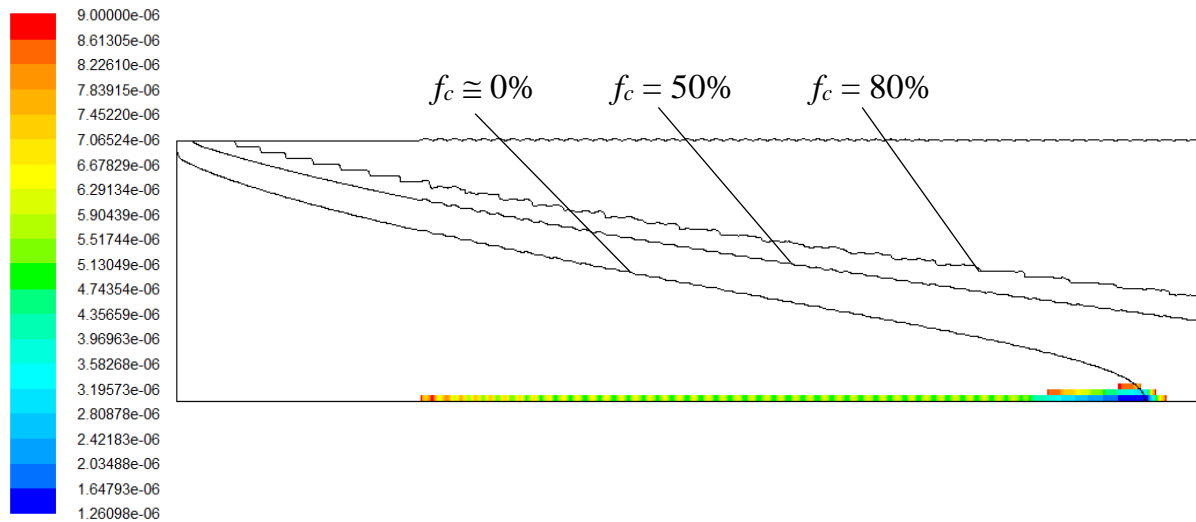


Abbildung 153: Der aufgrund der Festkörpergeschwindigkeitsmodellierung sowie der Schmelzenströmung (numerisch) entstehende Bereich mit einem Festkörpervolumenanteil unterhalb des Anfangs- und Randbedingungswertes von 10^{-5} .

Ein weiter Randeffekt der Festkörpergeschwindigkeitsmodellierung kann, wie auch in der vorangegangenen Simulation, im zentrumsnahen Gebiet festgestellt werden. Dort wird erneut der Anfangsbedingungswert sowie der Randbedingungswert am Inlet (Festkörpervolumenanteil 10^{-5}) unterschritten. Dieser in Abbildung 153 zu erkennende Effekt wurde bereits in der vorangegangenen Simulation erörtert, ist modellierungsbedingt und vernachlässigbar. In Abbildung 154 sind die y-Geschwindigkeiten für Festkörper (oben sowie unten links) sowie Schmelze (Mitte sowie unten rechts). $v_{c,y}$ sowie $v_{l,y}^{80}$ sind dabei durch das UDSUB vorgegeben, $v_{l,y}$ ($f_c < 80\%$) wird erneut berechnet (Knotenwerte).

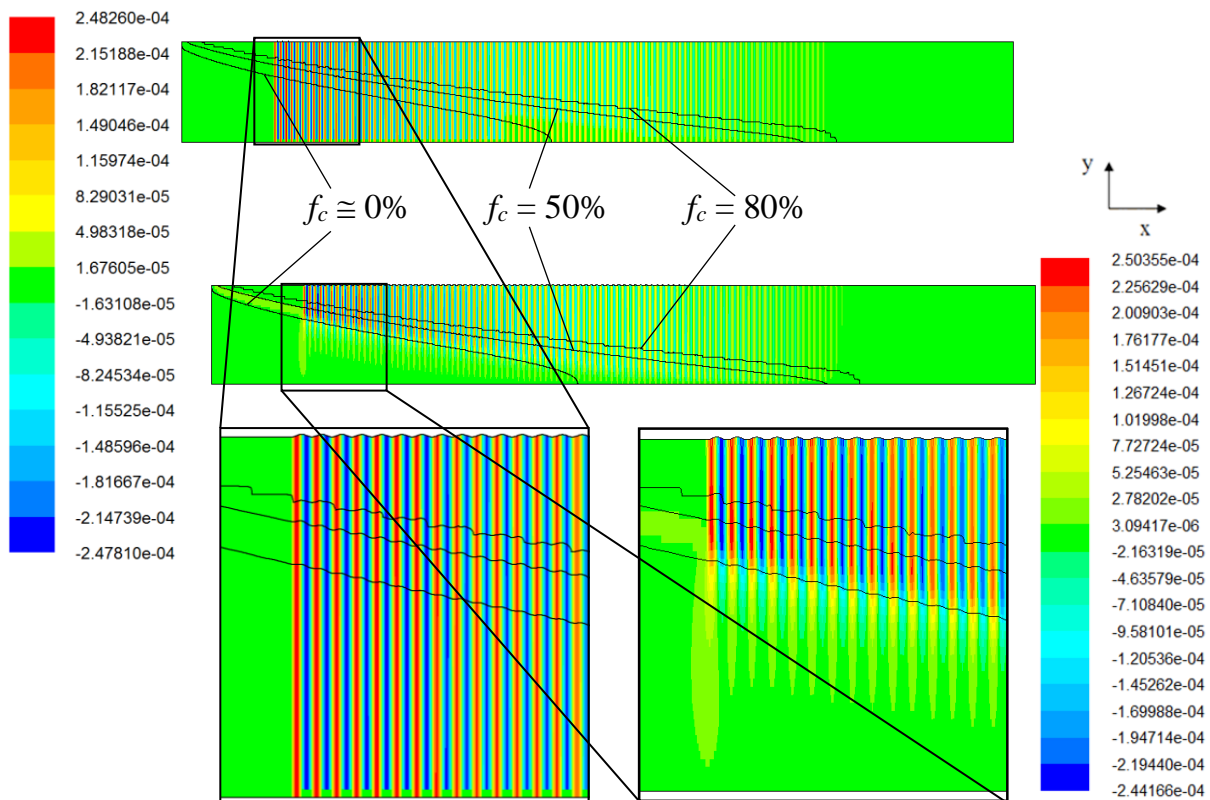


Abbildung 154: y-Geschwindigkeitsfeld des Festkörpers $v_{c,y}$ (oben sowie unten links) sowie der Schmelze $v_{l,y}$ (Mitte sowie unten rechts). $v_{c,y}$ sowie $v_{l,y}^{80}$ sind dabei durch das UDSUB vorgegeben, $v_{l,y}$ ($f_c < 80\%$) wird erneut berechnet (Knotenwerte).

zu sehen. Das Festkörpergeschwindigkeitsfeld ist dabei selbstverständlich ident mit jenem der vorangegangenen Simulation (vgl. Abbildung 131), das Schmelzengeschwindigkeitsfeld naturgemäß (Nachspeisung) ausgeprägter. Bei den y -Geschwindigkeiten der Schmelze sind allerdings folgende, marginal erscheinende Änderungen zu erkennen. Die Maximale y -

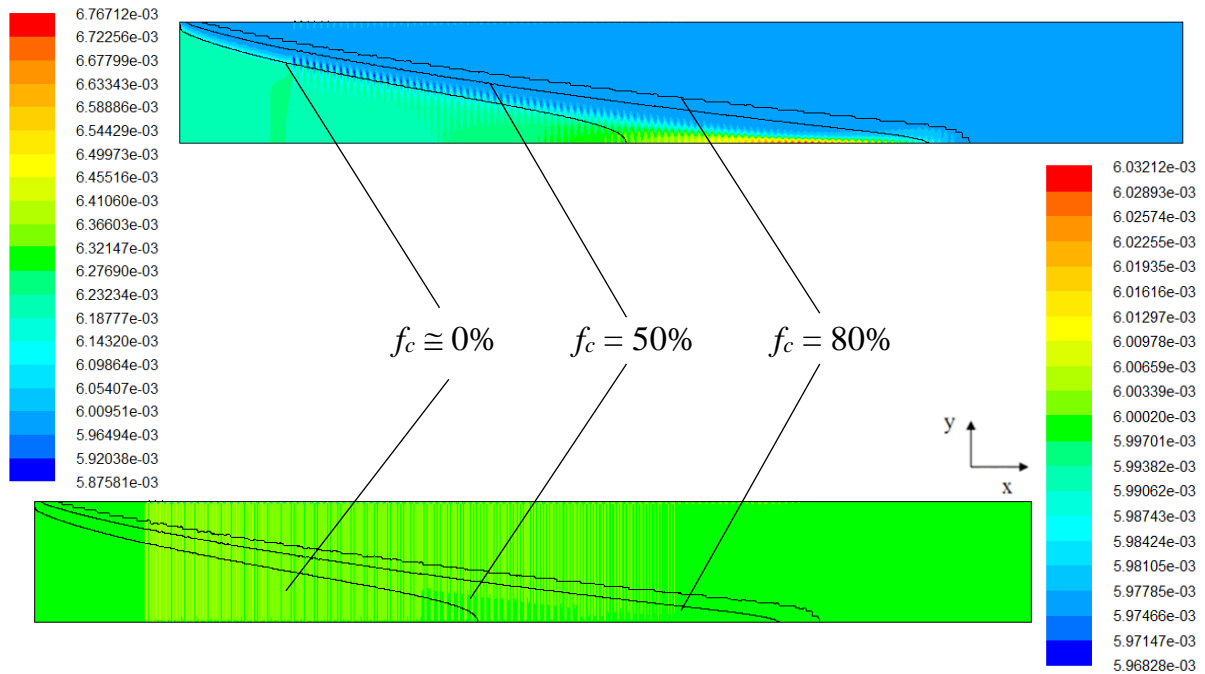


Abbildung 155: Geschwindigkeitsfeld der Schmelze v_l (oben) sowie des Festkörpers v_c (unten) bei der Simulation "Mit Feeding mit Bulging" (Knotenwerte).

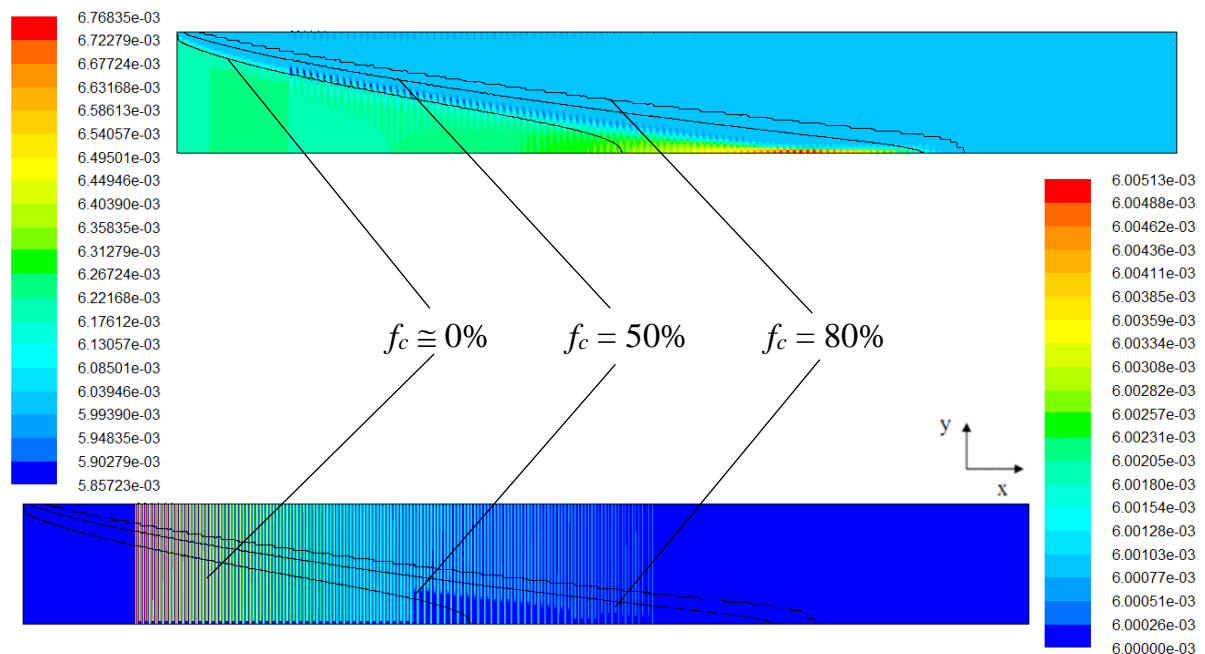


Abbildung 156: Geschwindigkeitsfeld der Schmelze v_l (oben) sowie des Festkörpers v_c (unten) bei der Simulation "Mit Feeding mit Bulging" (Elementwerte).

Schmelzengeschwindigkeit (in Richtung Strangoberfläche) liegt mit 0,250mm/s höher als bei der Simulation ohne Feeding (0,248mm/s). Dass es sich um einen Effekt der Nachspeisung oberflächennaher Bereiche im Zweiphasengebiet handelt, kann auch damit bestätigt werden,

dass die maximalen y-Schmelzengeschwindigkeiten (in Richtung Strangzentrum) mit 0,244mm/s niedriger liegt als bei der Simulation ohne Feeding (0,247mm/s). Der gesamte Geschwindigkeitsbereich der Schmelze als auch des Festkörpers ist in Abbildung 155 gezeigt. Dominant wird dabei nun die x-Stranggeschwindigkeit mit 0,006m/s sowie die Schmelzengeschwindigkeiten aufgrund des Nachspeiseeffekts. Exaktere Wert bekommt man erneut (speziell für den Festkörper), wenn man sich die Elementwerte (Abbildung 156) betrachtet. Neben dem Effekt der Bulging-Modellierung, welcher erneut in beiden Geschwindigkeitsfeldern deutlich erkennbar ist (besser diesmal in jenem des Festkörpers), kann im Geschwindigkeitsfeld der Schmelze, wie für den Fall mit Feeding (Kapitel 4.3) auch wieder der Effekt der Nachspeisung (zentrumnahes Geschwindigkeitsmaximum kurz vor der Festkörpervolumenanteilslinie von 50%) erkannt werden. Dort werden Geschwindigkeiten

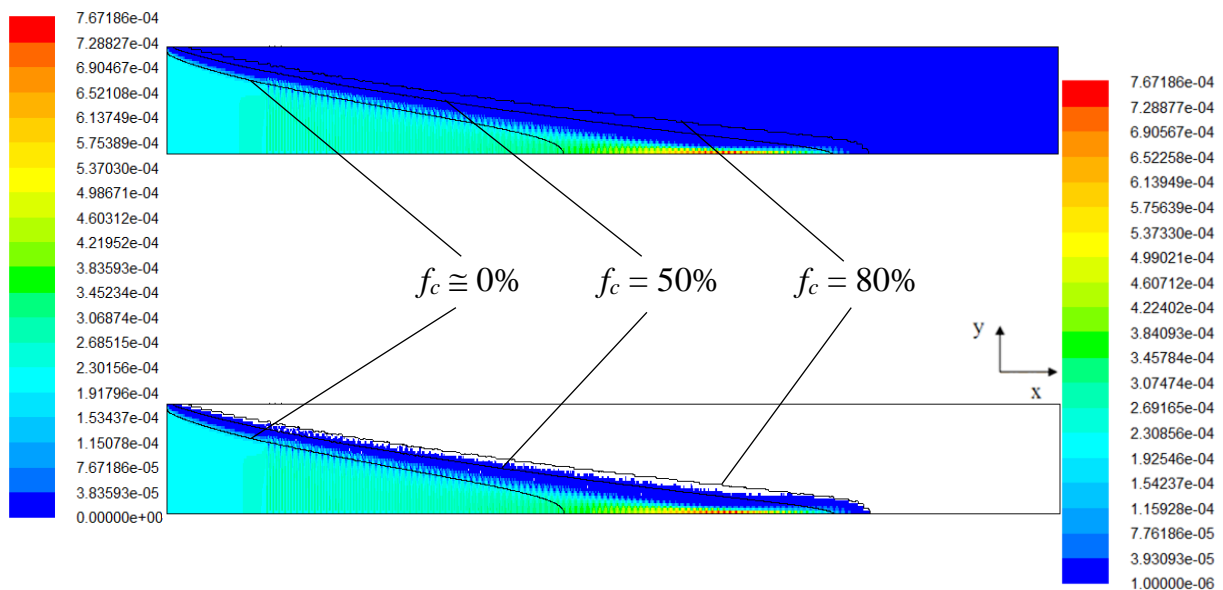


Abbildung 157: Die Relativgeschwindigkeit $v_{rel} = v_l - v_c$ zwischen Schmelze und Festkörper. Im unteren Bild ist die Skalierung so geändert, dass vernachlässigbar kleine Relativgeschwindigkeiten ($<0,001\text{mm/s}$) ausgeblendet sind.

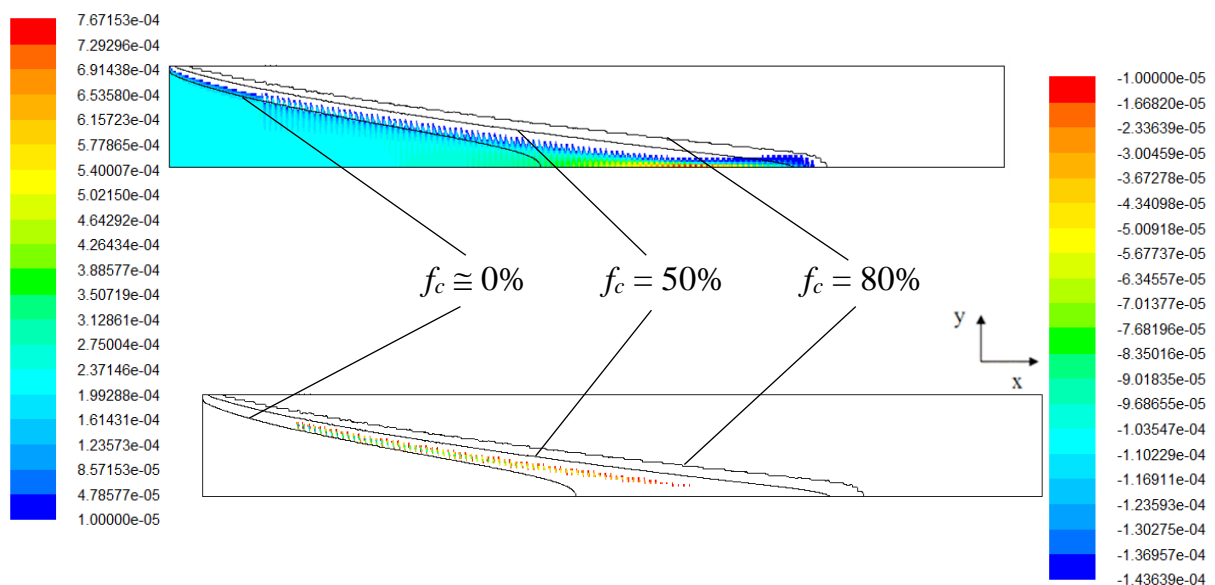


Abbildung 158: Die x-Komponente der Relativgeschwindigkeit $v_{rel,x} = v_{l,x} - v_{c,x}$ zwischen Schmelze und Festkörper. In den Bereichen positiver x-Relativgeschwindigkeit (oben) ist die Schmelze in x-Richtung schneller als der Festkörper, in negativen Bereichen (unten) ist es umgekehrt und der Festkörper ist schneller.

von 6,768mm/s erreicht, während es bei der Simulation "Mit Feeding ohne Bulging" noch 7,076mm/s waren (vgl. Abbildung 99). Die kontinuierlich über die Stranglänge abnehmende Bulginghöhe dürfte für diese Geschwindigkeitsreduktion verantwortlich sein. Wichtig sind auch hier wieder die Relativgeschwindigkeiten v_{rel} , wie sie in Abbildung 157 zu sehen sind. Sie haben Werte bis zu 0,767mm/s und kommen erneut, wie die Skalierung, bei welcher die Relativgeschwindigkeiten unter 10^{-6} m/s ausgeblendet sind, beweist, nicht jenseits der Festkörpervolumenanteils-Isolinie von 80% vor. Auffällig ist aber auch hier wieder der größer werdende Relativgeschwindigkeitsbereich im Bereich der Enderstarrung. Grund dafür dürfte die in diesem Bereich durch die Annäherung der Erstarrungsfronten homogener werdende Festkörpervolumenanteilsverteilung sein. Dadurch sind alle Richtungen für die Schmelzbewegung, egal ob durch Bulging oder Feeding verursacht, ähnlich durchlässig (ähnliche Permeabilität). Im Vergleich zu Abbildung 133 fällt auch auf, dass es, durch die Nachspeisung der Volumenschrumpfung verursacht, eine ausgeprägte Relativgeschwindigkeit

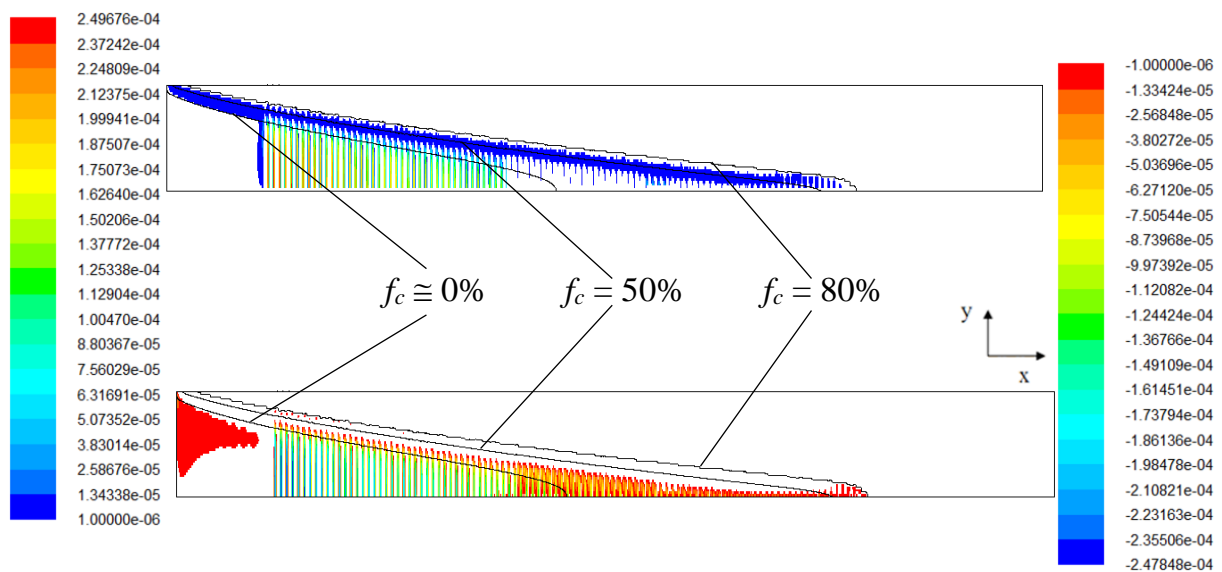


Abbildung 159: Die y -Komponente der Relativgeschwindigkeit $v_{rel,y} = v_{l,y} - v_{c,y}$ zwischen Schmelze und Festkörper. In den Bereichen positiver y -Relativgeschwindigkeit (oben) ist die Schmelze in y -Richtung schneller als der Festkörper, in negativen Bereichen (unten) ist es umgekehrt und der Festkörper ist schneller.

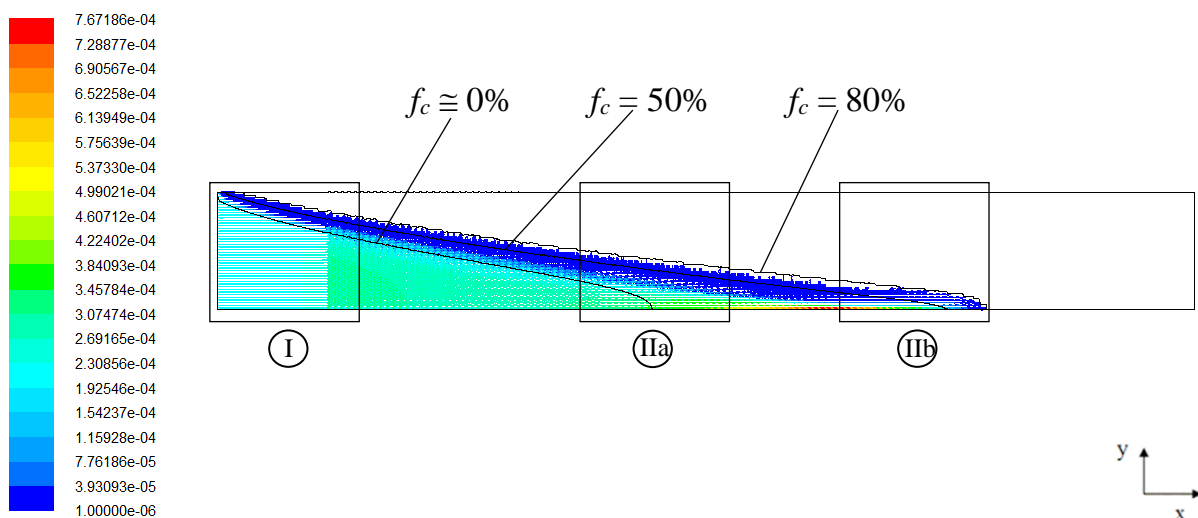


Abbildung 160: Das Vektorfeld der relativen Geschwindigkeiten $v_{rel} = v_l - v_c$ mit den im folgenden näher untersuchten Bereichen.

vor dem Bulgingbereich gibt. Auch die auftretenden Relativgeschwindigkeiten sind mit 0,767mm/s höher als jene der vorangegangenen Simulation ohne Feeding mit 0,323mm/s. Darüber hinaus hat sich deren primäre Richtung geändert, wie die x- sowie y-Relativgeschwindigkeitsfelder in Abbildung 158 sowie Abbildung 159 veranschaulichen. Nun ist die maximale Relativgeschwindigkeit, entgegen Abbildung 134, in Gießrichtung. Besser veranschaulicht erneut die Vektordarstellung das Relativgeschwindigkeitsfeld, wie in Abbildung 160 dargestellt. Hierbei werden erneut 3 Bereiche markiert und im folgenden näher analysiert, wobei einige Details in den nächsten Abbildungen wieder in einer in x-Richtung unskalierter Geometrie dargestellt werden um das Strömungsvektorfeld besser darstellen zu können.

Bereich I:

Die ersten Relativgeschwindigkeiten treten, wie bereits erwähnt, schon vor dem Bereich der ersten Ausbauchungen auf und können Abbildung 161 entnommen werden. Deren Richtung deckt sich mit jener in Abbildung 105 ("Mit Feeding ohne Bulging"). Die Festkörpergeschwindigkeit ist im UDSub vorgegeben, die Schmelzengeschwindigkeit wird im Bereich $f_c < 80\%$ wieder durch Drag sowie Volumenerhalt berechnet. Während die y-Schmelzengeschwindigkeiten durch eine Überlagerung von Drag sowie Nachspeisung zustande kommen, kommen die x-Schmelzengeschwindigkeiten vor allem durch eine Kombination von Nachspeisung, Drag und aufgrund der Querschnittabnahme (kleiner werdendes Bulging) zustande, wobei die Nachspeisströmung im Bereich I offensichtlich überwiegt.

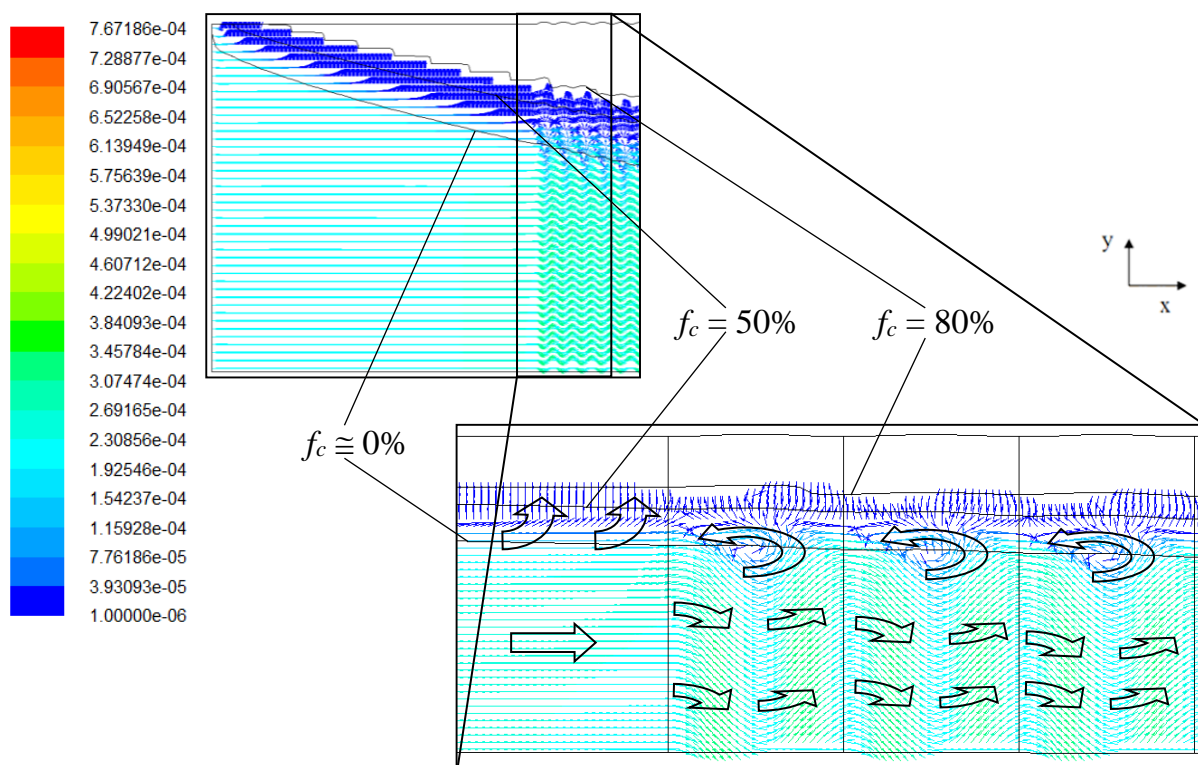


Abbildung 161: v_{rel} -Vektoren am Beginn des Bulgingbereichs. Das Vektorfeld ist in der rückskalierten Geometrie mit vertikalen Linien (Abgrenzung jeweils einer Bulgingrolle) sowie schwarzen Pfeilen (Hauptströmungsrichtung) überlagert.

Betrachtet man das Vektorfeld der Relativgeschwindigkeiten, könnte man den Irrglauben haben, dass die Schmelze in Gebieten zunehmende Ausbauchung in Richtung Strangzentrum strömt und in Gebieten abnehmende Ausbauchung in Richtung Strangoberfläche. Dies erscheint widersinnig und wenn man von der x-Schmelzengeschwindigkeit die Stranggeschwindigkeit abzieht und diese erhaltene x-Komponente mit der y-Schmelzen-

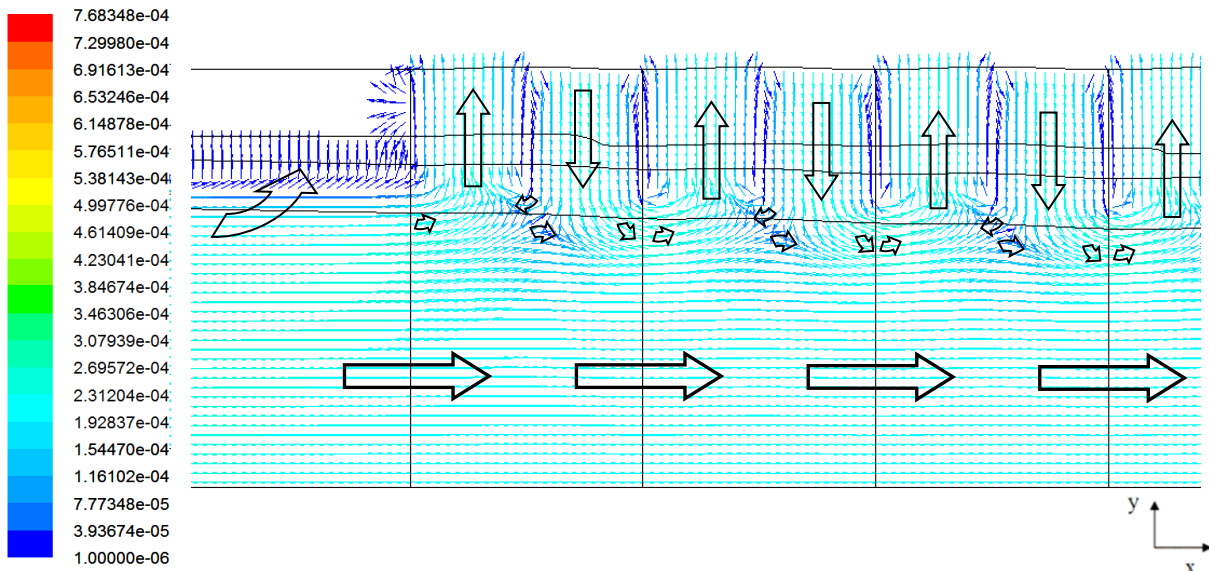


Abbildung 162: Das Vektorfeld der Schmelzengeschwindigkeit. Die Gießgeschwindigkeit ist dabei für die Darstellung von der x-Komponente $v_{l,x}$ abgezogen.

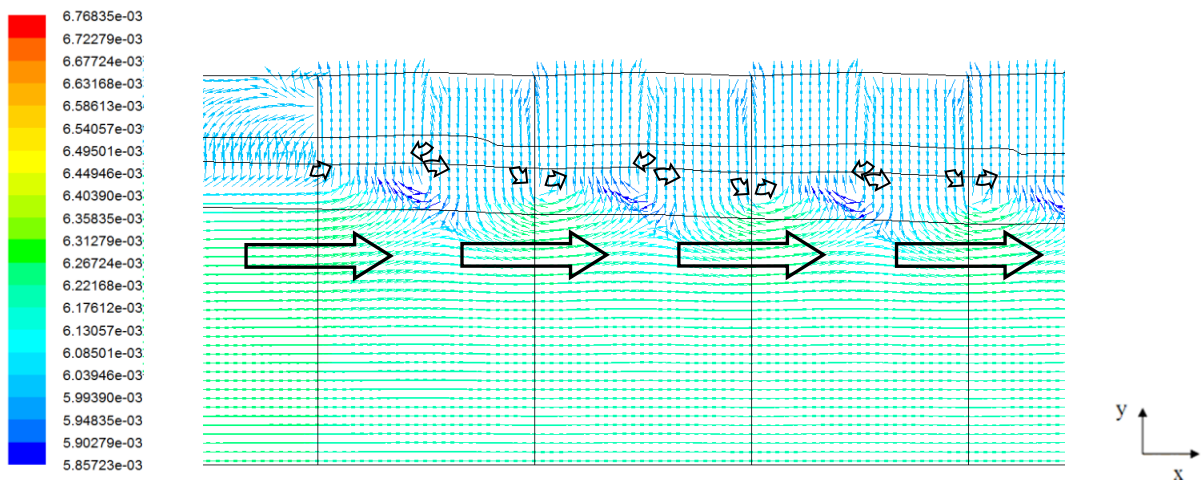


Abbildung 163: Das gleiche Vektorfeld der Schmelzengeschwindigkeit wie in Abbildung 162, diesmal jedoch mit der Farbskalierung entsprechend Abbildung 156 ($v_{l,x}$ ohne Abzug der Gießgeschwindigkeit, hellcyan = Stranggeschwindigkeit 0,006m/s) um.

geschwindigkeit kombiniert ergibt sich Abbildung 162 womit sich diese Überlegung bestätigt. Man erkennt, dass die Schmelze durch die Nachspeisung sowie die zunehmende Ausbauchung nach außen strömt und durch die abnehmende Ausbauchung wieder Richtung Zentrum gedrückt wird. Das Relativgeschwindigkeitsfeld $v_{rel} = v_l - v_c$ zeigt deshalb im ersten Bereich der Ausbauchungen nach innen, da sich der Festkörper schneller nach außen bewegt als die Schmelze, da in diesen Bereichen tief im Zweiphasengebiet kaum mehr Erstarrung erfolgt die gespeist werden muss bzw. die mittels UDF "aufgezwungene" Festkörpergeschwindigkeit überwiegt. Es gibt insoweit eine gewisse Übereinstimmung mit

Abbildung 139. Auf Grund der Nachspeisung ist dem allerdings eine Schmelzenströmung vom Inlet in Richtung Sumpfspitze, also in Gießrichtung, überlagert. Färbt man, wie in Abbildung 163 zu sehen, das erhaltene Schmelzengeschwindigkeitsfeld mit der tatsächlichen Schmelzengeschwindigkeit (vgl. Abbildung 140) ist erneut erkennbar, wo die Schmelze schneller bzw. langsamer als die Stranggeschwindigkeit ist. Im Vergleich zu Abbildung 140 ist auch hier eine Überlagerung mit der Nachspeiseströmung erkennbar.

Bereich IIIa:

Im Bereich, in welchem die $f_c = 0\%$ -Isolinie die Symmetrielinie schneidet, kann man, wie in Abbildung 164 zu erkennen, in den Bereichen abnehmender Bulginggeometrie das "Auspressen" der interdendritischen Schmelze sehen. Diese Schmelze wird in sämtliche angrenzende Zellen gedrückt, auch tiefer in das Zweiphasengebiet (um dort zu speisen). Im Strangzentrum, wo die Permeabilität aufgrund des niedrigeren Festkörperanteils höher ist, muss sich die Schmelzen- und damit die Relativgeschwindigkeit erhöhen, da die Schrumpfung aufgrund der Erstarrung in der Sumpfspitze nachgespeist werden muss.

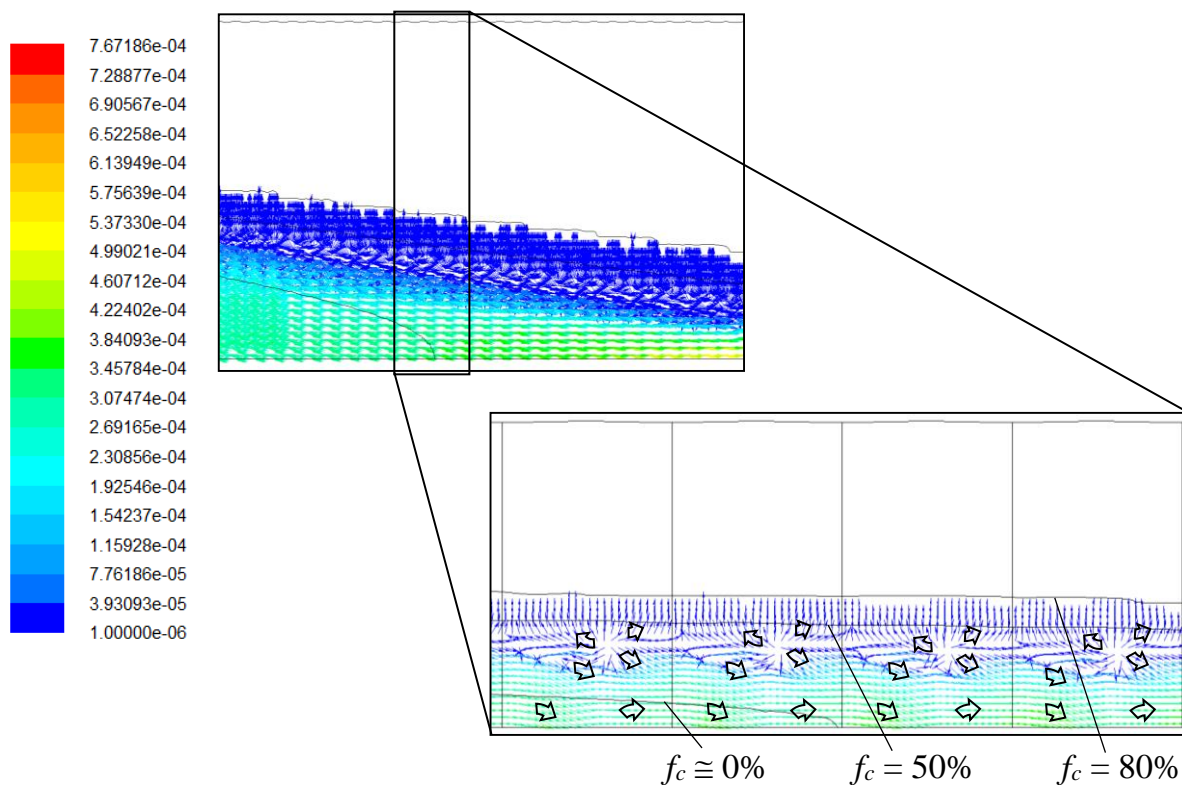


Abbildung 164: v_{rel} -Vektoren im Bereich des Schnittpunktes $f_c = 0\%$ -Isolinie mit der Symmetrielinie. Hier beginnen sich die Dendriten in der Strangmitte zu berühren und damit modellbedingt zu "stauchen". Das Vektorfeld ist in der rüskalierten Geometrie mit vertikalen Linien (Abgrenzung jeweils einer Bulgingrolle) sowie schwarzen Pfeilen (Hauptströmungsrichtung) überlagert.

Bereich IIIb:

In Abbildung 165 ist jener Bereich gezeigt, in welchem die $f_c = 80\%$ -Isolinie die Symmetrielinie schneidet. Man erkennt, dass die Relativgeschwindigkeiten immer noch die Vorzugsrichtung tiefer in das Zweiphasengebiet, dort wo noch Erstarrung stattfindet, aufweist (Abbildung 165 links oben). Dort ist auch deutlich der zentrumsnahen Bereich mit den höchsten Schmelzen- und damit auch Relativgeschwindigkeiten erkennbar. Mit

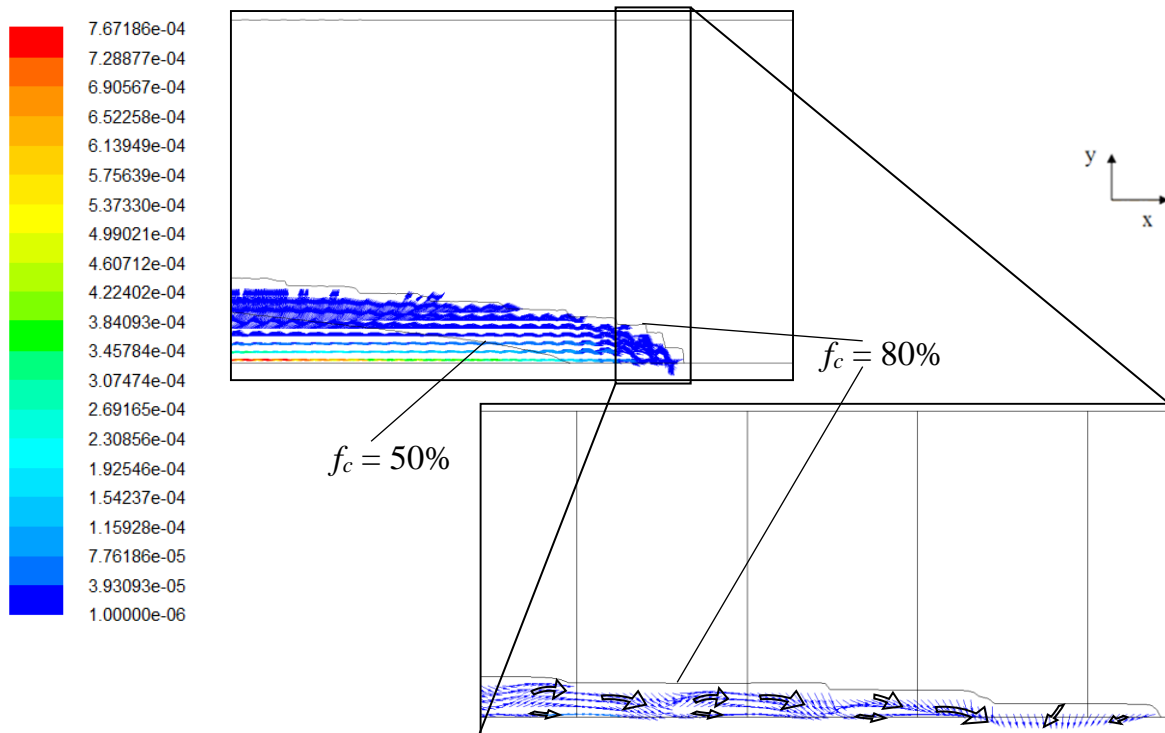


Abbildung 165: v_{rel} -Vektoren im Bereich des Schnittpunktes $f_c = 80\%$ -Isolinie mit der Symmetrielinie. Hier endet der Bereich der Relativgeschwindigkeiten.

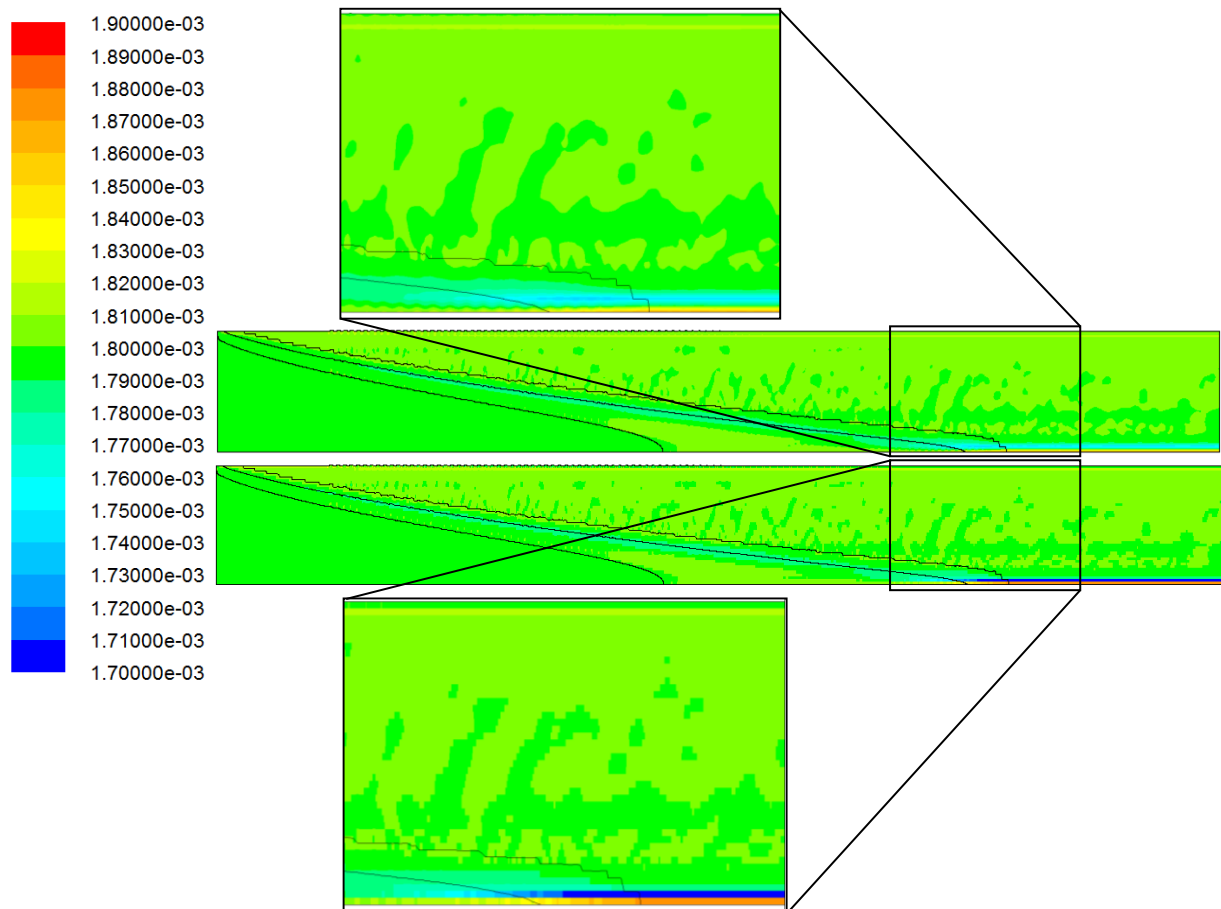


Abbildung 166: Makroseigerungsverteilung c_{mix} der Simulation "Mit Feeding mit Bulging" einerseits mit Knoten- (oben) und andererseits mit Elementwerten (unten).

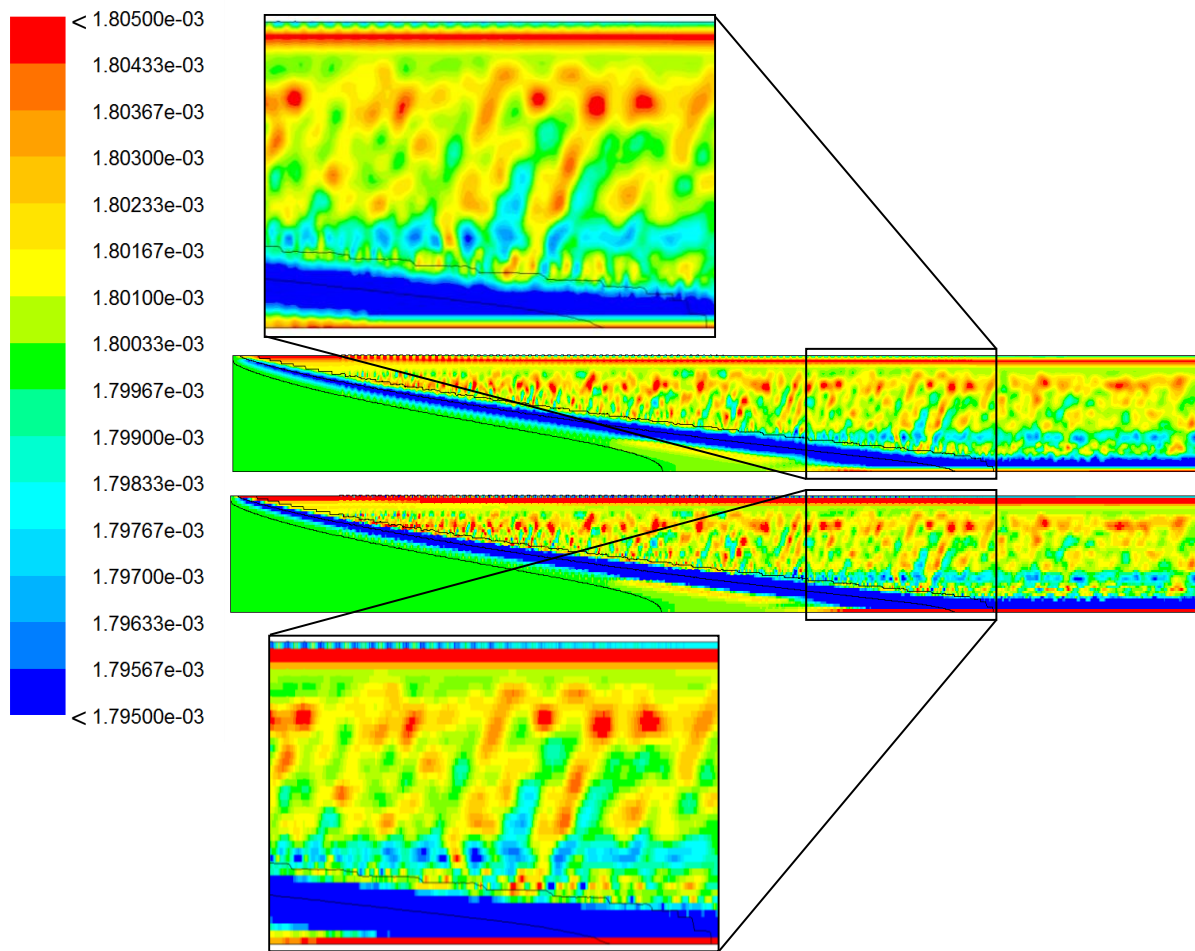


Abbildung 167: Makroseigerungsverteilung c_{mix} der Simulation "Mit Feeding mit Bulging" in feinerer Skalierung ($\pm 0.0005 \text{ wt. \% C}$) einerseits mit Knoten- (oben) und andererseits mit Elementwerten (unten).

abnehmendem Massentransfer nimmt auch diese Relativgeschwindigkeit wieder ab. Die erhaltenen Relativgeschwindigkeiten führen zu der in Abbildung 166 angeführten Makroseigerungsverteilung ($0,18 \pm 0,01 \text{ wt. \% C}$, Elementwerte (unten) sowie interpolierte Knotenwerte (oben)). In Abbildung 167 werden ebenfalls Elementwerte (unten) und interpolierte Knotenwerte (oben) gegenübergestellt, diesmal jedoch mit verfeinerter Auflösung ($0,18 \pm 0,0005 \text{ wt. \% C}$). Beim verfeinerten Ergebnis sind alle Werte über $0,1805 \text{ wt. \% C}$ rot und alle Werte unter $0,1795 \text{ wt. \% C}$ blau dargestellt. Man erkennt, im Gegensatz zu Abbildung 144, dass sich die c_{mix} -Verteilung jenseits der Festkörpervolumenanteil-Isolinie von 80% noch ändert, was auf Konvergenzprobleme bei der Lösung hindeutet. In diesen Gebieten findet ja kein Massentransfer mehr statt, die Relativgeschwindigkeiten sind dort auf 0 gesetzt und darüber hinaus physikalisch auch nicht erklärbar. Eine grobe Bandstruktur ist allerdings noch erkennbar. Auch erkennt man, dass die programm- bzw. modellierbedingten Änderungen im Festkörpervolumenanteil (vgl. Abbildung 128 bzw. Abbildung 152) an der Oberfläche zu Veränderungen in der Makroseigerungsverteilung führen. Die oberflächennahe inverse Seigerung (vgl. LSRE) wird durch diese Fluktuationen gestört bzw. gesenkt. Trotz der Fluktuationen in der c_{mix} -Verteilung (vgl. Abbildung 167) können die Minima im Zweiphasengebiet (vgl. Flemings LSRE Kapitel 2.5 sowie Abbildung 108ff) bei den einzelnen Querschnitten in Abbildung 168 noch deutlich erkannt werden.

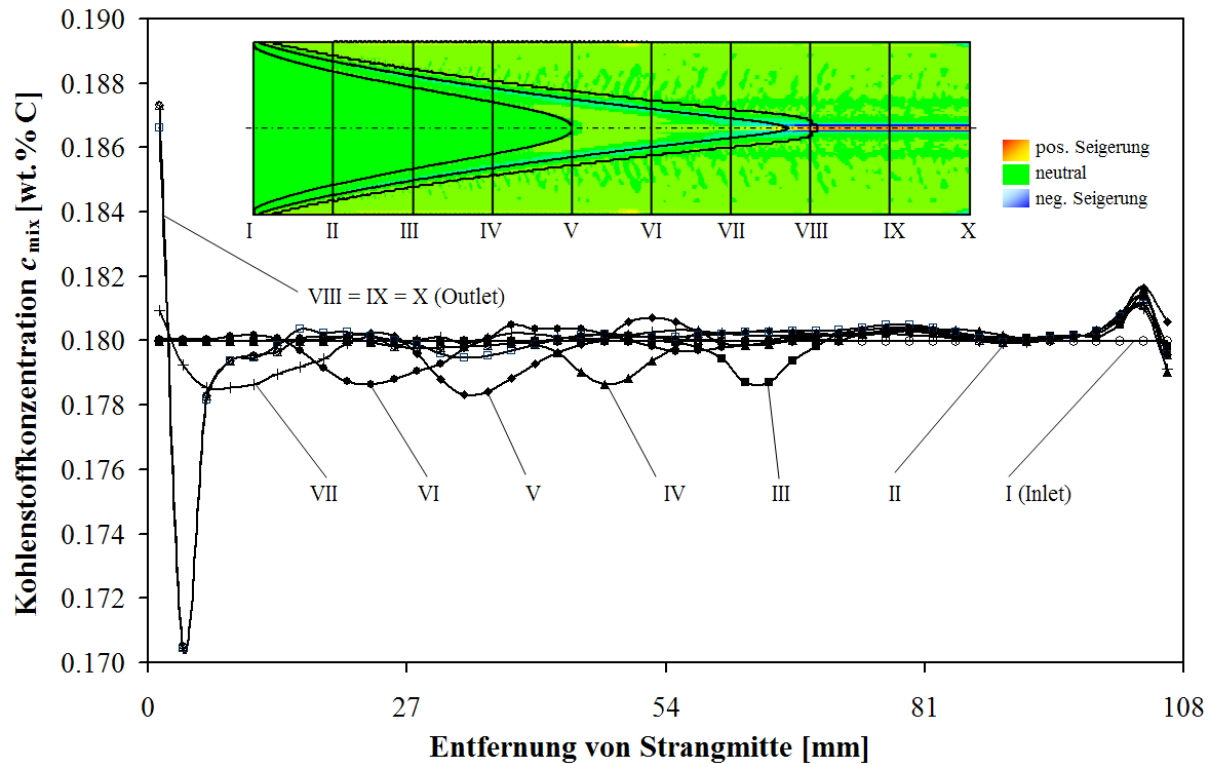


Abbildung 168: Die Makroseigerungsverläufe (c_{mix} Verteilungsprofile über den halben Strangquerschnitt) an unterschiedlichen Strangpositionen. Die Position jeden Querschnitts (Inlet = I bis Outlet = X) ist in der 1:10 skalierten c_{mix} -Abbildung durch schwarze, vertikale Striche veranschaulicht. Die blauen Bereiche veranschaulichen negative, die gelben bis roten Bereiche positive Seigerung. Überlagert dargestellt sind die Festkörpervolumenanteil-Isolinien für 0%, 50% sowie 80%.

4.6 Ergebnisdiskussion - Ergebnisgegenüberstellung

Zeigten die letzten Kapitel den Aufbau sowie die detaillierten Ergebnisse für die jeweiligen Simulationen, sollen in diesem Kapitel die wichtigsten Ergebnisse der Simulationen "Mit Feeding ohne Bulging" (Kapitel 4.2), "Ohne Feeding mit Bulging" (Kapitel 4.3) sowie "Mit Feeding mit Bulging" (Kapitel 4.4) zusammengeführt und gemeinsam diskutiert werden. Die Simulation "Ohne Feeding ohne Bulging" (Kapitel 4.1) dient ja als Referenzfall für das korrekte Arbeiten des Modells und wird in diesem Kapitel aufgrund der fehlenden Makroseigerung nicht gegenübergestellt bzw. diskutiert. Um ein besseres Verständnis für die Bildung der Zentrumsseigerung zu bekommen, muss die Relativgeschwindigkeit zwischen der Schmelze und dem Festkörper im Zweiphasengebiet untersucht werden. Abbildung 169 und Abbildung 170 zeigen erneut die Strömungsmuster die Relativgeschwindigkeit, $\bar{u}_l - \bar{u}_s$ für zwei verschiedene Fälle. Im Falle "Ohne Feeding mit Bulging", also nur mit der Berücksichtigung der Strangausbauchung (keine Erstarrungsschrumpfung vgl. Abbildung 169) wird in der Regel ein Relativgeschwindigkeitsfeld entgegen der Gießrichtung beobachtet. Grund dafür ist die Tatsache, dass sich der Strangquerschnitt mit abnehmender Ausbauchungshöhe reduziert. In der vertikalen Richtung beeinflusst die Aufwärts- und Abwärtsbewegung der Strangschale die Richtung des Schmelzflusses. Die Details der Strömung hängen von der Position innerhalb des Stranges ab und können sich bemerkenswert ändern. In der Nähe der Strangmitte wird die Strömung beispielsweise periodisch in Richtung Strangzentrum umgeleitet, was auch der Grund für die positive Zentrumsseigerung darstellt, weil damit geseigerte Schmelze ins Strangzentrum transportiert wird. Im Fall "Mit Feeding mit Bulging", wo also die Nachspeisströmung und die Strangausbauchung zwischen den Führungsrollen berücksichtigt wird kommt eine zusätzliche Triebfeder für eine Relativgeschwindigkeit, aufgrund der nachzuspeisenden Erstarrungsschrumpfung tiefer im Zweiphasengebiet, hinzu, welche aber in Gießrichtung zeigt. Die beiden Strömungsmechanismen überlagern einander, aber der Feeding-Einfluss scheint zu dominieren (vgl. Abbildung 170 - Umkehr der primären Strömungsrichtung in die Gießrichtung). In der vertikalen Richtung wird die Schmelze, ähnlich dem vorherigen Fall, entsprechend der Auf-Ab-Bewegung der Strangschale wieder nach oben und unten geleitet. Auch hier wird angereicherte Schmelze nahe des Strangzentrums periodisch zur Strangmitte hin verbracht und erzeugt dort erneut eine positive, wenn auch geschwächte Zentrumsseigerung. Die dadurch ebenfalls periodisch nachströmende, weniger positiv geseigerte Schmelze führt im Gegenzug bei ihrer Erstarrung in diesen zentrumsnahen Gebieten zu einer Reduktion dieser Makroseigerung. D.h. geseigerte Schmelze wird entgegen der Gießrichtung tiefer im Sumpf (i) aus stärker positiv geseigerten Bereichen Richtung Zentrum und (ii) aus weniger positiv geseigerten Bereichen näher am Inlet in Gießrichtung geleitet. Beide Strömungsmuster (Abbildung 169a und Abbildung 170a) zeigen qualitativ exzellente Übereinstimmung mit veröffentlichten Ergebnisse (Abbildung 169b und Abbildung 170b), wobei die in der vorliegenden Arbeit erhaltenen Ergebnisse jedoch für 101 Bulging-Rollen ermittelt wurden, während die veröffentlichten Ergebnisse sich auf 2 Rollen beschränken [MIYAZAWA 1981]. Ein quantitativer Vergleich fällt, da unterschiedliche Geometrie und Ausbauchungsparameter verwendet wurden, aus. Die Größe der Vektoren ist dabei von der Größe der Geschwindigkeiten abhängig. Die Komponente der relativen Geschwindigkeit entlang des Strangzentrums $\bar{u}_{z,rel} = \bar{u}_{z,l} - \bar{u}_{z,s}$ (hier ist unsere x-Richtung wieder mit z definiert) ist in Abbildung 171 für die zuvor erwähnten drei Fälle zum Vergleich

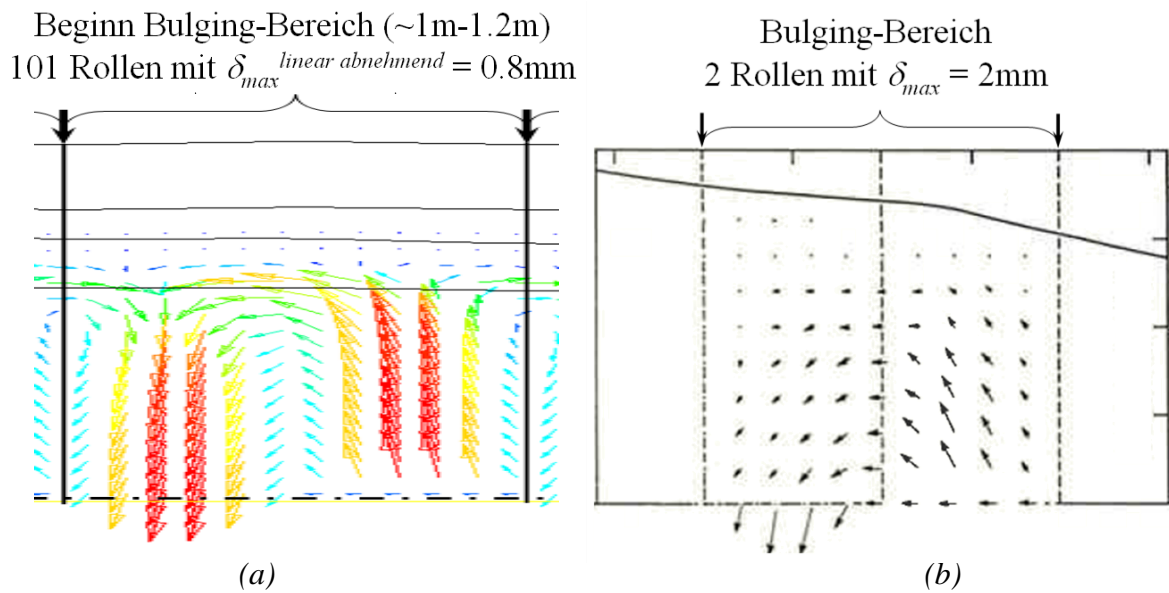


Abbildung 169: Vergleich des erhaltenen Strömungsmuster mit einer Reihe von Ausbauchungen (a) mit einem veröffentlichten Ergebnis für nur eine Ausbauchung [MIYAZAWA 1981] (b). Hier für den Fall "Ohne Feeding mit Bulging". Für (a) wird das Strömungsfeld ca. 2,2 m vom Inlet gezeigt. Die Positionen der Rollen sind ebenfalls angegeben (schwarze Pfeile).

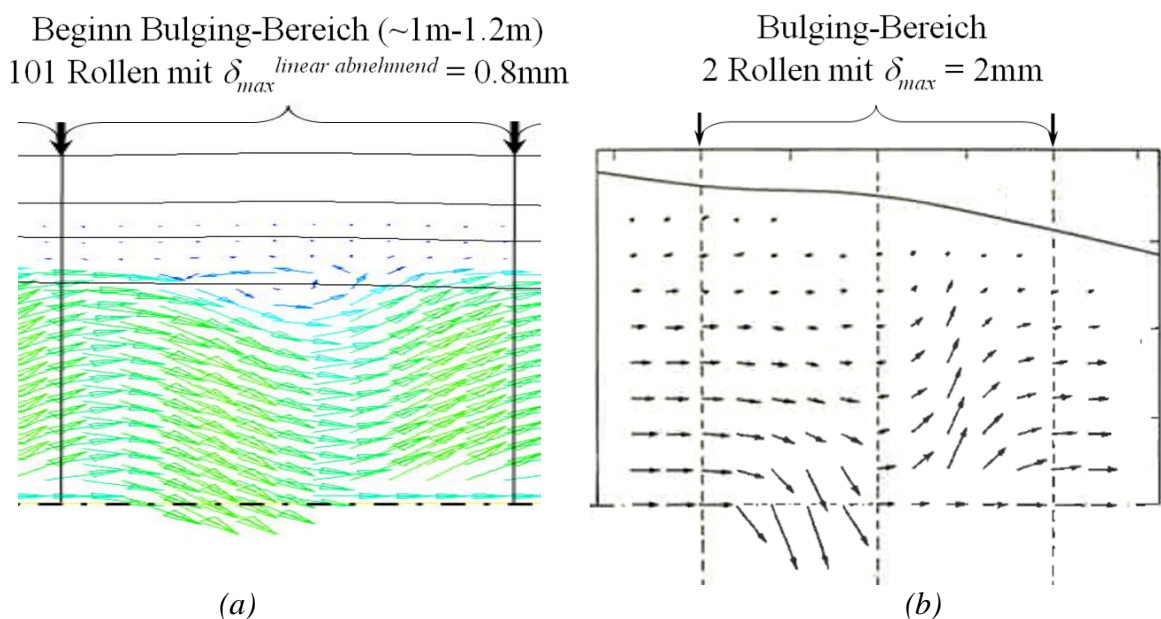


Abbildung 170: Vergleich des erhaltenen Strömungsmuster mit einer Reihe von Ausbauchungen (a) mit einem veröffentlichten Ergebnis für nur eine Ausbauchung [MIYAZAWA 1981] (b). Hier für den Fall "Mit Feeding mit Bulging". Für (a) wird das Strömungsfeld ca. 2,2 m vom Inlet gezeigt. Die Positionen der Rollen sind ebenfalls angegeben (schwarze Pfeile).

aufgetragen und zeigt den Effekt der Modellierung dieser 101 Ausbauchungen zwischen den Führungsrollen. Für den Fall "Mit Feeding ohne Bulging" (vgl. Abbildung 171a) kann eine Beschleunigung (von ca. 0,25mm/s auf 1,1mm/s) gefolgt von einer Verzögerung (von ca. 1,1mm/s auf 0mm/s) der Relativgeschwindigkeit entlang des Strangzentrums erkannt werden. Die Größe der Relativgeschwindigkeitskomponente $\bar{u}_{z,rel}$ ist mit ca. 1mm/s verglichen mit den anderen Fällen relativ hoch und das Maximum liegt bei 5,9m also bei etwa 2/3 der metallurgischen Länge. Der Grund dafür ist, dass der Festkörpervolumenanteil des Strangzentrums niedrig ist und die Schmelze sich daher diesen "einfachsten Weg" sucht, um

die Erstarrungsschrumpfung in der Sumpfspitze sowie des Zweiphasengebiets allgemein nachzuspeisen.

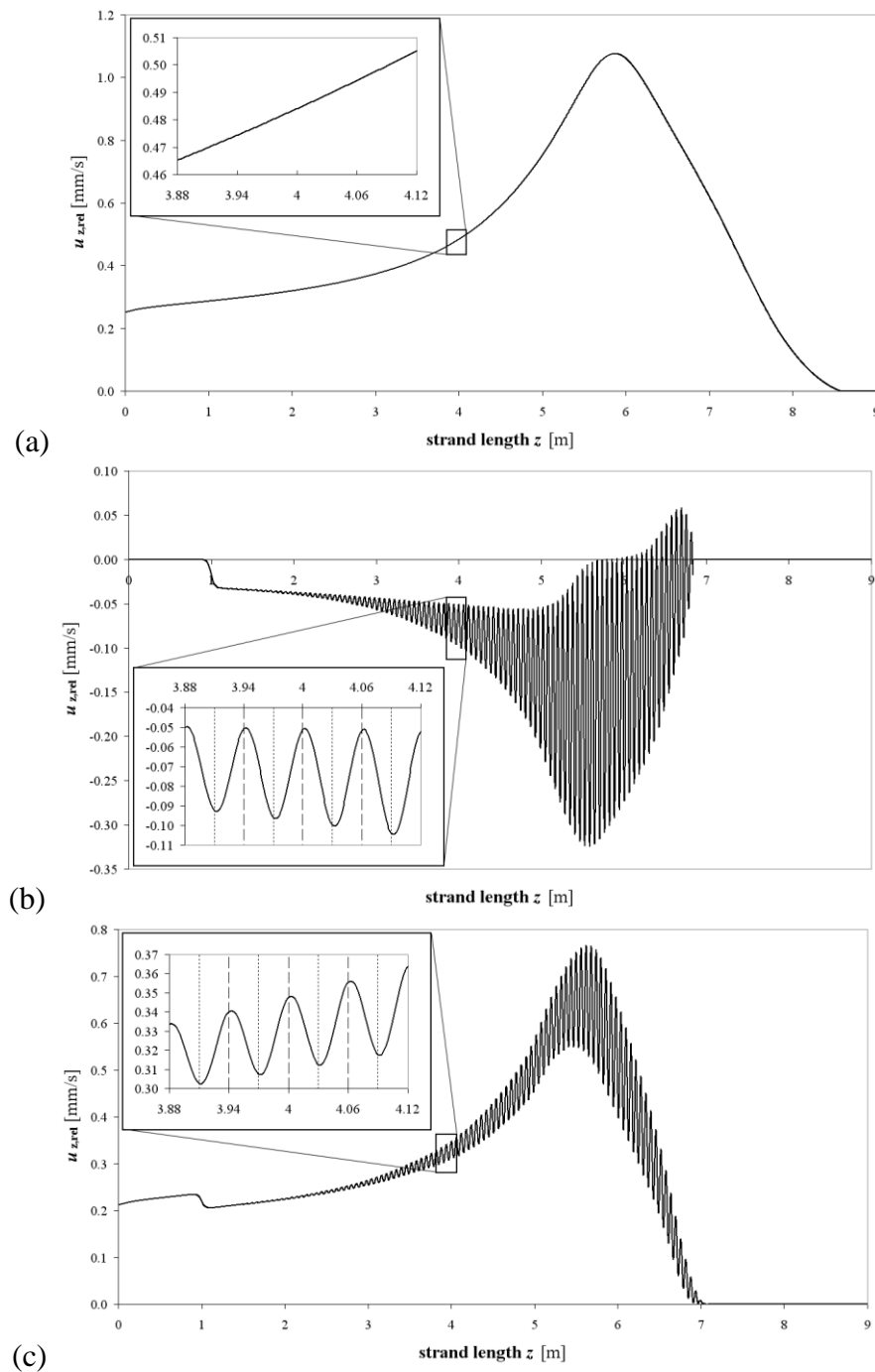


Abbildung 171: Verteilung der Komponente der Relativgeschwindigkeit entlang des Strangzentrums $\bar{u}_{z,rel} = \bar{u}_{z,l} - \bar{u}_{z,s}$. Jeweils für den Fall (a) "Mit Feeding ohne Bulging" (b) "Ohne Feeding mit Bulging" und (c) "Mit Feeding mit Bulging".

Die Erhöhung der Relativgeschwindigkeitskomponente $\bar{u}_{z,rel}$ in den ersten 66% der metallurgischen Länge ist vor allem darauf zurückzuführen, dass der Strömungskanal mit zunehmender Erstarrung allmählich enger wird, deren Abnahme danach kann darauf zurückgeführt werden, dass das noch zu erstarrende und damit nachzuspeisende Gesamtvolumen in der Sumpfspitze immer kleiner wird. Auch ist das Maximum im Massentransfer hier bereits überschritten (vgl. Abbildung 96). Am Ende der Erstarrung bei

etwa 8.5m, dort setzt auch das SPM ($f_c = 95\%$) ein, endet auch der Bedarf an einer Nachspeisströmung und daher geht die Relativgeschwindigkeitskomponente $\bar{u}_{z,rel}$ gegen null. Für den Fall "Ohne Feeding mit Bulging" (vgl. Abbildung 171b) erscheint die erste von null abweichende, dann aber negative Relativgeschwindigkeitskomponente erst mit dem Beginn der ersten Führungsrollen und damit der ersten Ausbauchung (1m) und endet theoretisch mit dem Ende der Führungsrollen- und damit der letzten Ausbauchungsmodellierung (7m). Wie zu erkennen ist, endet die Relativgeschwindigkeit jedoch schon bei etwa 6.8m, dies ist bei dieser Simulation nämlich der Schnittpunkt der Festkörpervolumenanteil-Isolinie von 80% (dort werden die Geschwindigkeiten der beiden Phasen ja gleich gesetzt) mit der Symmetrieachse (6,84m), also die metallurgische Länge. Die gute Konvergenz sowie die guten Ergebnisse der Simulation zeigen, dass der dadurch gemachte Fehler marginal ist, da die Ausbauchungshöhe der betroffenen letzten 2-3 Ausbauchungen sehr klein ist und damit vernachlässigbar kleine Auswirkungen mit sich bringt. Bei der Bulging-Simulation mit Feeding stellt dies kein Problem mehr dar, da sich durch die Nachspeisung mit wärmerer Schmelze die metallurgische Länge erhöht und somit auch der Schnittpunkt der Festkörpervolumenanteil-Isolinie von 80% mit der Symmetrielinie bis nach den Bulging-Bereich verschiebt (ca. 7m). Zu erwähnen gilt, dass für den Fall "ohne Bulging" (a) die "numerische" metallurgische Länge etwas länger ist als für die Fälle "mit Bulging" (b und c), da für ersteren die Nachspeisung bei einem Festkörpervolumenanteil von 95% (Beginn des SPM) endet und bei den beiden anderen, wie erwähnt aus Konvergenzgründen, die Geschwindigkeit der beiden Phasen bei einem Festkörpervolumenanteil von 80% gleich gesetzt und der Massentransfer auf $M_{lc} = 0$ gesetzt wird. Aufgrund des sinusoidalen Profils zwischen den 101 Führungsrollenpaaren oszilliert auch $\bar{u}_{z,rel}$ entsprechend, was auch in Abbildung 171b bzw. Abbildung 171c gesehen werden kann. Die durchschnittliche Relativgeschwindigkeitskomponente erhöht sich, aufgrund der kontinuierlich abnehmenden Ausbauchungshöhe und des immer enger werdenden Strömungskanals zunehmend in Richtung Inlet (bis ca. 5,6m) und reduziert sich in den letzten 1.4m bis zur Sumpfspitze. Da die Relativgeschwindigkeitskomponenten um dieses Mittel oszillieren, kommt es ab diesem Zeitpunkt (5,6m) auch zu positiven Relativgeschwindigkeiten in Richtung Sumpfspitze. Genaueres kann auch Kapitel 4.3 bzw. Abbildung 137ff entnommen werden. Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Schmelze in der Sumpfspitze bei der Simulation "Ohne Feeding mit Bulging" aufgrund der Geometrie über den gesamten Bulging-Bereich im Durchschnitt leicht aus der Sumpfspitze heraus gedrückt wird, wobei die auftretenden Relativgeschwindigkeitskomponenten im Strangzentrum mit einem maximalen Durchschnittswert von ca. 0,15mm/s und dem Maximum von ca. 0,32mm/s entgegen und von ca. 0,06mm/s in Gießrichtung im Vergleich zur Simulation "Mit Feeding ohne Bulging" relativ klein sind. Für den Fall "Mit Feeding mit Bulging"(vgl. Abbildung 171c), also wenn die Nachspeisung der Erstarrungsschrumpfung sowie die Strangausbuchtung berücksichtigt werden, kommt es zu einer Überlagerung der ersten beiden Kurven, wobei die Nachspeisströmung in Gießrichtung über die geometriebedingte Strömung entgegen der Gießrichtung dominiert. Daher treten wieder Relativgeschwindigkeitskomponenten in Gießrichtung über die gesamte metallurgische Länge auf, d.h. eine positive $\bar{u}_{z,rel}$ bleibt über den gesamte Bereich erhalten, wobei diese wie im ersten Fall (a) bei etwa 0,25mm/s startend und mit Beginn des Bulgingbereichs nach Abfall auf 0,2mm/s auf ein Maximum von etwa 0,75mm/s ansteigt (erneut bei ca. 5,6m) und ab etwa 5,9m wieder abnimmt. Die, zur jeweiligen Makroseigerungsverteilung führende Relativgeschwindigkeit ist in Abbildung 172 mit schwarzen Pfeilen auf ebendieser entstehenden Makroseigerung dargestellt. Gezeigt wird jeweils das Gebiet zwischen 6,40m und 6,64m Stranglänge. Die Begrenzungen sind, ebenso wie die

Position der Führungsrollen (bei Abbildung 172b und Abbildung 172c), mit schwarzen,

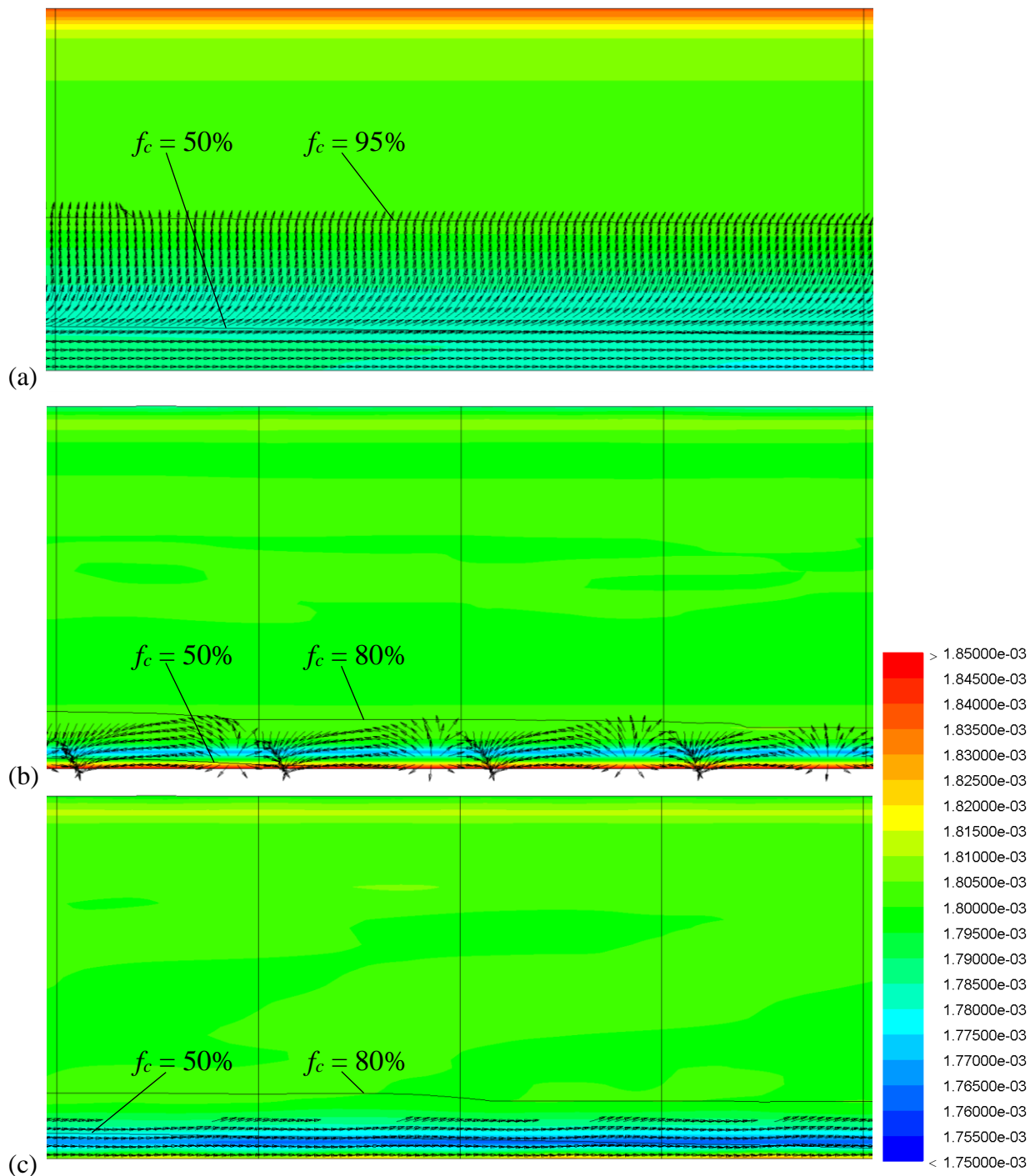


Abbildung 172: Makroseigerungsentwicklung (c_{mix} -Verteilung skaliert auf $0,18 \pm 0,005 \text{ wt. \% C}$) zwischen 6,40 - 6,64m Stranglänge überlagert mit den Relativgeschwindigkeitsvektoren \vec{u}_{rel} ($> 0,01 \text{ mm/s}$). Jeweils für den Fall (a) "Mit Feeding ohne Bulging" (b) "Ohne Feeding mit Bulging" und (c) "Mit Feeding mit Bulging". Für (a) geht die Relativgeschwindigkeit noch weit in das Zweiphasengebiet sowie in Strangrichtung, bei (b) ist das Zweiphasengebiet bereits sehr schmal und die Relativströmung geht tendenziell gegen die Gießrichtung während bei (c) durch die Nachspeiseströmung mit höherer Temperatur das Zweiphasengebiet wieder breiter wird und die Relativgeschwindigkeit wieder in Gießrichtung zeigt.

senkrechten Strichen visualisiert. Die Vektoren haben die gleiche Länge und Farbe unabhängig von Ihrer Größe. Dadurch lässt sich die Strömungsrichtung gut erkennen, wenn

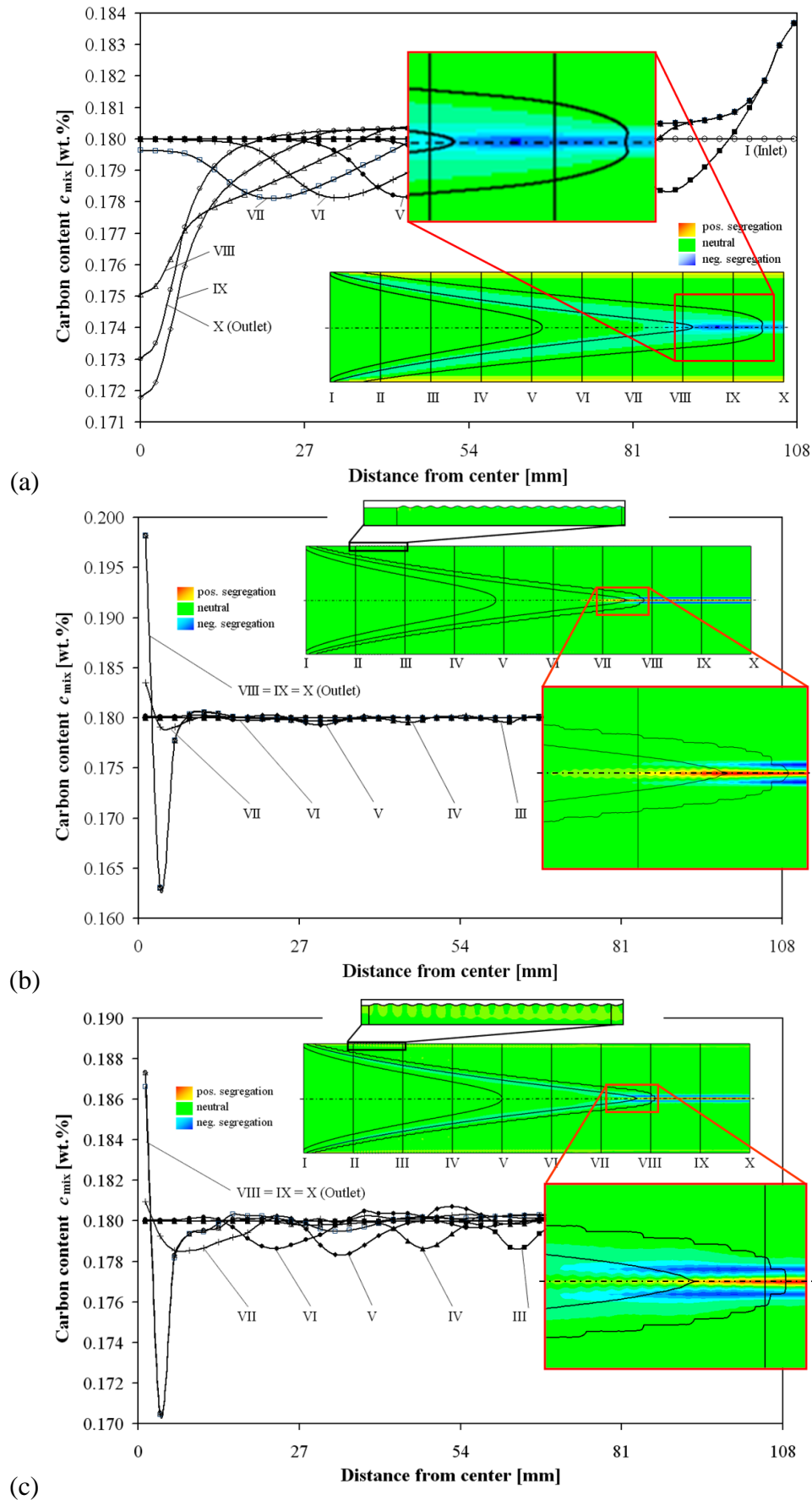


Abbildung 173: Makroseigerungsentwicklung (c_{mix} -Verteilung) sowie c_{mix} -Kurven über den Strangquerschnitt bei unterschiedlichen Strangabschnitten.. Jeweils für den Fall (a) "Mit Feeding ohne Bulging" (b) "Ohne Feeding mit Bulging" und (c) "Mit Feeding mit Bulging" mit jeweils unterschiedlicher Skalierung.

auch nicht die Stärke der Strömung. Für den Fall "Mit Feeding ohne Bulging" (Abbildung 172a) ist die Nachspeiseströmung tiefer in das Zweiphasengebiet deutlich zu erkennen. Dieses nimmt geseigerte Schmelze in diese Strangregionen mit und es kommt, entsprechend LSRE, zu einer positiven Seigerung in diesen Gebieten, während im Strangzentrum immer frischere, weniger geseigerte Schmelze erstarrt und somit eine negative Zentrumsseigerung produziert. Auch ist die positive inverse Seigerung (vgl. Flemings LSRE) an der Strangoberfläche deutlich erkennbar. Für den Fall "Ohne Feeding mit Bulging" (Abbildung 172b) erkennt man die Relativgeschwindigkeiten tendenziell entgegen der Gießrichtung und ins Strangzentrum gerichtet. Diese Relativbewegung "spült" die interdendritische, positiv geseigerte Schmelze ins Strangzentrum. Eine positive Zentrumsseigerung entsteht. Für den Fall "Mit Feeding mit Bulging" (Abbildung 172c) ist die Relativgeschwindigkeit, da der Nachspeiseeffekt überwiegt, wieder in Gießrichtung gerichtet, die Strömung ist dabei ins Strangzentrum sowie tiefer ins Zweiphasengebiet gerichtet, wodurch sich dort durch die "weggespülte", geseigerte Schmelze eine positive Seigerung ergibt. Die "ausgeschwemmten" Gebiete werden mit weniger geseigerte Schmelze nachspeist. Es ergibt sich in diesen Gebieten eine negative Seigerung. Wie die Ergebnisse in Abbildung 173b sowie Abbildung 173c zeigen, ist die Makroseigerungsverteilung für die Fälle mit Bulging sehr ähnlich, während das Ergebnis ohne Bulging, wie in Abbildung 173a zu sehen, einen davon abweichenden Verlauf zeigt. Die durch die Strangausbuchungen oszillierenden Relativgeschwindigkeiten verursachen dabei eine positive Zentrumsseigerung, auch wenn diese Relativgeschwindigkeiten äußerst kleine Werte aufweisen. Wird bei der Stranggießsimulation nur die Nachspeiseströmung berücksichtigt, erhalten wir eine negative Zentrumsseigerung (Abbildung 173a), welche in produzierten Produkten, zumindest bei Brammen, nicht beobachtet werden kann. Wird aber nur die Strangausbuchung ("Bulging") berücksichtigt, erhält man eine, wie erwartet, positive Zentrumsseigerung (Abbildung 173b). Die erwähnten programm- bzw. modellierbedingten Festkörpervolumenanteilsänderungen an der Oberfläche (vgl. Abbildung 128) führen auch in den Makroseigerungsverteilungen

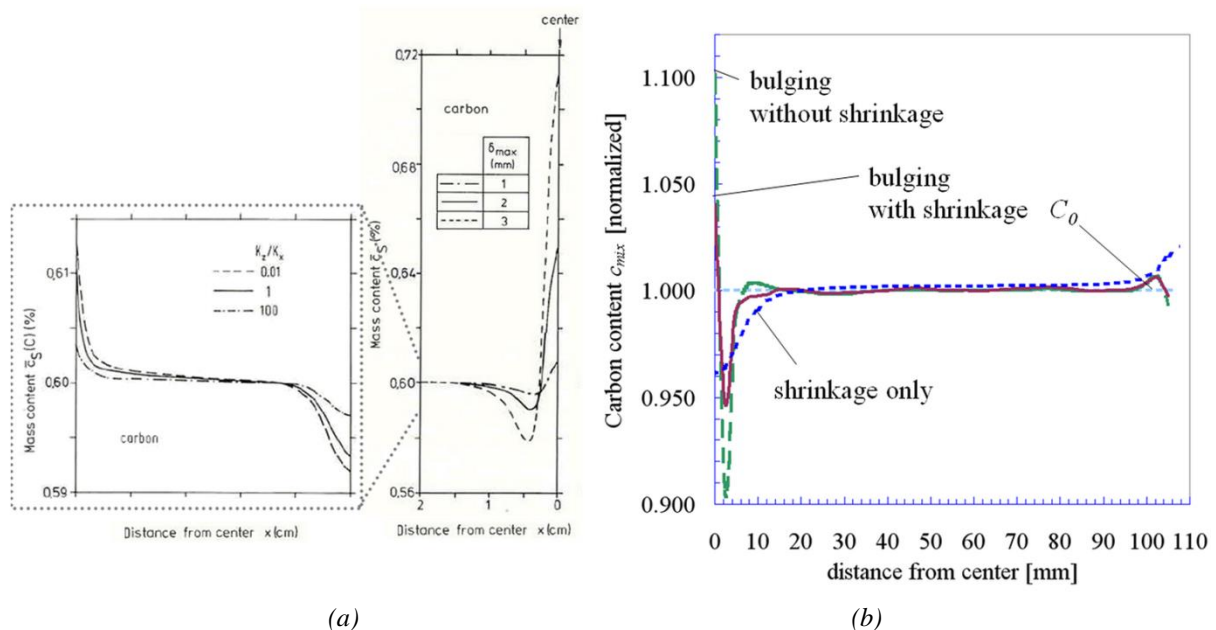


Abbildung 174: Vergleich der Makroseigerungsprofile (teilweise normiert) senkrecht zur Strangmitte (a) veröffentlichten Ergebnissen [MIYAZAWA 1981] ($\delta_0 = 1-3\text{mm}$, $c_0 = 0,6\text{wt.\%C}$ und $N = 2$) (b) Ergebnisse dieser Arbeit ($\delta_0 = 0,8\text{mm}$, $c_0 = 0,18\text{wt.\%C}$ und $N = 101$). Man sieht die Analogie der Ergebnisse.

oberflächennah zu Fluktuationen, deren Auswirkung aufgrund der dort stark angereicherten Schmelze, nicht zu vernachlässigen ist. Berücksichtigt man nun bei der Simulation beide Phänomene, was der Realität am nächsten kommt, also die Berücksichtigung der Nachspeiseströmung sowie der Strangausbauchungen zwischen den Führungsrollen, ergibt sich eine etwas abgeschwächte aber immer noch positive Zentrumsseigerung (Abbildung 173c). Durch den Vergleich dieser Ergebnisse mit der Literatur, kann festgestellt werden, dass die vorhergesagte Makroseigerung [MIYAZAWA 1981, KAJITANI 2001] durch die umfassenden Simulationsergebnisse für 101 Führungsrollen bestätigt werden. Abbildung 174 zeigt Querschnitte für die vorhergesagte Makroseigerung senkrecht zur Gießrichtung während Abbildung 175 Querschnitte in der Gießrichtung zeigt. In Abbildung 175 ist zu erkennen, dass die Zentrumsseigerung sich allmählich, von Ausbauchung zu Ausbauchung, also von Führungsrollenpaar zu Führungsrollenpaar verstärkt. Die in dieser Arbeit erhaltenen Ergebnisse haben gezeigt, dass die Modellierungsidee von [MIYAZAWA 1981] mit dem Einsatz eines auferlegten, festen Geschwindigkeitsfelds funktioniert und es wie in der industriellen Praxis beobachtet zu einer positiven Zentrumsseigerung kommt, in dessen unmittelbarer Nähe eine negative Seigerung auftritt. Allerdings wäre es sicherlich präziser, dieses Festkörpergeschwindigkeitsfeld nicht einfach vorzugeben, sondern mittels eines thermisch-mechanischen Modells, wie etwa jenes von [BELLET 2006] oder [FACHINOTTI 2006], zu berechnen.

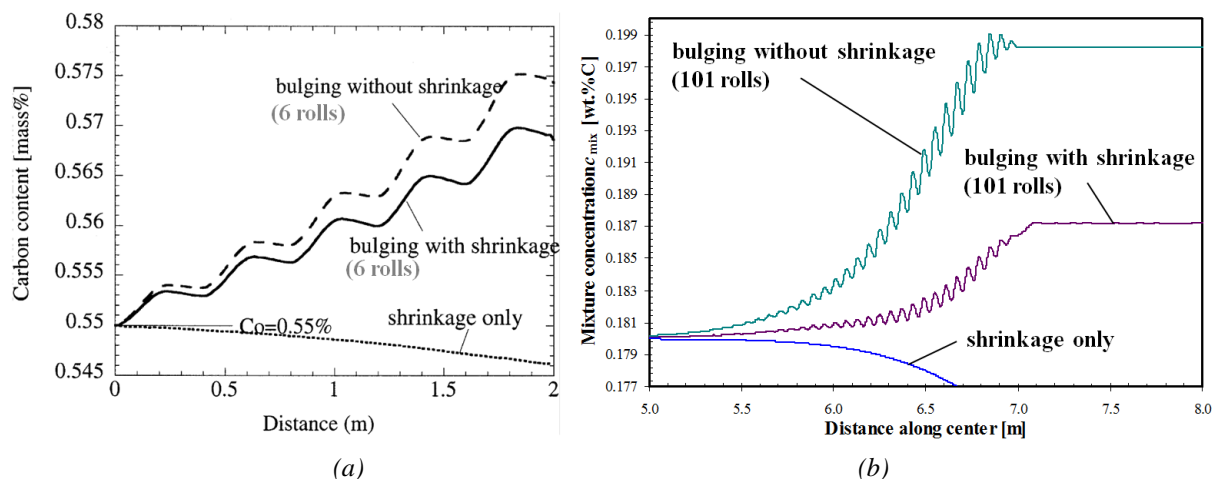


Abbildung 175: Vergleich der Makroseigerungsprofile entlang der Strangmitte (a) veröffentlichten Ergebnissen [KAJITANI 2001] ($\delta_0 = 0,1\text{mm}$, $c_0 = 0,55\text{wt.\%C}$ und $N = 6$) (b) Ergebnisse dieser Arbeit ($\delta_0 = 0,8\text{mm}$, $c_0 = 0,18\text{wt.\%C}$ und $N = 101$). Man sieht die Analogie der beiden Ergebnisse sowie die Wirkung des Bulging-Effekts auf die Makroseigerungstehung mit steigender Anzahl der Rollen.

4.7 Ergebnisdiskussion - MATLAB-Validierung (Mikrosonde)

Die im Kapitel 3.5 erläuterte Validierungsmethode eignet sich, wie dort bereits erwähnt, noch unzureichend dafür, die in dieser Arbeit erarbeiteten Makroseigerungsverläufe quantitativ zu validieren. Grund dafür ist:

- Berechnet wurde die Kohlenstoff (C) seigerung
 - C-Rückdiffusion wurde nicht berücksichtigt
 - Festkörperphasenumwandlung $\gamma \rightarrow \alpha$ wurde nicht berücksichtigt
- Zur Validierung wurde Mangan (Mn) verwendet
 - Mn bildet die Primärstruktur besser ab
- Zu wenige zentrumsnahe Zellen (geringe Werteanzahl) in der Simulation
 - Festkörpergeschwindigkeitsfeld ist noch nicht realitätsnahe genug
 - Solutale und thermale Konvektion wurde nicht berücksichtigt
 - Bending, also die Strangbiegung im Gießradius wurde noch nicht berücksichtigt
 - Die Gießgeschwindigkeit der Simulation ist zu niedrig (Down-Scaling)

Der theoretische Makroseigerungsverlauf, wie in Abbildung 3 dargestellt, ist bei den Simulationsergebnissen zu erkennen und wenn man, wie in Abbildung 176 ersichtlich, eine qualitative Gegenüberstellung des in [MIYAZAWA 1981] veröffentlichten Seigerungsverlaufs (a) mit einem Seigerungsverlauf (b), welcher mittels des in Kapitel 3.5 erläuterten MATLAB-Programms aus Industriepartnerdaten erstellt wurde (allerdings noch für Mn), sowie des Seigerungsverlaufes (c) der Simulation "Mit Feeding mit Bulging" durchführt, bringt diese bereits ein Ergebnis guter Übereinstimmung. Zu erwähnen gilt noch, das in Abbildung 176c, die Knotenwerte der Simulation Verwendung fanden, um einen Wert für die Symmetrielinie zu erhalten und diese Werte in FLUENT interpoliert bzw. extrapoliert werden müssen wodurch die exakten Makroseigerungswerte verloren gehen, das Maximum also als zu niedrig interpretiert/bewertet/angenommen wird. Die Simulationsergebnisse (Abbildung 176c) erwecken den Anschein, dass die Minima im Vergleich zu Literaturwerten (Abbildung 176a) zu ausgeprägt wären. Hier sei darauf verwiesen, dass es sich um Stähle mit unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt (einmal 0,18wt.% und einmal 0,58wt.%) handelt.

"Normiert" man die erhaltene Verteilung durch:

$$c_{mix,0,58normiert} = \frac{c_{mix,0,18}}{0,18} \cdot 0,58 \quad (68)$$

ergibt sich die Verteilung in Abbildung 177 und man erkennt, das offensichtlich nicht die Minima zu groß sind, sondern das Maximum zu niedrig ist. Eine solch simple "Normierung" bzw. "Hochrechnung" auf höhere C-Gehalte ist selbstverständlich nur eine äußerst grobe Näherung um zu zeigen, dass die negativen Maxima nicht irregulär hoch sind, denn ein Stahl mit anderem C-Gehalt hat eine andere Liquidus- sowie Soliduslinie und somit ein anderes Erstarrungsfenster. Die Länge des Sumpfes würde sich bei gleicher Gießgeschwindigkeit ändern und damit würde sich auch die Erstarrung sowie die Strömungen und deren Auswirkung (Makroseigerung) ändern.

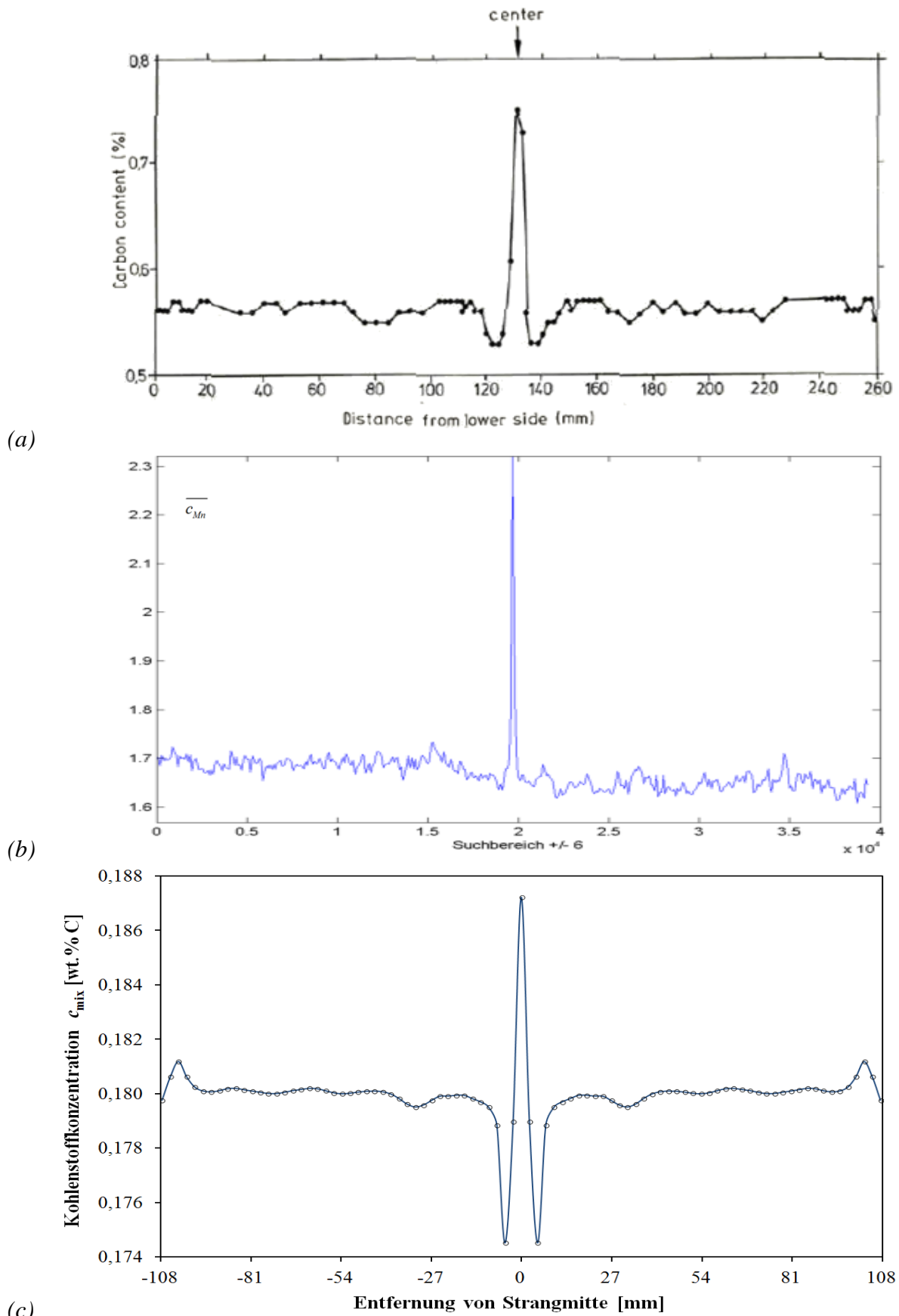


Abbildung 176: Gegenüberstellung von Seigerungsprofilen aus der Literatur [MIYAZAWA 1981] (a), einer Mikrosondenauswertung nach Kapitel 3.5(b) sowie der Simulation "Mit Feeding mit Bulging" (mit inter-/extrapolierten Knotenwerten(c)).

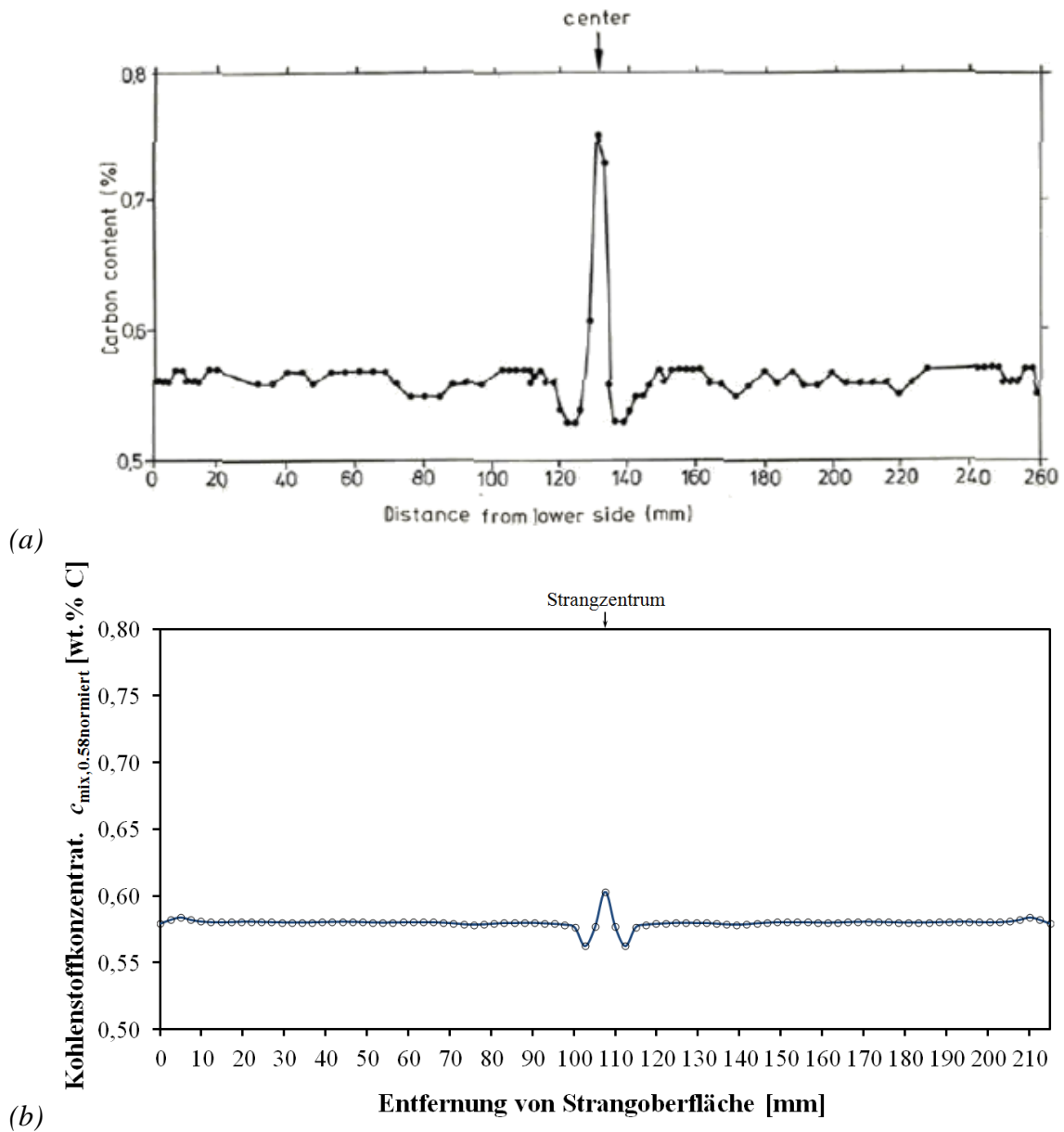


Abbildung 177: Gegenüberstellung von Seigerungsprofilen aus der Literatur [MIYAZAWA 1981] (a) mit den Simulationsergebnissen "Mit Feeding mit Bulging" (auf den gleichen C-Gehalt "normiert" (b).

5 Zusammenfassung

Zur Beantwortung der forschungsleitenden Fragestellungen (Kapitel 1.2) wurde mittels eines zweiphasigen Euler-Euler-Ansatzes eine Studie der schrumpfungs- ("Feeding") sowie verformungsbedingten ("Bulging") Makroseigerungsentstehung beim Brammenstranggießen von Stahl durchgeführt. Dabei wurde festgestellt, dass, wenn nur der Mechanismus "Feeding" berücksichtigt (Kapitel 4.3) wird, es zu negativer Zentrumsseigerung kommt, was auch in guter Übereinstimmung mit Flemings LSRE (Kapitel 2.5) steht. Die durch die Verformung der erstarrenden Strangschale zwischen der Führungsrollen ("Bulging") induzierten Strömungen beeinflussen vor allem die Strömung im Zweiphasengebiet ("mush") und verursachen damit Makroseigerung. Bei einer Simulation, welche nur den "Bulging"-Effekt berücksichtigt (Kapitel 4.4), wurde eine positive Zentrumsseigerung festgestellt. Zur Klärung der Fragestellung, welcher der beiden Effekte (Feeding vs. Bulging) dominiert und so die Zentrumsseigerung festlegt wurde eine Simulation mit beiden Effekten durchgeführt (Kapitel 4.5). Es konnte gezeigt werden, dass der, die positive Zentrumsseigerung erzeugende, "Bulging"-Effekt über den, eine negative Zentrumsseigerung erzeugenden, "Feeding"-Effekt überwiegt und sich auch bei der kombinierten Simulation somit eine, wenn auch weniger stark ausgeprägte, positive Zentrumsseigerung einstellt. Diese Resultate stehen in guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen früherer Studien [MIYAZAWA 1981, KAJITANI 2001]. Die Ergebnisse der durchgeführten Simulationen stützen die Idee, dass mittels einer zusätzlichen, z.B. durch kontinuierliches Zusammengehen der Führungsrollen induzierten, rückwärts gerichteten Strömung die Zentrumsseigerung minimiert werden kann. Ein bereits großtechnisch angewandtes Verfahren, welches diese Art von Mechanismus repräsentiert, ist die sogenannte "Softreduction" beim Stahlstranggießen. Zusammenfassend kann für die vorliegende Arbeit (unsere Randbedingungen beim Stranggießen von Stahl) folgendes festgehalten werden:

- Die Erhaltungsgleichungen für Masse, Energie, Impuls und Spezies wurden mit Hilfe des SMMP-Mehrphasenmodells und des Euler-Euler-Mehrphasenansatzes für mehrere Flüssigphasen des CFD-Programms FLUENT gelöst um Makroseigerungsverteilungen beim Stranggießen von Stahl zu erhalten.
- Es wurden erfolgreiche Anpassung des User-Defined-Unterprogramms des SMMP-Mehrphasenmodells durchgeführt, um einerseits eine Singularität in der Masse-Transfer-Rate Berechnung zu eliminieren und andererseits das "Simplified-Porosität-Model" (SPM) zu implementieren, um numerische Probleme in Gebieten mit sehr hohem Festkörperphasenanteil zu minimieren [MAYER 2007B]. Diese Entwicklung wurde mit einer detaillierten Untersuchung des Druck- und Geschwindigkeitsfelds im Strang begleitet.
- Das Vorhandensein konsistenter Randbedingungen am Inlet erwiesen sich als sehr wesentlich. Dazu wurden verschiedene Ansätze mit unterschiedlichen Festkörperphasenanteil am Inlet getestet. Es wurde offensichtlich, dass die Konsistenz nur dann sichergestellt werden kann, wenn am Inlet kein Festkörperphasenanteil vorhanden ist. So musste die Idee, sich bei der Berechnung nur auf die Softreduktion-Geometrie zu konzentrieren, aufgegeben werden (vgl. Kapitel 4.1).
- Die neue FLUENT Version 6.3 mit der Möglichkeit des Einsatzes des Massentransfer- und Species-Transfer-Panels und mit der Zeitdiskretisierung 2. Ordnung für den Euler-Mehrphasen-Ansatz führt durch Adaption des SMMP-Quellcodes (UDSub) zu einer

drastisch Reduzierung der Rechenzeit. Diese Arbeit wurde in Zusammenarbeit mit Dr. Könözsy (Christian Doppler Labor für Mehrphasensimulation - Modul IIIa) durchgeführt.

- Um die Bedeutung der vielfältigen Phänomene, die zur Bildung von Makroseigerung führen (Erstarrungsinduzierte Nachspeisung, Ausbauchung zwischen den Führungsrollen, thermale und solutale Konvektion), zu verstehen, wurden Fallstudien durchgeführt, auf welche in der vorliegenden Arbeit nur auszugsweise eingegangen wird.
- Besonderer Fokus wurde auf die Makroseigerungsvorhersage gelegt, welche eine sinusoidale Strangausbauchung zwischen (101 Führungsrollen) berücksichtigt. Um dies zu erreichen wurde ein Ansatz aus der Literatur [MIYAZAWA 1981] untersucht. Es stellte sich heraus, dass dieser Ansatz, um für eine große Anzahl von Rollen wissenschaftlich fundierte Ergebnisse liefern zu können, modifiziert werden musste. Dabei ist offensichtlich geworden, dass eine der wichtigsten Größen für die Vorhersage der Zentrumsseigerung die oszillierende Bewegung des Zweiphasengebiets in der Nähe der Sumpfspitze (völlige Erstarrung des Strangzentrums) darstellt [MAYER 2009B].
- Um die erhaltenen Simulationsergebnisse validieren zu können, wurde mittels MATLAB ein Auswertungsprogramm entwickelt. Dieses soll den Vergleich zwischen der simulierten, gemittelten Makroseigerungsverteilungen entlang eines Stranggießstrangs und Mikrosondenanalysen (Concentration Mapping) ermöglichen.
- Makroseigerung entsteht aus den thermodynamisch bedingten Mikroseigerungen und allfälliger Relativgeschwindigkeiten, welche im Zweiphasengebiet etwa die Größe von 0.1-1mm/s haben.
- Ohne die Effekte "Feeding" bzw. "Bulging" gibt es keine Makroseigerung, da keine Relativgeschwindigkeiten auftreten.
- Der dichtebedingte Effekt "Feeding" alleine verursacht eine negative Zentrumsseigerung und eine, dem "*LocalSoluteRedistributionEquation*"-Modell entsprechende, inverse Oberflächenseigerung [FLEMINGS 1967].
- Der verformungsbedingte Effekt "Bulging" alleine erzeugt eine positive Zentrumsseigerung, wobei die Makroseigerung sich zu formen beginnt, wenn die Dendriten im Strangzentrum zusammenstoßen, da diese ab dann gestaucht werden.
- Die Zentrumsseigerung ist abhängig vom vorgegebenen Festkörpergeschwindigkeitsprofil, also der Modellierfrage: "*Wo werden die Dendriten wie stark gestaucht?*".
- Bei einer Simulation, welche beide Effekte kombiniert, dominiert der, eine positive Zentrumsseigerung produzierende, "Bulging-Effekt" über den, eine negative Zentrumsseigerung produzierenden, "Feeding-Effekt", wobei die Zentrumsseigerung durch den "Feeding-Effekt" minimiert wird.
- Die positive Makroseigerung entsteht durch eine Aufsummierung des Bulging-Effekts jedes einzelnen Führungsrollenpaars.
- Die Makroseigerungsspitze wird durch zwei negative Seigerungstäler vom restlichen Strangquerschnitt abgegrenzt.

In Abbildung 178 sei abschließend noch einmal die Zusammenfassung der Simulationsergebnisse der vorliegenden Arbeit dargestellt.

Mit Feeding ohne Bulging *Ohne Feeding mit Bulging* *Mit Feeding mit Bulging*

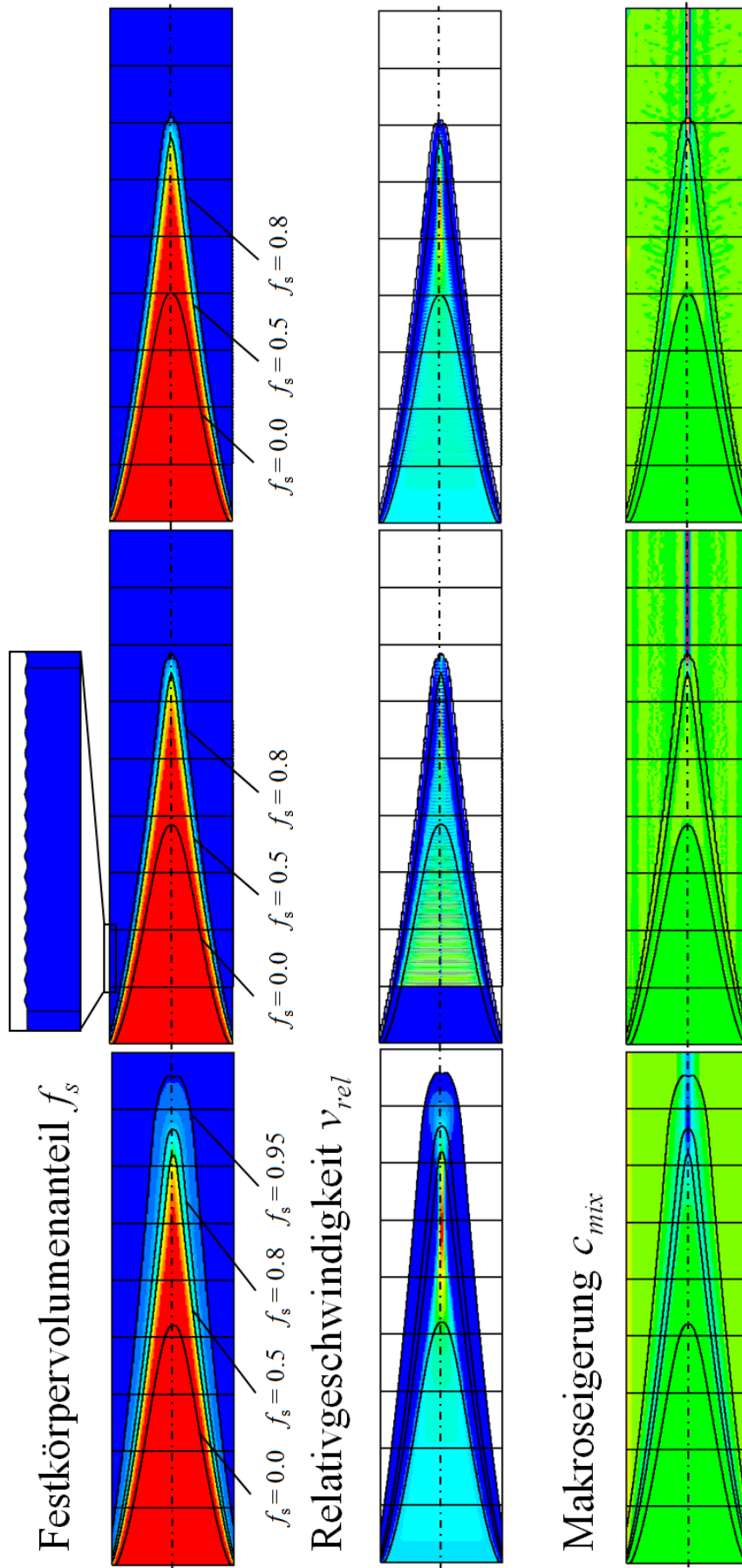


Abbildung 178: Zusammenfassung der Simulationsergebnisse der vorliegenden Arbeit. Festkörpervolumenanteils-, Relativgeschwindigkeits- sowie Makroseigerungsverteilung.

6 Desiderata - Anregungen und Ausblick

Folgende weiterführende Arbeiten würden das in der vorliegenden Arbeit erarbeitete Wissen vertiefen bzw. erweitern:

- ***Geschwindigkeitsverteilungsfunktion im Strangbereich II & III***

In diesen Strangbereichen, die Dendriten berühren sich in der Strangmitte und der Festkörpervolumenanteil ist kleiner als 80% (zero-strenght volume fraction), muss dem Festkörper eine Geschwindigkeitsabnahme vorgegeben werden. Im Bereich über 80% Festkörpervolumenanteil (Strangschale) gilt die Annahme, dass der Strang die Änderung der Oberflächengeometrie voll mitmacht und sich daher mit der Oberflächengeschwindigkeit bewegt. Im Bereich unter einem Festkörpervolumenanteil von 80% muss eine Geschwindigkeitsabnahme vorgegeben werden die sicherstellt, dass die Festkörpergeschwindigkeit von der Oberflächengeschwindigkeit (bei $f_c \geq 80\%$) bis zum Strangzentrum auf $v_{c,y} = 0$ abnimmt. In der vorliegenden Arbeit wurde, wie in Kapitel 3.4 gezeigt und in [MAYER 2009A] veröffentlicht, die Funktion

$$v_{c,y} = v_{c,y}^{Oberfläche} \cdot \left(1 - e^{-k \cdot (f_c - f_{c,symm})} \right) \quad (69)$$

verwendet. Wie besprochen, zeigen die Ergebnisse eine äußerst lokal begrenzte, positive Zentrumsseigerung (lediglich eine Zelle breit, auch bei Zellverfeinerung) mit einer daran angrenzenden, engen, negativen Seigerung. Zu überprüfen wäre nun der Einfluss des Vorfaktors k . Wie in Abbildung 122 ersichtlich, werden mit kleinerem Vorfaktor die Kurven flacher (gepunktete Linien), was eine weniger lokale also ausgeweiterte Zentrumsseigerung ergeben sollte. Problematisch könnte dabei allerdings der bei großen Zentrumsfestkörpervolumenanteilen ($f_{c,symm}$) werdende Geschwindigkeitssprung bei der Zero-Strength Festkörpervolumenkörperanteilslinie ($f_c = 80\%$) werden. Sollte dieser zu Divergenzen führen, könnte man Gleichung (69) etwas abwandeln:

$$v_{y,c} = v_{y,c}^{Oberfläche} \cdot \left(1 - e^{-k \cdot \frac{f_c - f_{c,symmetrie}}{(f_{c,0-strenght} - f_c)^n}} \right) \quad (70)$$

Das Ergebnis wären Geschwindigkeitsabnahmeprofile wie in Abbildung 179 (für $n = 0.25$) gezeigt.

Sinnvoll wäre also ein Variieren des Vorfaktors k bei entsprechender Wahl von n . Noch besser wäre eine thermo-mechanische Berechnung dieses Geschwindigkeitsfelds anstelle der Vorgabe eines festgelegten Festkörpergeschwindigkeitsfelds. Bei der thermo-mechanischen Berechnung könnte in einer 3D-Simulation auch auf die reale Führungsrollengeometrie (ausgenommene Rollen) eingegangen werden, da davon ausgegangen wird, dass die plastische Verformung damit weiter in die Strangmitte gebracht und somit der Effekt einer allfälligen Softreduktion verstärkt werden kann.

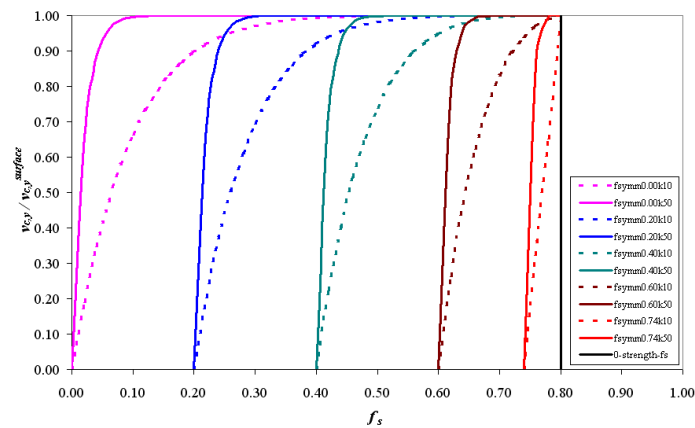


Abbildung 179: Geschwindigkeitsprofile bei unterschiedlichem Zentrumsvolumenanteil ($f_{symm} = 0\%$, 20% , 40% , 60% und 74%) und unterschiedlichem Vorfaktor k (50 bzw. 10). Ab einem Wert von $n = 0,25$, wie hier gezeigt, gibt es auch für $k = 10$ keinen Sprung mehr bei der 80% Festkörperanteilsgränze.

Erste Schritte in Richtung thermo-mechanischer Modellierung der Zweiphasengebietsverformung wurden, aufbauend auf die vorliegende Arbeit bereits unternommen [DOMITNER 2012].

- **Bulginghöhenabnahmefunktion**

Die Höhe der Ausbauchungen ist abhängig von der jeweiligen Strangschalendicke. Je dicker die Strangschale, desto mehr Widerstand bringt sie dem metallostatistischen Druck entgegen, die Ausbauchungshöhe wird kleiner. In der vorliegenden Arbeit nimmt die Höhe der Ausbauchung linear ab, wie in Abbildung 119 gezeigt. Dies stellt eine Vereinfachung dar, da die Höhe der Ausbauchung auch von den Materialkennwerten, welche ihrerseits temperaturabhängig sind, sowie der Geometrie der Stranggießanlage abhängt (Führungs- und Stützrollendurchmesser, Rollenabstände, Biege-/Gießradius, Anlagenhöhe, ...). Eine bessere Näherung schlägt Prof. Schwerdtfeger [SCHWERDTFEGGER 1992] vor. Die vorgeschlagene Gleichung berechnet dabei aus der Oberflächentemperatur T , dem Stützrollenabstand d , der Dichte der Schmelze ρ , der Erdbeschleunigung g , der metallostatistischen Höhe H und der Strangschalendicke s unter Zuhilfenahme der Eulerschen Zahl e die Strangschalen-ausbauchung y :

$$y = \frac{T^{7.757} \cdot d^{3.607} \cdot (\rho \cdot g \cdot H)^{0.891}}{e^{78.277} \cdot s^{2.065}} \quad (71)$$

Dies führt für die Stranggießanlage CC5 der VAS Linz unter Annahme eines bestimmten Oberflächentemperaturverlaufs (VAI) sowie der Strangschalendicke zu der schwarzen Linie in Abbildung 180 und der daraus bestimmten Näherung (rote Volllinie). Die in der vorliegenden Arbeit angenommene Umhüllende ist mit einer bei 0,8mm beginnenden, linear abnehmenden rot gepunkteten Linie angedeutet. Es ist zu erkennen, dass mit dieser Annahme die Strangausbauchung unterschätzt wird, die mit der neuen Modellannahme entstehende Makroseigerung also höher sein wird.

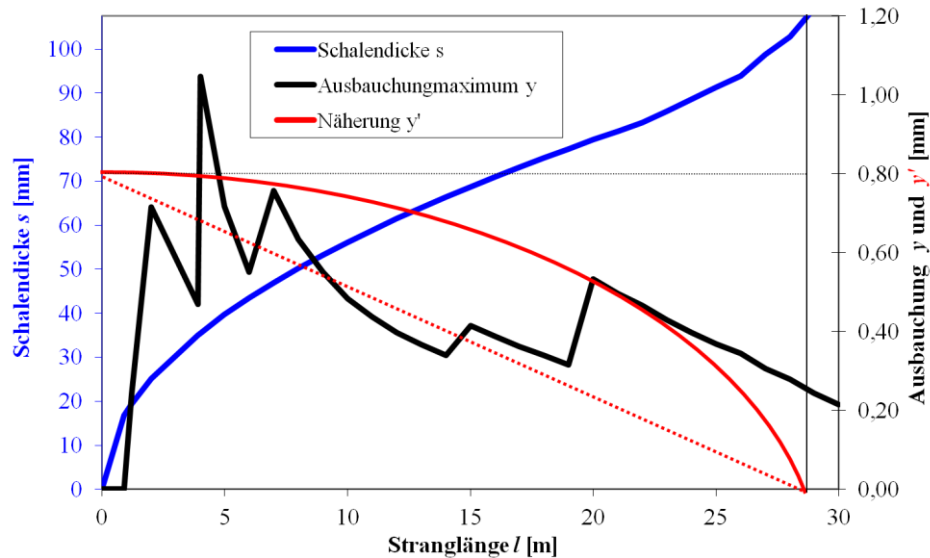


Abbildung 180: Aufgrund einer berechneten Oberflächentemperatur (VAI) und der mittels Wurzelgesetz berechneten Strangschalendicke mittels Gleichung (71) für die CC5 der VASL (variierende Stützrollenabstände, Gießradius) ermittelte Ausbauchungshöhenverlauf (schwarze Linie) sowie eine mögliche elliptische Näherung (rote Linie). Die rote, gepunktete, linear abnehmende Linie stellt die in der vorliegenden Arbeit angenommene Umhüllende dar.

- **Bessere Bulgingausformung => nicht sinusförmig**

Für die vorliegende Arbeit wird, wie in den Kapiteln 3.4, 4.4 und 4.5 gezeigt, mit regelmäßigen, sinusförmigen, symmetrischen Ausbauchungsformen gerechnet. Die Realität zeigt allerdings, dass es aufgrund von Kriechvorgängen unter dem ferrostatischen Druck zu unsymmetrischen Ausbauchungen kommt [SCHWERDTFEGER 1992, THOMAS 2002].

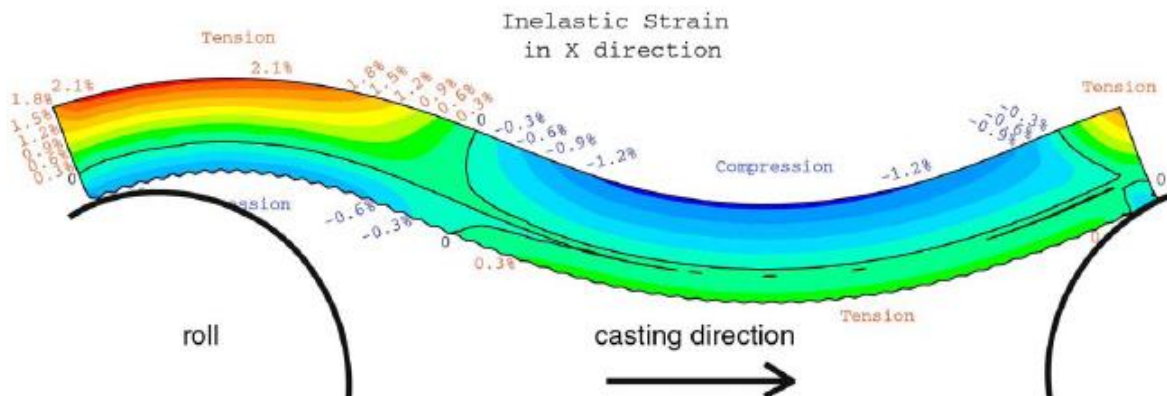


Abbildung 181: Inelastische Dehnungskontur an einem verzerrten Strangabschnitt zwischen zwei Führungsrollen (vergrößert) [THOMAS 2002].

Es wäre wünschenswert, diesen Effekt mit zu berücksichtigen, wobei eine weitere Modellannahme benötigt werden würde, in wieweit sich diese oberflächennahe Verformung ins Innere des Stranges fortsetzt (Geschwindigkeitsfeld des Festkörpers?).

- **Bessere Bulgingausformung => Missfit/Misalignment**

Mitberücksichtigung eines Misfit bzw. eines Misalignments, wie in **Abbildung 182** zu sehen, würde ebenfalls zu erhöhten Relativgeschwindigkeiten und somit Makroseigerungsentstehung führen.

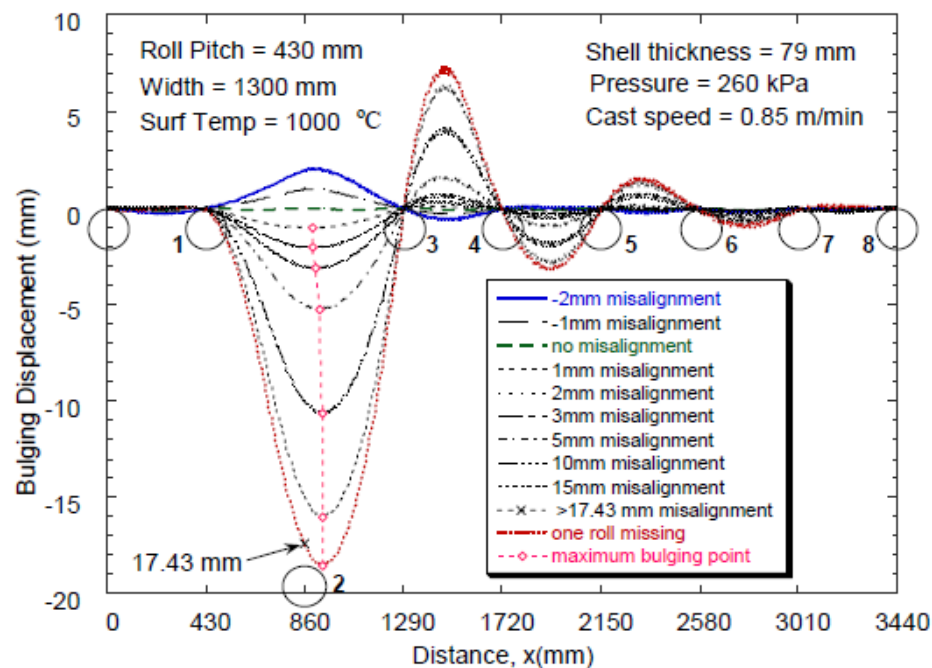


Abbildung 182: Auswirkung eine Führungsrollenschwankung (misalignment) auf die Ausbauchungsgeometrie bei Betrachtung von 8 Rollen [THOMAS 2002].

- **Equiaxiale (ungerichtete) Erstarrung**

In der vorliegenden Arbeit wurde neben der Schmelze (liquid Phase) auch der gerichtet erstarrende Festkörper (columnar phase) berechnet. Eine weitere Festkörpermorphologie sind die ungerichtet erstarrenden Dendriten (equiaxed phase). Hier gilt es das im Christian Doppler Labor für Mehrphasensimulation Modul III [ISHMUZIN 2008] implementierte Dreiphasenmodell zu adaptieren. Vor allem das Keimbildungsgesetz erscheint problematisch und auch der CET Teil ist für Stranggießen abzuändern, da der inkludierte "cell marking" Algorithmus von unbewegtem Festkörper ausgeht. Genaueres dazu kann [WU 2009A, WU 2009B] entnommen werden.

- **Ternäre Simulation => Validierung anhand der Mangankonzentrationsverteilung**

Der in [ISHMUZIN 2008, ISHMURZIN 2010] erarbeitete Modellansatz muss in den Quellcode eingearbeitet werden. Weiters muss das Dreistoffsystem Fe-C-Mn thermodynamisch erfasst und zur Verwendung tabelliert werden. Mit einem solchen Ergebnis kann danach eine Evaluierung mit den aus den Industriepartnerdaten mittels des MATLAB-Codes erarbeiteten Mn-Konzentrationsprofilen durchgeführt werden.

- **Bending - Parameterstudie zu thermaler und solutaler Konvektion**

Eine Gesamtstrangsimulation sollte angestrebt werden, um den Effekt der Strangbiegung zu untersuchen. Nicht nur die dadurch entstehende Strangschalendickenabhängigkeit, sondern vor allem die solutale sowie thermale Konvektion könnte so mit einbezogen werden. Dies wäre

auch für die equiaxiale Phase äußerst sinnvoll. Als erste Näherung wäre, so das Festkörpergeschwindigkeitsprofil nicht vollkommen geklärt werden kann eine Simulation mit gerader Stranggeometrie jedoch Änderungsfunktion der Schwerkrafttrichtung denkbar, was eine Parameterstudie zu thermaler und solutaler Konvektion ermöglichen würde. Erste Versuche mit einer geraden, horizontalen, kurzen (hier jedoch skaliert dargestellten) Geometrie wurden, jedoch mit fixem, vertikal wirkendem Schwerkraftvektor \vec{g} bereits durchgeführt. Die Ergebnisse können Abbildung 183 entnommen werden. Für eine bessere Aussage werden die Ergebnisse in Abbildung 184 symmetrisch skaliert dargestellt.

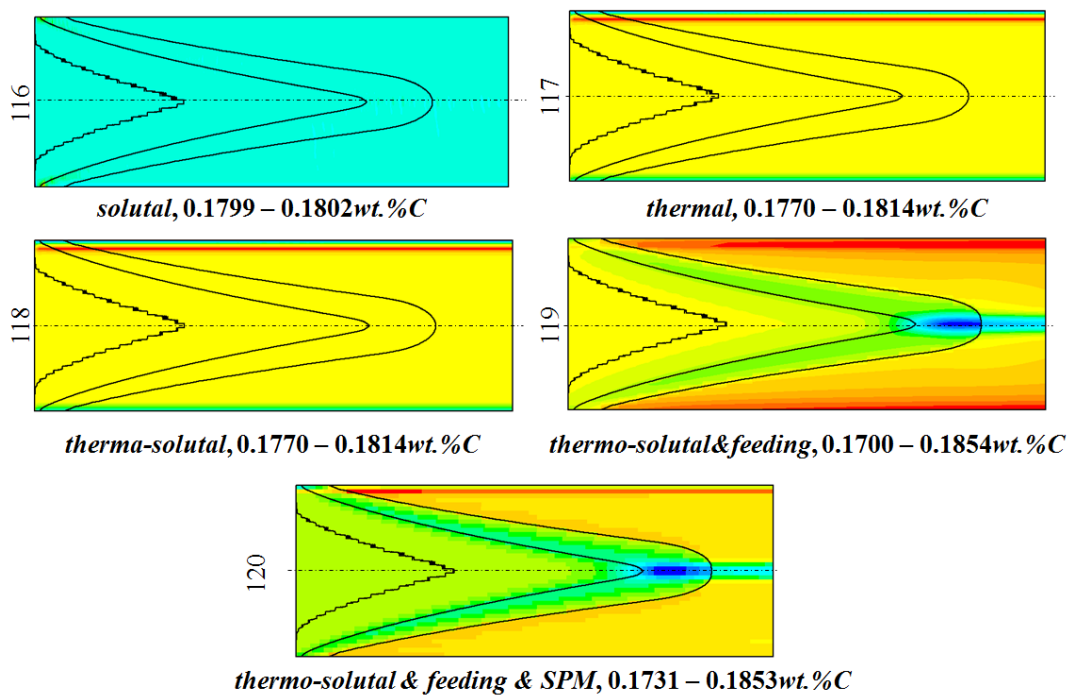


Abbildung 183: Ergebnisse der ersten Simulationen, die auch solutale sowie thermale Konvektion berücksichtigt (Maxima-Minima-Skalierung). Das SPM startet bei der letzten Simulation bei $f_{c,SPM} = 95\%$.

Die solutale Konvektion (Ergebnis der Simulation 116) hat für diese kurze, horizontale Geometrie mit dem verwendeten $\beta_C = 0,08935$ kaum eine Auswirkung auf die Makroseigerung ($\pm 0,0002 \text{ wt.\% C}$), obwohl angereicherte Schmelze in Richtung obere Strangoberfläche gebracht wird und am Weg dorthin eine positive Seigerung erzeugt. Die thermale Konvektion (Simulationsergebnisse 117) hat für die gegebene Geometrie mit dem verwendeten $\beta_T = 0,000343 \text{ K}^{-1}$ bereits mehr Auswirkung ($\pm 0,0035 \text{ wt.\% C}$), hat im Vergleich zur Nachspeisung ($\pm 0,01 \text{ wt.\% C}$) jedoch ebenfalls mäßige Bedeutung. Die thermale Konvektion bringt kältere, angereicherte Schmelze in Richtung untere Strangoberfläche. Dort wo diese Schmelze am Weg erstarrt, ergibt sich eine positive Seigerung (siehe positives Band in der oberen Stranghälfte mit negativer Seigerung der oberen Strangoberfläche). Das SPM minimiert ein wenig die Makroseigerung (Senkung von 0,190 auf 0,187) und bei Simulationen mit überarbeitetem UDSUB sind auch ohne SPM hohe Festkörperanteile realisierbar.

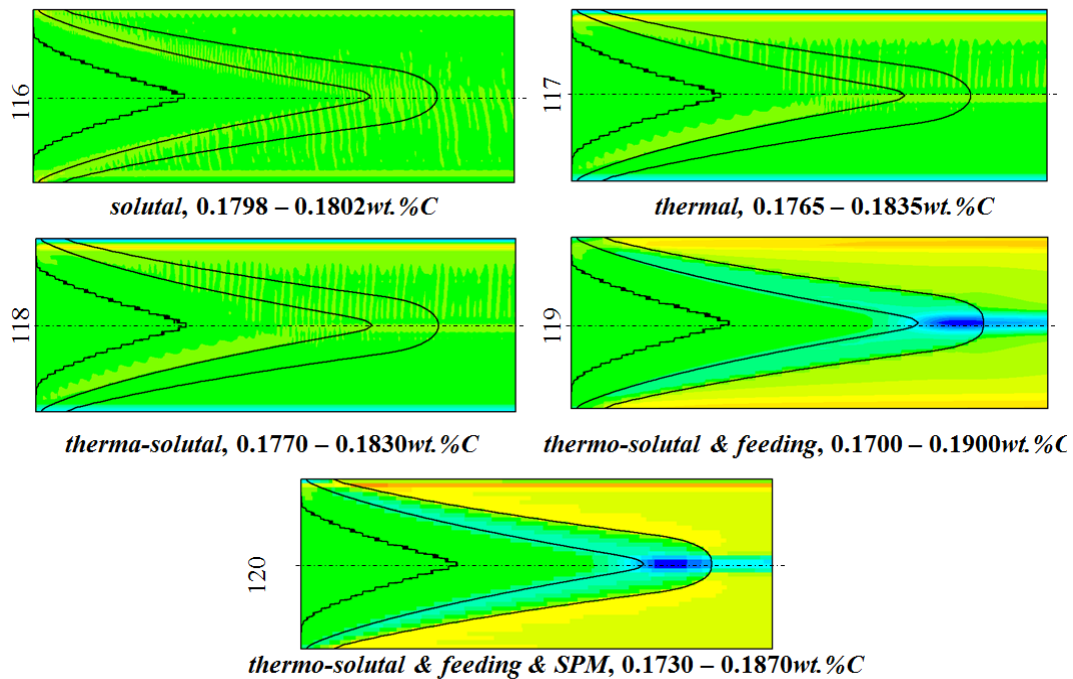


Abbildung 184: Ergebnisse der ersten Simulationen, die auch solutale sowie thermale Konvektion berücksichtigt (symmetrische Skalierung), wobei das SPM, wie auch bei der letzten Simulation, bei $f_{c,SPM} = 95\%$ startet.

- "Strangeinziehung" $\Rightarrow \rho_s(T)$

Würde der Effekt der temperaturabhängigen Festkörperdichte mit berücksichtigt werden, käme es zu einer Verringerung der Außenmaße der Bramme. Da die Brammenschale durch den ferrostatischen Druck aber gegen die Führungsrollen gedrückt wird und sich die Außengeometrie daher nicht ändert würde dieser Effekt zu einer Verstärkung der Nachspeisung sowie ggf. Schrumpfungsporositäten führen.

- *T-abhängige Materialkennwerte*

Es wäre zu untersuchen, wie sich die Berücksichtigung anderer Temperaturabhängigkeiten (z.B. Wärmeleitfähigkeit $\lambda_l(T)$, $\lambda_c(T)$) auf die Makroseigerung auswirkt.

- *Parameterstudie - Modellparameter & Netzabhängigkeit*

Es wäre zu untersuchen, wie sich die Änderung einiger Modellparameter (z.B. Primärdendritenarmabstand λ_l , Permeabilität, Drag-Gesetz,...) auf die Makroseigerungs-entstehung auswirkt. Um die positive Zentrumsseigerung besser verstehen zu können und um aussagekräftigere Ergebnisse zu erhalten sollte das verwendete Netz verfeinert werden. Sinnvoll erscheint dies vor allem im Strangzentrum. Sollten die Ressourcen es erlauben, wäre eine insgesamt feiner vernetzte Geometrie wünschenswert. Auch würde eine solche Studie die Netzabhängigkeit der Simulationsergebnisse ausschließen.

- **Parameterstudie - Gießparameter**

Es wären Parameterstudien durchzuführen, welche sich im Speziellen mit der Änderung von Führungsrollenabständen sowie -durchmesser, Randbedingungen (z.B. Kühlung = HTC's) und Gießgeschwindigkeit (metallurgischer Länge) und der damit entstehenden Änderung der Makroseigerung beschäftigt. Eine dahingehende Parameterstudie (z.B. Gießgeschwindigkeitsänderungen) wurde zwischenzeitlich vom SMMP-Lehrstuhl durchgeführt [DOMITNER 2014B].

- **Überarbeitung der Modellannahmen**

In der SMMP-Arbeitsgruppe wurde angedacht, das Modell zur Berechnung des Massentransferkoeffizienten zu verbessern, indem dieser mittels der Phasenfeldmethode "Phase Field Simulation" ermittelt wird.

- **Verbessertes Porenmodell**

Um die Zentrumsporosität (Schrumpfungs- als auch Gasporen) simulieren zu können, ist ein Porenmodell zu entwickeln und zu implementieren. Eventuell wäre dieses mit dem Druckfeld koppelbar auch wenn die in dieser Arbeit durchgeführten Simulationen gezeigt haben, dass das Druckfeld nicht immer stabil und stetig ist, da es eine "weiche" (leicht zu ändernde) Variable zur iterativen Lösungsfindung darstellt. Eine weitere Möglichkeit wäre die Implementierung des Niyama Kriteriums Ny :

$$Ny = \frac{G}{\sqrt{\dot{T}}} \quad (72)$$

Hierbei ist G der lokale Temperaturgradient und \dot{T} die lokale Kühlrate. Wie in Abbildung 185 zu sehen ist, steigt das Porenvolumen mit sinkendem Niyama-Kriterium, was zumindest für das Blockgießen sehr gute Übereinstimmungen mit der Realität ergibt. Dieses Porenmodell ist beispielsweise im Softwarepaket Magma⁵ (Magma Gießereitechnologie GmbH) umgesetzt.

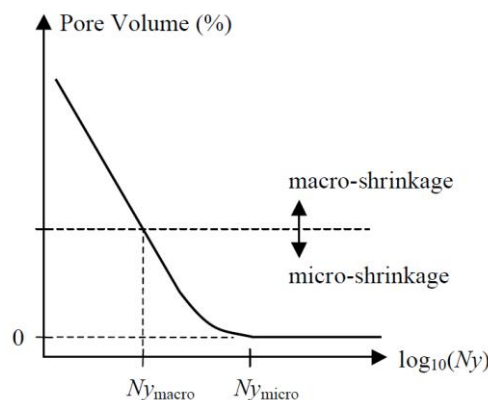


Abbildung 185: Zusammenhang des Niyama Kriteriums mit dem entstehenden Porenvolumen. [CARLSON 2008]

- **Fluid-Structure Interaction - FSI**

Da es eine Wechselwirkung zwischen der thermo-mechanischen Verformungssimulation mittels eines FEA-Programm (z.B. mit ABAQUS) und der Strömung bzw. dem ferrostatischen sowie dynamischen Druck der Strömungssimulation mittels eines CFD-Programms (z.B. FLUENT) gibt, sollte eine gekoppelte Simulation (z.B. mit MpCCI vom Fraunhofer Institut) stattfinden. Die Theorie einer solchen Kopplung ist in Abbildung 186 zu sehen.

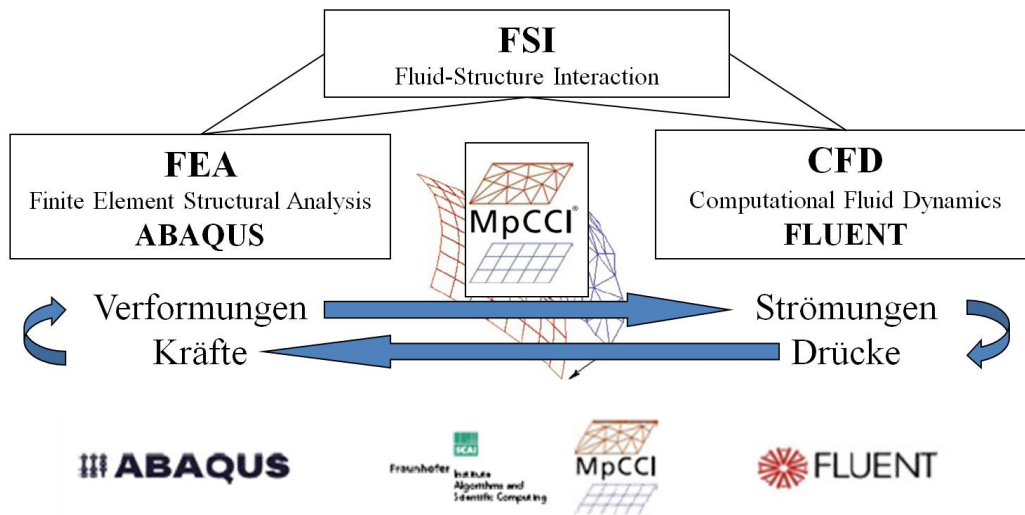


Abbildung 186: Theoretische Kopplung eines FEA-Simulations- mit einer CFD-Simulationsprogramm mit Hilfe der Kopplungssoftware MpCCI zum Datentransfer auch unterschiedlicher Netze.

Die Rechenwerte der Elemente bzw. Zellen der einen Simulation werden dabei mittels einer Kopplungssoftware (z.B. MpCCI) an die jeweils andere Simulation übergeben wo sie als Input-Größen dienen, auch wenn die beiden Netze verschieden sind. Eine allfällige Interpolation der Ergebnisse (damit diese auf das jeweils andere Netz "passen") übernimmt dabei ein Algorithmus der die Kopplungssoftware.

Literaturverzeichnis

- [ABSOLUTEUA 2014]* www.absoluteastronomy.com/topics/Scheil_equation (17.07.2014).
- [ALBERNY 1974]* R. Alberny, L. Bäcker, J.P. Birat, P. Gosselin, M. Wanin, *31th Electric Furnace Conf. Proc. 1973*, AIME, Cincinnati, OH, 1974, pp. 237–245.
- [ALBERNY 1975]* R. Alberny, L. Bäcker, J.P. Birat, P. Gosselin, M. Wanin, *Circ. Inform. Technol.* 32 (4) (1975), pp. 927–947.
- [AMBERG 2005] G. Amberg, J. Shiomi, *Fluid Dyn. Mater. Process.*, 1 (2005), pp.81-95.
- [BARGEL 2008]* H.J. Bargel, H. Hilbrans (2008), *Werkstoffkunde*. Springer (2008), ISBN 978-3540792963.
- [BECKERMANN 1993] C. Beckerman, R. Viskanta, *Appl. Mech. Rev.*, 46, 1993, pp. 1-27.
- [BECKERMANN 2002A] C. Beckermann, *Int. Mater. Rev.* 47 (2002), pp243-261.
- [BECKERMANN 2002B] C. Beckermann, *Purdue Heat Transfer Celebration*, West Lafayette, India (2002), pp.19-22.
- [BELLET 2006]** M. Bellet and V.D. Fachinotti, *McWASP XI (Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes)*, ed. C-A. Gandin and M. Bellet, Warrendale, PA, TMS (2006), pp.168-176.
- [BERNHARD 2009] C. Bernhard, Vorlesungsskriptum zu *Einführung in die Metallurgie des Stranggießens von Stahl*, Montanuniversität (2009).
- [BIRAT 1985]* J.P. Birat, M. Bobadilla, J.L. Jacquot, M. Martinot, J. Ruter, L. Backer, J.M. Bastian, *Continuous Casting Conference*, London, UK (1985), 18.1-12.
- [BIRD 2002] R.B. Bird, W.E. Steward, E.N. Lightfoot (2002), *Transport Phenomena*. John Wiley & Sons, ISBN 0-471-41077-2.
- [BOEHMSHOME 2010]* <http://www.boehmshome.de/> (19.07.2010).
- [BODE 2008]* O. Bode, K. Schwerdtfeger, H.G. Geck and F. Höfer, *Ironmaking and Steelmaking*, 25 (2008), pp.137-145.
- [CARLSON 2008] K.D. Carlson, C. Beckermann, *Proceedings of the 62nd SFSA Technical and Operating Conference*, Chicago, USA (2008).
- [CHIMANI 2008]* C. Chimani, K. Mörwald, J. Watzinger, F. Ramstorfer, S. Hahn, K. Hauser, K. Dittenberger, *Proc. of Continuous Casting Conference '08*, Linz, Österreich (2008).
- [DANTZIG 2008]* J. Dantzig, M. Rappaz (2009), *Solidification: Methods, Microstructure and Modeling*. EPFL Press-CRC Press, ISBN 978-0849382383.
- [DOMITNER 2010] J. Domitner, A. Kharicha, M. Grasser, A. Ludwig, *Steel Res. Int.*, 81 (2010) pp.644-651.
- [DOMITNER 2011] J. Domitner, M. Wu, F. Mayer, A. Ludwig, B. Kaufmann, J. Reiter, T. Schaden, *STEELSIM 2011 (4th Int. Conf. Simulation and Modeling in Metallurgical Processes in Steelmaking)*, Düsseldorf, Germany (2011), pp.6.1-8.
- [DOMITNER 2012] J. Domitner, J.M. Drezet, M. Wu, A. Ludwig, *MCWASP XIII (13th Modeling of Casting, Welding and Adv. Solidification Processes)* Schladming, Austria (2012), Eds.: A. Ludwig, M.

- Wu, A. Kharicha, IOP Conf. Series: *Mater. Sci. Eng.* 33 (2012), pp.1-8.
- [DOMITNER 2013] J. Domitner, A. Kharicha, M. Wu, A. Ludwig, *Metall. Mater. Trans. A*, 44 (2013), pp.607-616.
- [DOMITNER 2014A] J. Domitner, M. Wu, A. Kharicha, A. Ludwig, B. Kaufmann, J. Reiter, T. Schaden, *Metall. Mater. Trans. A*, 45 (2014), pp.1415-1434.
- [DOMITNER 2014B] J. Domitner, M. Wu, A. Ludwig, *Steel Res. Int.*, 85 (2014), pp.1-5.
- [DOMITNER 2014C]* J. Domitner, *Dissertation*, Leoben (2014).
- [ECK 2009] S. Eck, C. Pfeiler, F. Mayer, A. Ludwig, J.W. Evans: *Int. J. of Cast Met. R.* 22 (2009) pp.74-77.
- [ESKIN 2007]* D. G. Eskin, Q. Du, R. Nadella, A.N. Turchin, L. Kagerman, *Proc. of the 5th Dec. Int. Conf. on Solid. Proc.* (2007), pp. 437-441.
- [FACHINOTTI 2006] V.D. Fachinotti, S.L. Corre, N. Triolet, M. Bobadilla and M. Bellet, *Int. J. Numer. Math. Engng*, 67 (2006), pp.1341-1384.
- [FLEMINGS 1967] M.C. Flemings, G.E.Nereo, *TMS-AIME*, 239 (1967), pp.1449-1461.
- [FLEMINGS 1968A] M.C. Flemings, R. Mehrabian, G.E.Nereo, *TMS-AIME*, 242 (1968), pp.41-49.
- [FLEMINGS 1968B] M.C. Flemings, G.E.Nereo, *TMS-AIME*, 242 (1968), pp.50-55.
- [FLEMINGS 2000] M.C. Flemings, *ISIJ Intern.*, 40 (2000), pp.833-841.
- [FLUENT 2006A] *FLUENT Users Guide 6.3* (2006).
- [FLUENT 2006B] *FLUENT UDF Manual 6.3* (2006).
- [FORSTHUBER 2005]* interne Präsentation (VASD) zum 3. *Progress Meeting des CDL-Modul IV*.
- [GOLDBOOK 2013]* <http://goldbook.iupac.org/P04528.html> (24.07.2013).
- [GÖSSL 2011] W. Gössl, *Bachelorarbeit*, Leoben (2011).
- [GRASSER 2009] M. Grasser, F. Mayer, A. Ludwig: *Collected Proceedings TMS2009 138th Annual Meeting Exhibition* (2009) pp.47-54.
- [GRASSER 2009A] M. Grasser, A. Ishmurzin, F. Mayer, M. Wu, A. Ludwig, U. Hofmann, J. Riedle: *McWASP XII* (2009) pp.221-228.
- [GRILL 2004] R. Grill, R. Schimböck, C. Stachelberger, *Proc. of Continuous Casting and Hot-Rolling Conference'04*, Linz, Österreich (2004), pp.2.4.1-8.
- [GRUBER 2008A] M. Gruber-Pretzler, F. Mayer, A. Ishmurzin, L. Könözsy, M. Wu, A. Ludwig, *BHM*, 153 (2008) pp.253-256.
- [GRUBER 2008B]* M. Gruber-Pretzler, *Dissertation*, Leoben (2008).
- [GU 1999] J.P. Gu, C. Beckermann, *Met. Mater. Trans.* 30A (1999), pp.1357-1366.
- [HAIDA 1984] O. Haida, H. Kitaoka, Y. Habu, S. Kakihara, H. Bada, S. Shiraishi, *Transaction ISIJ*, 24 (1984) pp. 891-898.
- [HILLERT 2001] M. Hillert, *Journal of Alloys and Compounds*, 320 (2001), pp.161-176.
- [ILIE 2007] S. Ilie, H. Preßlinger, A. Schiefermüller, A. Pissenberger, P. Reisinger, *BHM*, 152 (2007) pp.227-231.
- [ISCHNER 2002] B. Ischner, R. Singer (2002) *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik*. Springer, 2002, ISBN 3-540-67451-9.
- [ISHMUZIN 2008] A. Ishmurzin, M. Gruber-Pretzler, F. Mayer, M. Wu, A. Ludwig, *Int. J. Mat. Res.*, 99 (2008) pp.618-625.
- [ISHMUZIN 2010]* A. Ishmurzin, *Dissertation*, Leoben (2010).

- [JACOBI 1991]* H. Jacobi, *Habilitationsschrift* an der TU Clausthal (1991).
- [JAVUREK 2006] M. Javurec, *Dissertation*, Linz (2006).
- [KAJITANI 2001] T. Kajitani, J.-M. Drezet and M. Rappaz, *Met. Mater. Trans.* 32A (2001), pp.1479-1491.
- [KOHTZ 1984]* D. Kohtz (1984), *Einführung in die Werkstoffkunde für Metallschweißer*. In: *Der Praktiker: das Magazin für Schweißtechnik und mehr. 1/1984*, DVS-Verlag, ISSN 0554-9965.
- [KÖNÖZSY 2007] L. Könözy, F. Mayer, A. Ishmurzin, M. Wu, A. Ludwig, R. Tanzer, W. Schützenhöfer: *STEELSIM 2007 (2nd Int. Conf. of Simulation & Modeling of Metallurgical Processes in Steelmaking)*, eds. A. Ludwig, Seggau (2007), pp. 126-132.
- [KROPF 2004] A. Kropf, *Proc. of Continuous Casting and Hot-Rolling Conference'04*, Linz, Österreich (2004) pp.2.3.1-4.
- [KURZ 1998] W. Kurz, D.J. Fisher (1998), *Fundamentals of Solidification*. Enfield Publishing&Distribution Company, ISBN 0-878-49804-4.
- [LAN 2005] C.W. Lan, B.C. Yeh, *Fluid Dyn. Mater. Proc.*, 1 (2005) pp.33-44.
- [LEE 2000] J.D. Lee, C.H. Yim, *ISIJ Int.*, 40 (2000), pp.765-770.
- [LESOULT 2005]* G. Lesoult, *Mater. Sci. Eng. A.*, 413-414 (2005), pp.19-29.
- [LUDWIG 2002] A. Ludwig, M. Wu, *Metall. Mater. Trans.*, 33A (2002), pp.3673-3683.
- [LUDWIG 2005A] A. Ludwig, M. Wu, *Mater. Sci. Eng. A*, 413-414 (2005), pp.109-114.
- [LUDWIG 2005B] A. Ludwig, M. Gruber-Pretzler, F. Mayer, A. Ishmurzin, M. Wu, *Mat. Sci. Eng. A*, 413-414 (2005), pp.485-489.
- [LUDWIG 2006] A. Ludwig, M. Gruber-Pretzler, M. Wu, A. Kuhn, J. Riedle, *Int. J. Fluid Dynamic Materials Processing*, 1 (2006), pp.285-300.
- [LUDWIG 2007]* A. Ludwig, A. Ishmurzin, M. Gruber-Pretzler, F. Mayer, M. Wu, R. Tanzer and W. Schützenhöfer: *Proc. of the 5th Dec. Int. Conf. on Solidification Processing (SP07)*, ed. H. Jones. Padstow, Sheffield, UK (2007), pp.493-496.
- [MAYR 2007]* *persönliche Kommunikation*, VOEST-ALPINE Stahl Linz GmbH.
- [MAYER 2007A] F. Mayer, *Diplomarbeit*, Leoben (2007).
- [MAYER 2007B] F. Mayer, M. Gruber-Pretzler, L. Könözy, M. Wu, A. Ludwig, *STEELSIM 2007 (2nd Int. Conf. Modeling of Steelmaking)*, eds. A. Ludwig, Seggau (2007), pp.265-270.
- [MAYER 2009A] F. Mayer, M. Wu, A. Ludwig, *McWASP XII (Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes)*, ed. S.L. Cockcroft, D.M. Maijer (2009), pp.279-286.
- [MAYER 2009B] F. Mayer, M. Wu, A. Ludwig, *STEELSIM 2009 (3rd Int. Conf. Modeling of Steelmaking)*, eds. A. Ludwig, Leoben (2009), pp.247-252.
- [MAYER 2010] F. Mayer, M. Wu, A. Ludwig: *Steel Res. Int.*, 81 (2010), pp.660-667.
- [MIYAZAWA 1981] K. Miyazawa, K. Schwerdtfeger, *Arch. Eisenhüttenwes.*, 52 (1981), pp.415-422.
- [OGIBAYASHI 1991] S. Ogibayashi, M. Kobayashi, M. Yamada, T. Mukai, *ISIJ Intern.*, 31 (1991), pp.1400-1407.
- [PFEILER 2008]* C. Pfeiler, *Dissertation*, Leoben (2008).

- [PRESSLINGER 2004]* H. Preßlinger, M. Mayr, E. Tragl, und C. Bernhard, *Proc. 1st Chinese-German Metallurgy Seminar on Fundamentals of Iron and Steel-making*, Beijing/China (2004), pp.196-214.
- [PRESSLINGER 2005]* H. Preßlinger, S. Ilie, A. Schiefermüller, A. Pissenberger, E. Parteder, C. Bernhard. *Proc. 12th ISIJ-VDEh-Seminar*, Kitakyushu (2005), pp.125-134.
- [PRESSLINGER 2006] H. Preßlinger, S. Ilie, P. Reisinger, A. Schiefermüller, A. Pissenberger, E. Parteder, S. Bernhard, *ISIJ Intern.*, 46 (2006), pp.1845-1851.
- [RAPPAZ 1987A]* M. Rappaz, P. Thevoz, *Acta Metall.*, 35 (1987), pp.1487-1485.
- [RAPPAZ 1987B] M. Rappaz, P. Thevoz, *Acta Metall.*, 35 (1987), pp.2929-2933.
- [RAPPAZ 1990] M. Rappaz, V. Voller, *Metall. Mater. Trans.*, 21A (1990), pp. 749-753.
- [RAPPAZ 2003]* M. Rappaz, M. Bellet, M. Deville (2003) *Numerical Modeling in Materials Science and Engineering*. Springer Verlag ISBN 3-540-42676-0.
- [REISINGER 2004]* *persönlich Kommunikation*, VOEST-ALPINE Stahl Linz GmbH.
- [REDDY 1997] A.V. Reddy, C. Beckermann, *Metall. Mater. Trans.*, 28B (1997), pp.479-489.
- [RIDOLFI 2008] M.R. Ridolfi, A. De Vito, L.Ferro, *Metall. Mater. Trans.*, 39B (2008), pp.581-592.
- [ROYMECH 2013]* www.roymech.co.uk/Useful_Tables/Matter/Phase_diagram.html (24.07.2013).
- [ROUSSET 1995] P. Rousset, M. Rappaz, B. Hannart, *Metall. Mater. Trans.*, 26A (1995), pp.2349-2358.
- [RUNG 2002] T. Rung, L. Xue, J. Yan, M. Schatz, F. Thiele, Vorlesungsskriptum zu *Numerische Methoden der Thermo- und Fluid-dynamik*, TU Berlin (2002).
- [SCHWERDTFEGER 1992]* K. Schwerdtfeger (1992), *Metallurgie des Stranggießens*. Stahleisen Verlag, Düsseldorf, ISBN 3-514-00350-5.
- [SAUNDERS 1998] N. Saunders, A.P. Miodownik (1998) *Calphad - Calculation of Phase Diagrams*, Pergamon Materials Series Elsevier Science Ltd, Oxford, ISBN 0-08-0421296.
- [SORMANN 2009]* *pers. Kommunikation*, VOEST-ALPINE Stahl Donawitz GmbH.
- [STAHLFIBEL 2002]* *Stahlfibel*, Stahleisen GmbH, Düsseldorf, ISBN 3-514-00700-4.
- [SUNDMAN 1985] B. Sundman, B. Jansson, J.O. Andersson, *Calphad*, 9 (1985), pp.153-190.
- [TATE 1982]* M. Tate, A. Masui, S. Komori, M. Ishiguro, K. Murakami, S. Miyahara, *Nippon Kokan Technical Report (Giho) Overseas*, 36 (1982), pp.65-77.
- [THERMOCALC 2008] *ThermoCalc Users Guide* (2008).
- [THOMAS 2002] B.G. Thomas, *Electric Furnace Conf. Proc. ISS*, 59 (2002), pp.3-30.
- [UNI-FREIBURG 2011]* www.imtek.uni-freiburg.de/simulation/mathematica/IMSweb/imsTOC/Lectures_and_Tips/Simulation_I/HTMLLinks/FVM_introDocu_1.html (21.07.2011)
- [VOLLER 1989] V.R. Voller, A.D. Brent, C. Prakash, *Inter. J. Heat Mass Transfer*, 32 (1989), pp. 1719-1731.
- [VREEMAN 2000A] J.C. Vreeman, M.J.M. Krane, F.P. Incropera, *Inter. J. Heat Mass Transfer*, 38 (2000), pp.677-686.

- [VREEMAN 2000B] J.C. Vreeman, F.P. Incropera, *Inter. J. Heat Mass Transfer*, 43 (2000), pp.687-704.
- [WANG 2006] W. Wang, Dissertation, RWTH Aachen (2006)
- [WU 2003A] M. Wu, A. Ludwig, A. Bührig-Polaczek, M. Fehlbier, P.R. Sahm, *Inter J. Heat Mass Transfer*, 46 (2003), pp.2819-2832.
- [WU 2003B] M. Wu, A. Ludwig, *Adv. Eng. Mater.*, 5 (2003), pp.62-66.
- [WU 2006] M. Wu, A. Ludwig, *Metall. Mater. Trans.*, 37A (2006), pp.1613-1631.
- [WU 2007] M. Wu, A. Ludwig, *Metall. Mater. Trans.*, 38A (2007), pp.1465-1475.
- [WU 2008]* M. Wu, *Habilitationsschrift* an der MUL (2008).
- [WU 2009A] M. Wu, A. Ludwig, *Acta Mater.*, 57 (2009), pp.5621-5631.
- [WU 2009B] M. Wu, A. Ludwig, *Acta Mater.*, 57 (2009), pp.5632-5644.
- [WU 2011] M. Wu, J. Domitner, F.Mayer, A. Ludwig, *STEELSIM 2011 (4th Int. Conf. Simulation and Modeling in Metallurgical Processes in Steelmaking)*, Düsseldorf, Germany (2011), pp.4.1-11.
- [WU 2012] M. Wu, J. Domitner, A. Ludwig, *Metall. Mater. Trans.*, 43A (2012), pp.945-964.
- [YIM 1996] C.H. Yim, J.K. Park, B. D. You, S.M. Yang, *ISIJ Intern.*, 36 *Supplement* (1996), pp.231-234.

* Quelle liegt der Dissertation am Datenträger nicht bei

Anhang

Anhang 1: FLUENT-Quellcode (UDSub)

Anhang 2: Implementierung in FLUENT

Anhang 3: MATLAB-Code

Anhang 4: Veröffentlichungen des Autors

Anhang 5: Lebenslauf (CV) des Autors

Anhang 1: FLUENT-Quellcode (UDSub)

Der Code besteht aus mehreren Teilen. So kann individuell ausgewählt werden welche Teil verwendet werden sollen und man kann punktgenau Änderungen durchführen ohne den Gesamtcode abändern zu müssen. Kernstück ist der hier nicht veröffentlichten "Backbone"-Code. Die Materialdaten werden in einer Header-Datei (*.h) vorgegeben, allfällige in FLUENT zu koppelnde Randbedingungen in *.c-Dateien.

Auf die Datei "unified-code_material_data_SPM_St52.h" wird im Backbone-Code verwiesen. Dieses File ist hier für den Fall mit Feeding abgedruckt, gefolgt von einem *.c-File für Randbedingungen (für den Fall mit Bulging).

zugehörigen "Header"-Datei (*.h) für Materialdaten:

```

1 /*-----*/
2 /* SETTINGS & MATERIAL DATA */
3 /*-----*/
4 /*-----*/
5 /* GLOBAL VARIABLES */
6 /*-----*/
7 int Iteration_Step = 0;
8 int Max_Iteration_per_Time_Step = 0;
9 int Controlled_Time_Step = 1;
10 int ITERATION_CRITERION = 0;
11 /*-----*/
12 /* SETTINGS FOR DIFFERENT SIMULATIONS */
13 /*-----*/
14 #define FLUENT_SIMULATION_TYPE 2
15 /* '2' TWO-DIMENSIONAL OR AXISYMMETRICAL OR SYMMETRICAL SIMULATION */
16 /* '3' THREE-DIMENSIONAL SIMULATION */
17 #define FLUENT_SIMULATION_TYPE_AXISYMMETRICAL_OR_SYMMETRICAL 1
18 /* '0' THE SIMULATION IS NOT AXISYMMETRICAL OR NOT SYMMETRICAL */
19 /* '1' THE SIMULATION IS AXISYMMETRICAL OR SYMMETRICAL */
20 #define FLUENT_NUMBER_OF_PHASES 2
21 /* '2' TWO-PHASE EULERIAN-EULARIAN MODEL */
22 /* '3' THREE-PHASE EULERIAN-EULARIAN MODEL */
23 #define FLOW_UNSTEADY_TERM_CONTROL 0
24 /* '0' THE FLOW (UNSTEADY TERM OF THE n-EQUATION) IS SWITCHED OFF */
25 /* '1' THE FLOW (UNSTEADY TERM OF THE n-EQUATION) IS SWITCHED ON */
26 #define FLOW_CONVECTIVE_TERM_CONTROL 0
27 /* '0' THE FLOW (CONVECTIVE TERM OF THE n-EQUATION) IS SWITCHED OFF */
28 /* '1' THE FLOW (CONVECTIVE TERM OF THE n-EQUATION) IS SWITCHED ON */
29 #define SOLIDIFICATION_CONTROL 2
30 /* '2' SOLIDIFICATION FOR BINARY SYSTEM */
31 /* '3' SOLIDIFICATION FOR TERNARY SYSTEM */
32 #define SOLIDIFICATION_TYPE 1
33 /* '1' COLUMNAR SOLIDIFICATION */
34 /* '2' EQUIAXED SOLIDIFICATION & MONOPHASE SIMULATION */
35 /* '3' 3-PHASE (CET) SOLIDIFICATION */
36 #define MONOPHASE_SIMULATION 0
37 /* '0' THE MONOPHASE SIMULATION IS SWITCHED OFF */
38 /* '1' THE MONOPHASE SIMULATION IS SWITCHED ON */
39 #define COLUMNAR_ARRANGEMENT 2
40 /* '1' ALIGNED ARRANGEMENT OF COLUMNAR DENDRITES */
41 /* '2' HEXAGONAL (STRAGGERED) ARRANGEMENT OF COLUMNAR DENDRITES */
42 #define TIP_TRACKING_CONTROL 0
43 /* '0' THE TIP TRACKING ALGORITHM IS SWITCHED OFF */
44 /* '1' THE TIP TRACKING ALGORITHM IS SWITCHED ON */
45 #define REMELTING_CONTROL 0
46 /* '0' THE REMELTING OPTION IS SWITCHED OFF */

```

```

47 /* '1' THE REMELTING OPTION IS SWITCHED ON */
48 #define NUCLEATION_CONTROL 0
49 /* '0' NEGATIVE NUCLEATION IS NOT ALLOWED */
50 /* '1' NEGATIVE NUCLEATION IS ALLOWED */
51 #define EUTECTIC_COMPOSITION_CONTROL 0
52 /* '0' THE EUTECTIC TEMPERATURE AND CONCENTRATION ARE NOT CONSIDERED */
53 /* '1' THE EUTECTIC TEMPERATURE AND CONCENTRATION ARE CONSIDERED */
54 #define THERMAL_CONVECTION_CONTROL_L 0
55 /* '0' THE THERMAL CONVECTION (LIQUID PHASE) IS SWITCHED OFF */
56 /* '1' THE THERMAL CONVECTION (LIQUID PHASE) IS SWITCHED ON */
57 #define SOLUTAL_CONVECTION_CONTROL_L 0
58 /* '0' THE SOLUTAL CONVECTION (LIQUID PHASE) IS SWITCHED OFF */
59 /* '1' THE SOLUTAL CONVECTION (LIQUID PHASE) IS SWITCHED ON */
60 #define SOLUTAL_CONVECTION_CONTROL_L_ALPHA 0
61 /* '0' THE SOLUTAL CONVECTION (LIQUID-ALPHA ELEMENT) IS SWITCHED OFF */
62 /* '1' THE SOLUTAL CONVECTION (LIQUID-ALPHA ELEMENT) IS SWITCHED ON */
63 #define SOLUTAL_CONVECTION_CONTROL_L_BETA 0
64 /* '0' THE SOLUTAL CONVECTION (LIQUID-BETA ELEMENT) IS SWITCHED OFF */
65 /* '1' THE SOLUTAL CONVECTION (LIQUID-BETA ELEMENT) IS SWITCHED ON */
66 #define SEDIMENTATION_CONTROL_E 0
67 /* '0' THE SEDIMENTATION FOR EQUIAXED PHASE IS SWITCHED OFF */
68 /* '1' THE SEDIMENTATION FOR EQUIAXED PHASE IS SWITCHED ON */
69 #define ADDITIONAL_FORCES_CONTROL_L_U_MOMENTUM_SOURCE 0
70 /* '0' THE ADDITIONAL FORCES IN THE LIQUID U-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED OFF */
71 /* '1' THE ADDITIONAL FORCES IN THE LIQUID U-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED ON */
72 #define ADDITIONAL_FORCES_CONTROL_L_V_MOMENTUM_SOURCE 0
73 /* '0' THE ADDITIONAL FORCES IN THE LIQUID V-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED OFF */
74 /* '1' THE ADDITIONAL FORCES IN THE LIQUID V-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED ON */
75 #define ADDITIONAL_FORCES_CONTROL_L_W_MOMENTUM_SOURCE 0
76 /* '0' THE ADDITIONAL FORCES IN THE LIQUID W-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED OFF */
77 /* '1' THE ADDITIONAL FORCES IN THE LIQUID W-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED ON */
78 #define ADDITIONAL_FORCES_CONTROL_E_U_MOMENTUM_SOURCE 0
79 /* '0' THE ADDITIONAL FORCES IN THE EQUIAXED U-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED OFF */
80 /* '1' THE ADDITIONAL FORCES IN THE EQUIAXED U-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED ON */
81 #define ADDITIONAL_FORCES_CONTROL_E_V_MOMENTUM_SOURCE 0
82 /* '0' THE ADDITIONAL FORCES IN THE EQUIAXED V-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED OFF */
83 /* '1' THE ADDITIONAL FORCES IN THE EQUIAXED V-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED ON */
84 #define ADDITIONAL_FORCES_CONTROL_E_W_MOMENTUM_SOURCE 0
85 /* '0' THE ADDITIONAL FORCES IN THE EQUIAXED W-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED OFF */
86 /* '1' THE ADDITIONAL FORCES IN THE EQUIAXED W-MOMENTUM EQUATION ARE SWITCHED ON */
87 #define MARAGONI_FORCE_CONTROL 0
88 /* '0' THE MARAGONI FORCE IS SWITCHED OFF */
89 /* '1' THE MARAGONI FORCE IS SWITCHED ON */
90 /* use 1 in the next line ONLY for BINARY-ONLY COLUMNAR CASE */
91 /* SOLIDIFICATION_CONTROL 2 and SOLIDIFICATION_TYPE 1 !!!!! */
92 /* all other cases are just in preparation!! */
93 #define SIMPLIFIED_POROSITY_MODEL_CONTROL 1
94 /* '0' THE SimplifiedPorosityModel IS SWITCHED OFF */
95 /* '1' THE SimplifiedPorosityModel IS SWITCHED ON */
96 #define FIX_LIQUID_VELOCITY_OVER_COLUMNAR_FRACTION_FOR_ZERO_REL_VEL 1
97 /* '0' OFF */
98 /* '1' ON */
99 /*-----*/
100 /* SETTINGS FOR THE TIP TRACKING ALGORITHM */
101 /*-----*/
102 #define MECHANICAL_TIP_BLOCKING 0
103 /* '0' THE MECHANICAL TIP BLOCKING FOR TIP TRACKING IS SWITCHED OFF */
104 /* '1' THE MECHANICAL TIP BLOCKING FOR TIP TRACKING IS SWITCHED ON */
105 #define CELL_MARKER_TEST_FOR_TIP_TRACKING 0
106 /* '0' THE CELL MARKER TEST FOR TIP TRACKING IS SWITCHED OFF */
107 /* '1' THE CELL MARKER TEST FOR TIP TRACKING IS SWITCHED ON */
108 #define NO_WALL_ID 6
109 /* WALL_ID WHERE THE COLUMNAR YELLOW CELL MARKERS ARE NOT CONSIDERED */
110 /*-----*/
111 /* CELL MARKER DEFINITIONS FOR THE TIP TRACKING ALGORITHM */
112 /*-----*/
113 #define WHITE 0 /* CELLS WHERE ARE NOT COLUMNAR SOLIDIFICATION */
114 #define YELLOW 1 /* CELLS WHERE ARE THE DENDRITE TIPS GROWING */
115 #define RED 2 /* CELLS FOR MODELLING THE MUSH */
116 /*-----*/
117 /* PERMEABILITY COEFFICIENTS FOR THE DRAG FORCES */
118 /*-----*/
119 #define KC_BK_PERMEABILITY_COEFF_E_TO_L 1.0e+1
120 #define KC_BK_EMPIRICAL_FACTOR_E_TO_L 1.0
121 #define WB_CRITERION_DRAG_COEFF_E_TO_L 0.3
122 #define WB_PERMEABILITY_COEFF_E_TO_L 1.0e+0
123 #define WB_EMPIRICAL_FACTOR_E_TO_L 0.75
124 #define BK_PERMEABILITY_COEFF_C_TO_L 6.0e-4
125 #define BK_PERMEABILITY_LIMIT_C_TO_L 1.0e-18
126 #define BK_EMPIRICAL_FACTOR_C_TO_L 1.0
127 #define SB_PERMEABILITY_COEFF_C_TO_L 2.8e-9
128 #define SB_PERMEABILITY_LIMIT_C_TO_L 1.0e-14
129 #define SB_EMPIRICAL_FACTOR_C_TO_L 1.0
130 #define EPSILON_DRAG_COEFF_C_TO_E 5.0e-2
131 #define PARABOLA_PARAMETER_C_TO_E 1.0e-4
132 #define INFINITE_COEFFICIENT 1.0e+12
133 /*-----*/
134 /* PARAMETERS FOR MATERIAL PROPERTIES */
135 /*-----*/
136 #define RHO_LIQUID 7027.0 /* DENSITY OF THE LIQUID PHASE (kg/m^3) */
137 #define RHO_EQUIAXED 7027.0 /* DENSITY OF THE EQUIAXED PHASE (kg/m^3) */
138 #define RHO_COLUMNAR 7324.0 /* 7324.0 */ /* DENSITY OF THE COLUMNAR PHASE (kg/m^3) */

```



```

139 #define DIFF_COEFF_L 2.0e-8 /* DIFFUSION COEFFICIENT OF THE LIQUID PHASE (m^2/s) */
140 #define GIBBS_THOMSON_GAMMA 2.9e-7 /* GIBBS-THOMSON COEFFICIENT (Km) */
141 #define SOLIDIFICATION_CRITERION_L 1.0e-3
142 /* SPM */
143 #define COLUMNAR_FRACTION_FOR_NEW_SOLID_DENSITY_CALCULATION 0.8
144 /* bringing relative velocity to zero */
145 #define COLUMNAR_FRACTION_FOR_ZERO_REL_VEL 0.8
146 #define L 256476.0 /* LATENT HEAT OF THE MATERIAL (J/kg) */
147 #define H_STAR 1.0e+9 /* VOLUME HEAT TRANSFER COEFFICIENT (W/m^3*K) */
148 /*-----*/
149 /* COEFFICIENTS FOR THE BOUSSINESQ APPROACH */
150 /*-----*/
151 #define GRAVITY_X 0.0 /* GRAVITY FORCE IN THE X-DIRECTION (m/s^2) */
152 #define GRAVITY_Y 0.0 /* GRAVITY FORCE IN THE Y-DIRECTION (m/s^2) */
153 #define GRAVITY_Z 0.0 /* GRAVITY FORCE IN THE Z-DIRECTION (m/s^2) */
154 #define RHO_L_REF 7027.0 /* DENSITY DIFFERENCE BETWEEN THE LIQUID AND SOLID PHASE (kg/m^3) */
155 #define beta_T 0.000343 /* THERMAL EXPANSION COEFFICIENT (1/K) */
156 #define beta_c 0.08935 /* SOLUTAL EXPANSION COEFFICIENT (1) */
157 #define delta_RHO (real) (RHO_COLUMNAR-RHO_LIQUID) /* DENSITY DIFFERENCE BETWEEN THE LIQUID AND SOLID PHASE (kg/m^3) */
158 /*-----*/
159 /* BINARY PHASE DIAGRAM INFORMATION */
160 /*-----*/
161 #define k 0.36 /* SOLUTE PARTITIONING COEFFICIENT AT THE S/L INTERFACE (1) */
162 #define m -11666.67 /* SLOPE OF THE LIQUIDUS LINE (K) */
163 #define Cref 0.0018 /* REFERENCE/INITIAL CONCENTRATION (kg/kg) */
164 #define Tf 1811.0 /* THE TEMPERATURE OF THE MELTING POINT (K) */
165 #define T_LIQUIDUS (real) (Tf+m*Cref) /* THE TEMPERATURE OF THE LIQUIDUS CURVE/LINE (K) AT Cref */
166 #define T_SOLIDUS (real) (Tf+(m/k)*Cref) /* THE TEMPERATURE OF THE SOLIDUS CURVE/LINE (K) */
167 #define Tref T_LIQUIDUS /* REFERENCE TEMPERATURE (K) */
168 #define CE 0.043 /* EUTECTIC CONCENTRATION (kg/kg) */
169 #define TE (real) ((m*CE)+Tf) /* EUTECTIC TEMPERATURE (K) */
170 /*-----*/
171 /* PARAMETERS FOR COLUMNAR SOLIDIFICATION */
172 /*-----*/
173 #define lambda_1 1.0e-3 /* PRIMARY ARM SPACE OF THE COLUMNAR DENDRITE TRUNK (m) */
174 #define MINIMAL_DC 1.0e-6 /* MINIMUM DIAMETER OF THE COLUMNAR DENDRITE TRUNK (m) */
175 #define MINIMAL_TIP_LENGTH 1.0e-6 /* MINIMUM LENGTH OF THE COLUMNAR DENDRITE TIP (m) */
176 /*-----*/
177 /* PARAMETERS FOR EQUIAXED SOLIDIFICATION */
178 /*-----*/
179 #define MINIMUM_GRAIN_DENSITY 1.0e+6 /* MINIMUM NUMBER OF THE EQUIAXED GRAINS (1/m^3) */
180 #define MINIMAL_DE 5.75e-6 /* MINIMUM DIAMETER OF THE EQUIAXED GRAIN (m) */
181 #define CRITICAL_DE 5.0e-6 /* CRITICAL DIAMETER OF THE EQUIAXED GRAIN (m) */
182 #define GMI_ALLOW 1.0e+10 /* MINIMUM NUMBER OF THE GRAINS (1/m^3) */
183 #define PACKING_LIMIT_FOR_EQUIAXED_GRAIN 0.637
184 #define PACKING_LIMIT_FOR_FREE_MOVING_EQUIAXED_GRAIN 0.2
185 #define FACTOR_FOR_NO_MOVING_EQUIAXED_GRAIN 1.0e+5
186 #define T_MONOPHASE_OVERHEATING 4.0 /* MONOPHASE OVERHEATING FOR REMELTING (K) */
187 /*-----*/
188 /* NUCLEATION PARAMETERS */
189 /*-----*/
190 #define nmax 5.0e+12 /* MAXIMUM EQUIAXED GRAIN DENSITY (1/m^3) */
191 #define delta_Tsigma 8.0 /* GAUSSIAN DISTRIBUTION WIDTH OF NUCLEATION LAW (K) */
192 #define delta_TN 20.0 /* UNDERCOOLING FOR MAXIMUM GRAIN PRODUCTION RATE (K) */
193 /*-----*/
194 /* PARAMETERS FOR THE CET MODEL */
195 /*-----*/
196 #define TIP_BLOCK_CET_L 0.51 /* MECHANICAL TIP BLOCK CRITERION BY J. HUNT */
197 #define VTIP_EMPIRICAL_PARAMETER 7.5e+1 /* EMPIRICAL PARAMETER FOR COMPUTING THE TIP VELOCITY */
198 /*-----*/
199 /* PARAMETERS FOR MONOPHASE SIMULATION */
200 /*-----*/
201 #define DIFF_COEFF_BI 1.1e-8 /* DIFFUSION COEFFICIENT OF THE BISMUT PHASE (m^2/s) */
202 #define DTCD 0.94 /* SOLUTE PARTITIONING AT THE L/S INTERFACE (1) */
203 #define DSTDT -0.00009 /* MARAGONI PARAMETER (N/m/K) */
204 /*-----*/
205 /* DYNAMIC VISCOSITY PARAMETERS FOR MONOPHASE SIMULATION */
206 /*-----*/
207 #define DYNAMIC_VISCOSITY_L 9.4e-4 /* DYNAMIC VISCOSITY OF THE LIQUID PHASE (kg/m*s) */
208 #define DYNAMIC_VISCOSITY_E 9.4e+3 /* DYNAMIC VISCOSITY OF THE EQUIAXED PHASE (kg/m*s) */
209 #define T_VISCOSITY_L 930.0 /* (K) */
210 #define T_VISCOSITY_S 919.0 /* (K) */
211 /*-----*/
212 /* DECOMPOSITION AND SOLIDIFICATION PARAMETERS FOR MONOPHASE SIMULATION */
213 /*-----*/
214 #define DECOMPOSITION_HEAT 10775.4 /* DECOMPOSITION HEAT (J/kg) */
215 #define MONO_REACTION_HEAT 383002.0 /* MONOTECTIC REACTION HEAT (J/kg) */
216 #define MONO_REACTION_CP 0.0
217 #define HEAT_FACTOR 1.0
218 #define TAA 919.0
219 #define TBB 920.0
220 #define TCC 929.0
221 #define TDD 930.0
222 #define TMM 936.0
223 /*-----*/
224 /* PARAMETERS FOR TERNARY SYSTEM */
225 /*-----*/
226 #define DIFF_COEFF_I_ALPHA 2.0e-8 /* DIFFUSION COEFFICIENT OF THE LIQUID-ALPHA ELEMENT (m^2/s) */
227 #define DIFF_COEFF_I_BETA 2.0e-8 /* DIFFUSION COEFFICIENT OF THE LIQUID-BETA ELEMENT (m^2/s) */
228 #define beta_c_ALPHA 1.1 /* SOLUTAL EXPANSION COEFFICIENT FOR THE ALPHA ELEMENT (1) */
229 #define beta_c_BETA 0.0 /* SOLUTAL EXPANSION COEFFICIENT FOR THE BETA ELEMENT (1) */
230 #define Cref_ALPHA 0.0038 /* REFERENCE CONCENTRATION FOR THE ALPHA ELEMENT (kg/kg) */

```

```

231 #define Cref_BETA 0.16 /* REFERENCE CONCENTRATION FOR THE BETA ELEMENT (kg/kg) */
232 /*-----*/
233 /* INITIAL VALUES FOR TERNARY SIMULATION */
234 /*-----*/
235 #define cl_STAR_ALPHA_INITIAL_VALUE 0.0038
236 #define cl_STAR_BETA_INITIAL_VALUE 0.16
237 #define cs_STAR_ALPHA_INITIAL_VALUE 0.0006017
238 #define cs_STAR_BETA_INITIAL_VALUE 0.1507332
239 /*-----*/
240 /* CRITERION FOR DIVISION BY ZERO ERROR */
241 /*-----*/
242 #define EPS_DIVISION_BY_ZERO 1.0e-6
243 /* END */

```

*.c-File für Randbedingungen (z.B. Bulgingvariablen, Festkörpergeschwindigkeiten,...)

```

1 #include "udf.h"
2 #include "math.h"
3 #define CASTING_SPEED 0.006 /* [m/s] */
4 #define x0 0.0 /* BULG_START [m] */
5 #define N 100.0 /* Numbers of Bulging rolls */
6 #define lambda 0.06 /* distance between rolls (in the scaled 9mBULGING-Geometrie) [m] */
7 #define delta_0 0.0008 /* MAX_BULG_HEIGHT [m] */
8 #define W 0.215 /* STRAND_THICKNESS[m] */
9 #define UPPER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING 0.8 /* according to the zero-strength volume fraction */
10 #define LOWER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING 1.e-7 /* 1.e-5 initialized */
11 #define NO_y_MOVING_vof_diff_LIMIT 1.e-10 /* vof_diff = (vof_C-vof_C_symmetry); => to avoid negative values!! */
12 #define GRID_SIZE 0.0025
13 #define DEVIATION 0.001 /* GAMBIT is deforming the mesh! */
14 #define LIMIT_FOR_LIQUID_FIXED_FLOW 0.05 /* equal (1.0-COLUMNAR_FRACTION_FOR_NEW_SOLID_DENSITY_CALCULATION) */
15 #define CORRECTION_VALUE_FOR_VOLUME_FRACTION_FLUCTUATION 2.5 /* [m] with 9m BULGING geometry */
16 real calc_vof_C_symmetry(cell_t cell_index, Thread *mixture_thread, Thread *thread_C);
17 real X_KOORD, Y_KOORD ;
18 DEFINE_ON_DEMAND(INIT_of_VELOCITY_FIELD)
19 {
20 #if !RP_HOST
21 Domain *domain;
22 Thread *mixture_thread, *thread_L, *thread_C;
23 cell_t cell_index;
24 real coord[ND_ND];
25 int id_L=0, id_C=1;
26 real delta_x, v_surf, factor, vof_C, vof_C_symmetry, vof_diff;
27 domain=Get_Domain(1); /* return mixture domain pointer */
28 thread_loop_c(mixture_thread, domain) /* loop over all cell threads in the domain */
29 {
30 begin_c_loop_int(cell_index, mixture_thread)
31 {
32 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,76) = 0.0; /* v_surf */
33 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,77) = 0.0; /* vof_C_symmetry (INIT) */
34 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,78) = 0.0; /* vof_C_symmetry (RUN) */
35 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,79) = 0.0; /* vof_C_symmetry (CALC) */
36 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,80) = 0.0; /* vof_diff (INIT) */
37 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,81) = 0.0; /* (vof_diff/(UPPER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING-vof_C_symmetry)) (INIT) */
38 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,82) = 0.0; /* v_domain = v_surf*(vof_diff/(UPPER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING-vof_C_symmetry)) (INIT) */
39 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,83) = 0.0; /* */
40 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,84) = 0.0; /* */
41 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,85) = 0.0; /* */
42 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,86) = 0.0; /* */
43 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,87) = 0.0; /* x_coordinate (CALC) */
44 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,88) = 0.0; /* y_coordinate (CALC) */
45 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,89) = 0.0; /* lower_limit (CALC) */
46 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,90) = 0.0; /* upper_limit (CALC) */
47 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,91) = 0.0; /* !!! X_KOORD (in use by the program) */
48 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,92) = 0.0; /* !!! Y_KOORD (in use by the program) */
49 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,93) = 0.0; /* */
50 }
51 end_c_loop_int(cell_index, mixture_thread)
52 }
53 thread_loop_c(mixture_thread, domain) /* loop over all cell threads in the domain */
54 {
55 thread_L=THREAD_SUB_THREAD(mixture_thread, id_L); /* get subthread of liquid */
56 thread_C=THREAD_SUB_THREAD(mixture_thread, id_C); /* get subthread of columnar */
57 begin_c_loop_int(cell_index, mixture_thread)
58 {
59 C_CENTROID(coord, cell_index, mixture_thread);
60 X_KOORD=coord[0];
61 Y_KOORD=coord[1];
62 vof_C = C_VOF(cell_index,thread_C);
63 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,91) = X_KOORD;
64 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,92) = Y_KOORD;
65 C_V(cell_index,thread_L) = 0.0;
66 C_V(cell_index,thread_C) = 0.0;
67 if ((X_KOORD > 0.0) && (X_KOORD < (N*lambda)))
68 {

```

```

69 /*calculate enveloping: here linear */
70     delta_x = delta_0+delta_0*x0/(N*lambda)-delta_0*X_KOORD/(N*lambda);
71 /* calculate y-koordinates of enveloping */
72 /* y_surf = W/2 + delta_x/2+delta_x/2*sin(360*(X_KOORD-x0)/lambda-90);*/
73 /* calculate y-koordinates of enveloping */
74     v_surf = CASTING_SPEED*(-0.5*delta_0/(N*lambda)-0.5*delta_0/(N*lambda)*sin(2.*M_PI*360./360.*(X_KOORD-x0)/lambda-2.*M_PI*90./360)
75     C_UDMI(cell_index,mixture_thread,76) = v_surf;
76     factor = (X_KOORD/lambda)-floor(X_KOORD/lambda);
77     C_V(cell_index,thread_L) = v_surf;
78     C_V(cell_index,thread_C) = v_surf;
79     if ((factor > 0.5)&&(factor < 1.0)&&(vof_C < UPPER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING))
80     {
81         vof_C_symmetry = calc_vof_C_symmetry(cell_index, mixture_thread, thread_C);
82         vof_diff = (vof_C-vof_C_symmetry);
83         if (vof_diff<NO_y_MOVING_vof_diff_LIMIT) /* e.g 1.e-10 */
84             (vof_diff=NO_y_MOVING_vof_diff_LIMIT);
85         /*C_V(cell_index,thread_L) = v_surf*(vof_diff/(UPPER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING-vof_C_symmetry));
86         C_V(cell_index,thread_C) = v_surf*(vof_diff/(UPPER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING-vof_C_symmetry)); */
87         C_V(cell_index,thread_L) = v_surf*(1-exp(-50*(vof_diff)));
88         C_V(cell_index,thread_C) = v_surf*(1-exp(-50*(vof_diff)));
89         C_UDMI(cell_index,mixture_thread,77) = vof_C_symmetry;
90         C_UDMI(cell_index,mixture_thread,80) = vof_diff;
91         C_UDMI(cell_index,mixture_thread,81) = (vof_diff/(UPPER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING-vof_C_symmetry));
92         /*C_UDMI(cell_index,mixture_thread,82) = v_surf*(vof_diff/(UPPER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING-vof_C_symmetry));*/
93         C_UDMI(cell_index,mixture_thread,82) = v_surf*(1-exp(-50*(vof_diff)));
94     }
95 }
96 }
97 end_c_loop_int(cell_index, mixture_thread)
98 }
99 /*end_thread_loop_c(cell_index, mixture_thread)*/
100 Message("Initialize the BULGING-initial-velocity-field in the CC-Geometry!!\n");
101 #endif /* !RP_HOST */
102 }/* END */
103 DEFINE_PROFILE(C_y_bulgingvelocity,thread_C,i)
104 {
105 #if !RP_HOST
106     Thread *mixture_thread;
107     real coord[ND_ND];
108     real delta_x, v_surf, factor, vof_C, vof_C_symmetry, vof_diff, low_limit, upp_limit ;
109     cell_t cell_index;
110     mixture_thread = THREAD_SUPER_THREAD(thread_C);
111     begin_c_loop(cell_index,thread_C)
112     {
113         C_UDMI(cell_index,mixture_thread,78) = 0.0;
114         C_UDMI(cell_index,mixture_thread,93) = 0.0;
115         vof_C = C_VOF(cell_index,thread_C);
116         C_CENTROID(coord, cell_index,thread_C);
117         X_KOORD=coord[0];
118         Y_KOORD=coord[1];
119         C_PROFILE(cell_index,thread_C,i) = 0.0;
120         if ((X_KOORD > 0.0)&&(X_KOORD < (N*lambda))) /* gesamter Bulging-Bereich */
121         {
122             delta_x = delta_0+delta_0*x0/(N*lambda)-delta_0*X_KOORD/(N*lambda);
123             v_surf = CASTING_SPEED*(-0.5*delta_0/(N*lambda)-0.5*delta_0/(N*lambda)*sin(2.*M_PI*360./360.*(X_KOORD-x0)/lambda-2.*M_PI*90./360.)
124             C_PROFILE(cell_index,thread_C,i) = v_surf;
125             factor = (X_KOORD/lambda)-floor(X_KOORD/lambda);
126             if ((factor >= 0.5)&&(factor < 1.0)) /* zusammengehende Bereiche */
127             {
128                 vof_C_symmetry = calc_vof_C_symmetry(cell_index, mixture_thread, thread_C);
129                 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,78) = vof_C_symmetry;
130                 if(vof_C < UPPER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING)&&(vof_C_symmetry > LOWER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING)&&(X_KOORD > CORRECTION_VALUE_FOR_
131                 {
132                     vof_diff = (vof_C-vof_C_symmetry);
133                     if (vof_diff<NO_y_MOVING_vof_diff_LIMIT)
134                         (vof_diff=NO_y_MOVING_vof_diff_LIMIT);
135                     /*C_PROFILE(cell_index,thread_C,i) = v_surf*(vof_diff/(UPPER_LIMIT_FOR_LINEAR_BULGING-vof_C_symmetry));*/
136                     C_PROFILE(cell_index,thread_C,i) = v_surf*(1-exp(-50*(vof_diff)));
137                 }
138                 if (Y_KOORD < GRID_SIZE)
139                 {C_PROFILE(cell_index,thread_C,i) = 0.0;}
140                 C_UDMI(cell_index,mixture_thread,93) = C_PROFILE(cell_index,thread_C,i);
141             }
142         }
143     }
144     end_c_loop(cell_index,thread_C)
145 #endif /* !RP_HOST */
146 } /* END */
147 /*-----*/
148 /* FIND VOF_C of the cell next to the symmetry plane */
149 /*-----*/
150 real calc_vof_C_symmetry(cell_t cell_index, Thread *mixture_thread, Thread *thread_C)
151 {
152 #if !RP_HOST
153     Domain *domain;
154     cell_t cell_i;
155     real vof_C_symm, lower_limit, upper_limit;
156     real koord[ND_ND], x_coordinate, y_coordinate;
157     begin_c_loop(cell_i,mixture_thread)
158     {
159         C_CENTROID(koord, cell_i, thread_C);
160         x_coordinate=koord[0];
161         y_coordinate=koord[1];
162         C_UDMI(cell_i,mixture_thread,87) = x_coordinate;

```



```

163 C_UDMI(cell_i,mixture_thread,88) = y_coordinate;
164 lower_limit = X_KOORD - DEVIATION;
165 upper_limit = X_KOORD + DEVIATION;
166 C_UDMI(cell_i,mixture_thread,89) = lower_limit;
167 C_UDMI(cell_i,mixture_thread,90) = upper_limit;
168 if (y_coordinate < GRID_SIZE)
169 {
170     if ((x_coordinate > lower_limit)&&(x_coordinate < upper_limit))
171     {
172         vof_C_symm = C_VOF(cell_i,thread_C);
173         C_UDMI(cell_i,mixture_thread,79) = vof_C_symm;
174     }
175 }
176 }
177 end_c_loop(cell_i,mixture_thread)
178 return(vof_C_symm);
179 #endif /* !RP_HOST */
180 } /* END */
181 /*-----*/
182 /* OUTLET PROFILE OF CONCENTRATION OF LIQUID */
183 /*-----*/
184 DEFINE_PROFILE(c_l_outlet_profile,t,i)
185 {
186 int id_L = 0;
187 Thread *mixture_thread, *thread_L;
188 face_t f;
189 begin_f_loop(f,t)
190 {
191     mixture_thread = THREAD_SUPER_THREAD(t);
192     thread_L=THREAD_SUB_THREAD(mixture_thread,id_L);
193     F_PROFILE(f,t,i) = C_YI(F_C0(f,thread_L),THREAD_T0(thread_L),0);
194 }
195 end_f_loop(f,t)
196 }/* END */
197 /*-----*/
198 /* OUTLET PROFILE OF CONCENTRATION OF PHASE-1 */
199 /*-----*/
200 DEFINE_PROFILE(c_phase1_outlet_profile,t,i)
201 {
202 int id_phase1 = 1;
203 Thread *mixture_thread, *thread_phase1;
204 face_t f;
205 begin_f_loop(f,t)
206 {
207     mixture_thread = THREAD_SUPER_THREAD(t);
208     thread_phase1=THREAD_SUB_THREAD(mixture_thread,id_phase1);
209     F_PROFILE(f,t,i) = C_YI(F_C0(f,thread_phase1),THREAD_T0(thread_phase1),0);
210 }
211 end_f_loop(f,t)
212 }/* END */
213 /*-----*/
214 /* OUTLET PROFILE OF VOLUME FRACTION OF PHASE-1 */
215 /*-----*/
216 DEFINE_PROFILE(f_phase1_outlet_profile,t,i)
217 {
218 int id_phase1 = 1;
219 Thread *mixture_thread, *thread_phase1;
220 face_t f;
221 begin_f_loop(f,t)
222 {
223     mixture_thread = THREAD_SUPER_THREAD(t);
224     thread_phase1=THREAD_SUB_THREAD(mixture_thread,id_phase1);
225     F_PROFILE(f,t,i) = C_VOF(F_C0(f,thread_phase1),THREAD_T0(thread_phase1));
226 }
227 end_f_loop(f,t)
228 }/* END */
229 /*-----*/
230 /* OUTLET PROFILE OF TEMPERATURE */
231 /*-----*/
232 DEFINE_PROFILE(t_outlet_profile,t,i)
233 {
234 int id_L = 0;
235 Thread *mixture_thread, *thread_L;
236 face_t f;
237 begin_f_loop(f,t)
238 {
239     mixture_thread = THREAD_SUPER_THREAD(t);
240     thread_L=THREAD_SUB_THREAD(mixture_thread,id_L);
241     F_PROFILE(f,t,i) = C_T(F_C0(f,thread_L),THREAD_T0(thread_L));
242 }
243 end_f_loop(f,t)
244 }/* END */

```

Anhang 2: Implementierung in FLUENT

Diskretisierung, Zeitschrittgröße, Unterrelaxationsfaktoren und Iterationsanzahl

Bei Simulationen unterscheidet man grundsätzlich, entsprechend dem Gleichungsaufbau, zwischen:

- expliziter Formulierung
- impliziter Formulierung

Ist die in einem Zeitschritt zu errechnende Variable nur von Rechenwertern vorangegangener Zeitschritte abhängig,

$$u_{t+\Delta t} = f(u_{t-\Delta t}, u_t) \quad (73)$$

spricht man von einem expliziten (ausdrücklich, genau) Gleichungssystem. Beispielhaft sei hier die FTCS (forward time-central space) Approximation für die Wärmeleitung in einem 1-dimensionalen Stab

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (74)$$

angegeben, wenn als Nomenklatur m als Zeitindex/Zeitstufe und i als Ortsindex festgelegt wird [RUNG 2002]:

$$\frac{T_i^{m+1} - T_i^m}{\Delta t} = \kappa \cdot \frac{T_{i+1}^m - 2 \cdot T_i^m + T_{i-1}^m}{(\Delta x)^2} \quad (75)$$

Gleichung (75) lässt sich so umformen, dass die einzige unbekannt Variable (die Temperatur T zum Zeitpunkt $m+1$ im Ortspunkt i) nur von Temperaturen des vorhergehenden Zeitschrittes (alle m -te Zeitlinie), wenn auch unterschiedlichen Orts, abhängt:

$$T_i^{m+1} = T_i^m + d \cdot (T_{i+1}^m - 2 \cdot T_i^m + T_{i-1}^m) \quad (76)$$

wobei gilt

$$d = \kappa \cdot \frac{\Delta t}{\Delta x^2} \quad (77)$$

mit

$$\kappa = \frac{\lambda}{\rho \cdot c} \quad (78)$$

Dem gegenüber spricht man von einem impliziten (eingeschlossenen) Gleichungsaufbau, wenn zur Ermittlung eines Rechenwertes Rechenwerte aus dem gleichen Zeitschritt nötig sind, die Lösung also "von sich selbst" (implizit = innewohnend) abhängt.

$$u_{t+\Delta t} = f(u_{t-\Delta t}, u_t, u_{t+\Delta t}) \quad (79)$$

Beispielhaft sei hier auf die BTCS (backward time-central space) Diskretisierung der Differenzialgleichung (74) angeführt [RUNG 2002]:

$$\frac{T_i^{m+1} - T_i^m}{\Delta t} = \kappa \cdot \frac{T_{i+1}^{m+1} - 2 \cdot T_i^{m+1} + T_{i-1}^{m+1}}{(\Delta x)^2} \quad (80)$$

Formt man diese nach der einzigen bekannten Variablen um, ergibt sich

$$-T_i^m = d \cdot T_{i+1}^{m+1} - (1 - 2 \cdot d) \cdot T_i^{m+1} + d \cdot T_{i-1}^{m+1} \quad (81)$$

Deren Lösung erfordert somit eine simultane Lösung aller Gitterpunkte einer Zeitlinie. In Abbildung 187 sind die beiden eben angeführten Schemata graphisch dargestellt.

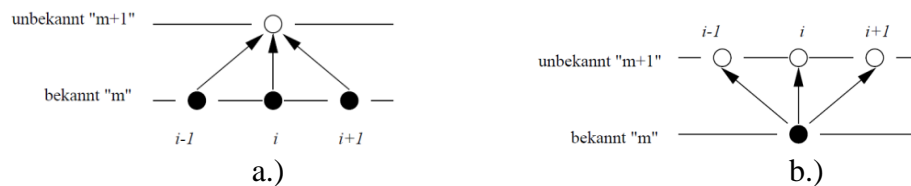


Abbildung 187: Schemata der expliziten FTCS (forward time-central space) (a) sowie der impliziten BTCS (backwards time-central space) (b) Zeitdiskretisierung. [RUNG 2002] m ist dabei der Zeitindex (somit ist die y -Achse die Zeitachse mit $\Delta t = t^{m+1} - t^m$) und i der Ortsindex (Ortsdiskretisierung, somit ist die x -Achse die Ortsachse mit $\Delta x = x^{i+1} - x^i$).

Der explizite Lösungsweg und der damit verbundene Gleichungsaufbau ist nur bedingt stabil (minimale, stabile Zeitschrittweite), während der implizite Lösungsweg das Lösen des gesamten Gleichungssystems erfordert und daher zeitaufwendig ist. [MAYER 2007A] Für die Lösung der durchgeführten Mehrphasensimulationen wurde eine implizite Gleichungslösung verwendet, welche zwar keinen maximalen Zeitschritt besitzt, aber eine zeitintensive Lösungsmethode darstellt. In der Strömungssimulation können drei grundsätzliche Simulationsarten unterschieden werden:

- Steady-State Simulationen
- transiente Simulationen
- pseudotransiente Simulation

Ist ein Strömungsfeld nahe dem Gleichgewichtszustand bzw. lässt die Komplexität des Gleichungssystems dies zu, kann mit unendlich großen Zeitschritten gearbeitet werden, um die exakte Lösung zu ermitteln (Steady-State Simulation mit oftmaliger Iteration je Zeitschritt zwecks konvergentem Residuum). Sind die Anfangsbedingungen (initial conditions) weit von der Gleichgewichtslage entfernt, eine solche nicht vorhanden oder die Komplexität des Gleichungssystems lässt dies nicht zu, müssen zeitabhängige Zwischenergebnisse (mit

kleinem Zeitschritt und oftmaliger Iteration zwecks konvergentem Residuum) ermittelt werden, die als Ausgangslage für den weiteren zeitlichen Ablauf und dessen Simulation dienen (transiente Simulation). Im Falle des Stranggießens handelt es sich um einen Gleichgewichtsprozess. Die Anfangsbedingungen sowie die Komplexität des verwendeten Gleichungssystems, in dem alle Erhaltungsgrößen sich gegenseitig stark beeinflussen, lassen aber keine Steady-State-Simulation zu, daher muss das Gleichungssystem also transient gelöst werden, um den Gleichgewichtszustand (Steady-State) zu erreichen. Je näher man der Gleichgewichtslage kommt, desto größer kann bei einer solchen transienten Simulation auch der Zeitschritt gewählt werden. Ist das Endergebnis ein Gleichgewichtszustand, kann unter Umständen auch eine pseudotransiente Simulation Verwendung finden. Hierbei wird der Zeitschritt zwar klein gewählt, aber pro Zeitschritt nur eine Iteration durchgeführt und sich so dem Steady-State Zustand genähert. In allen Fällen wird ausgehend vom Anfangszustand der Zustand einen Zeitschritt später berechnet, wobei dieses Zeitintervall "timestep" (Zeitschritt) genannt wird. In jedem Zeitschritt wird eine Anzahl von Lösungsversuchen des Gleichungssystems (Iterationen) durchgeführt und der Unterschied zwischen der Iteration zur vorangegangenen Iteration berechnet (Residuum). Bei einem konsistenten Gleichungssystem führt dies gewöhnlich zu abnehmenden Residuen, die sich einem Grenzwert nähern, also konvergieren. Ab wann ein Residuum niedrig genug ist, um einen weiteren Zeitschritt weiterzugehen, kann im Programm durch Konvergenzkriterien festgelegt werden. Drei Programmparameter helfen dabei, die Stabilität der Berechnung bzw. die Rechenzeit zu beeinflussen:

- Unterrelaxationsfaktor: es wird nur ein Teil (z.B. 80% = Unterrelaxation 0.8) des neuen Iterationsergebnisses tatsächlich als Zwischenergebnis verwendet (dies soll ein mögliches "Überschwingen" des Ergebnisses verhindern)
- maximale Iterationsanzahl pro Zeitschritt, falls das Konvergenzkriterium nicht erreicht wird
- maximal erlaubtes Residuum, also das Konvergenzkriterium

Diese Angaben sind für jede Erhaltungsgröße und ggf. jede Phase einzustellen. Das Endergebnis einer Steady-State Berechnung wird durch diese Angaben nicht beeinflusst, was ggf. mit einer Parameterstudie nachzuweisen ist, wohl aber die Rechenzeit und Stabilität der Gleichungslösung. Während der Arbeit wurden verschiedene Variationen getestet und Simulationen durchzuführen. Da FLUENT eine Software mit Unterrelaxation darstellt und unterschiedliche Erhaltungsgrößen unterschiedlich sensibel auf diesen anzugebenden Unterrelaxationsfaktoren reagieren, muss die beste Kombination an Faktoren ermittelt werden. Stabiler laufen Simulationen mit geringer Unterrelaxation, aber diese Simulationen brauchen länger um in den Gleichgewichtszustand zu laufen, da mehr Iterationen nötig sind, um auf ein stabiles Zwischenergebnis zu kommen. Ein zu großer Unterrelaxationsfaktor kann hingegen das Gleichungssystem instabil werden lassen, da sich zu große Änderungen ergeben können. Es hat sich gezeigt, dass im Falle der in dieser Arbeit beschriebenen Stranggießsimulation die Randbedingungen des Inlets zumindest einmal die gesamte Geometrie durchlaufen (Durchlaufzeit) müssen um einen Steady-State Zustand zu erreichen.

$$t_{\text{Durchlauf}} = \frac{x_{\text{Stranggeometrie}}}{v_{\text{cast}}} = 1500\text{s} \quad (82)$$

Um diesen Zustand zu erreichen ist somit ein großer Zeitschritt günstig. Ein zu großer Zeitschritt bringt aber große Änderungen der Variablen mit sich, was das Gleichungssystem instabil werden lassen und zu Divergenzen führen kann. FLUENT bietet, wie in Abbildung 188 zu sehen ist, mehrere Mehrphasenmodelle zur Berechnung an. Wie in Kapitel 2.7 erläutert wird in der vorliegenden Arbeit das "Euler-Euler"- und hier das "Euler-Mehrphasen non-granular (fluid-fluid)"-Modell (markiert mit roten Ellipsen in Abbildung 188) verwendet.

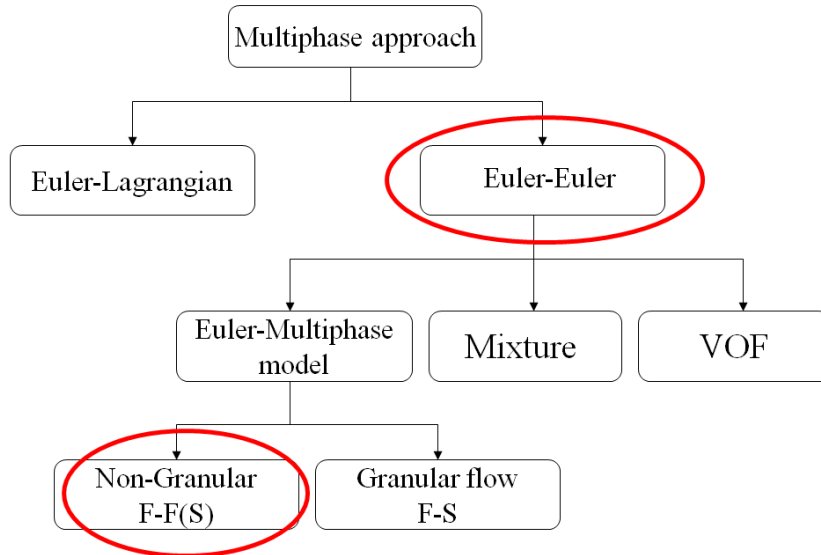


Abbildung 188: Die Mehrphasenmodelle die FLUENT zur Verfügung stellt. Rot eingerahmt findet sich das Euler-Euler Mehrphasenmodell, welches der Lehrstuhl SMMP in seiner "non-granular" Variante fluid-fluid verwendet. Alle vorhandenen Phasen werden dabei als Flüssigkeiten behandelt. [FLUENT 2006A]

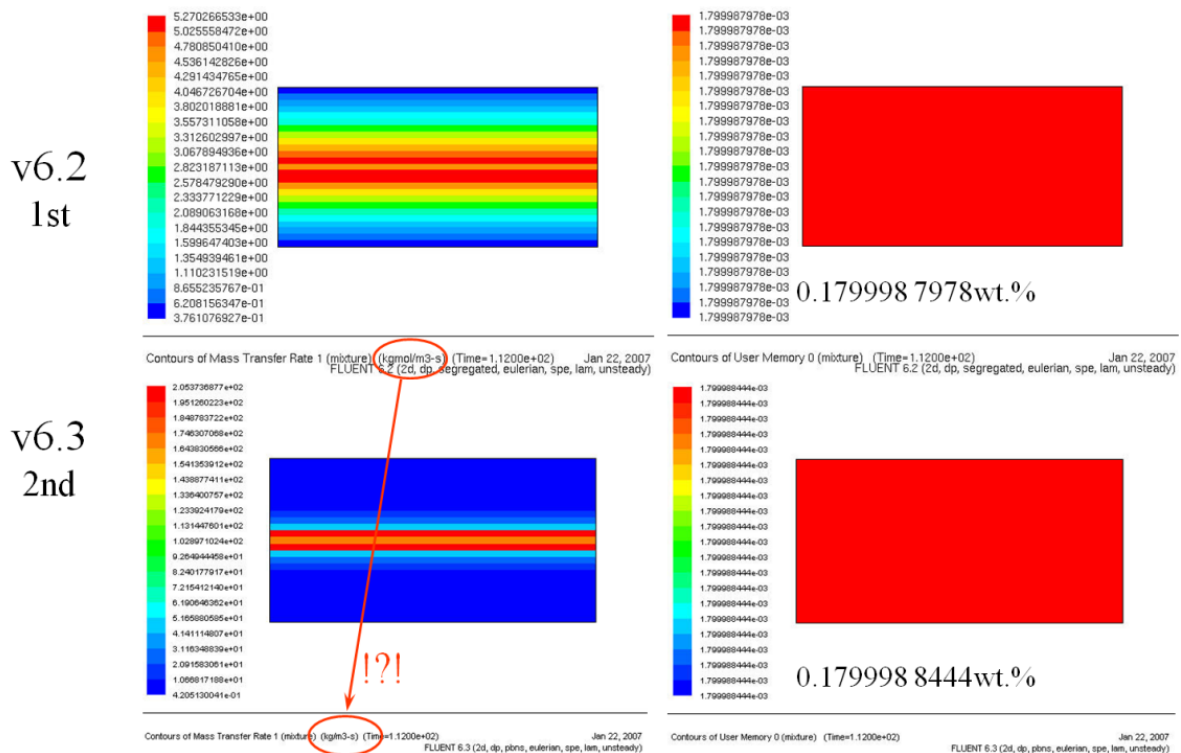


Abbildung 189: Ergebnisse der FLUENT 6.3 Benchmarks. Die Einheit von M_{lc} ist korrekt und es ergeben sich schneller (größeres Δt verwendbar) Ergebnisse gleicher Güte.

Während der Erstellung dieser Arbeit veröffentlichte FLUENT die Version 6.3, was die Möglichkeit mit sich brachte, nun auch die Zeitableitungen zweiter Ordnung im Gleichungssystem zu berücksichtigen (2nd order time discretisation). Dabei wurde durch eine spezielle Einstellung (Experten-Einstellungen=> "keep memory from being freed" <= yes) darauf geachtet, das FLUENT die für die Gleichungserstellung zweiter Ordnung nötigen Ergebnisse des vorletzten Timesteps $t - 2 \cdot \Delta t$ nicht aus dem Speicher löscht. Um diese Neuerung zu testen wurde ein Benchmark durchgeführt, dessen Ergebnisse für $\Delta t = 0,001s$ nach 112s in Abbildung 189 zu sehen sind. Das Ergebnis beweist, dass sich die neuere FLUENT-Version gut eignet, Makroseigerungssimulationen durchzuführen, zumal die Genauigkeit erhöht wird und größere Zeitschritte verwendet werden können.

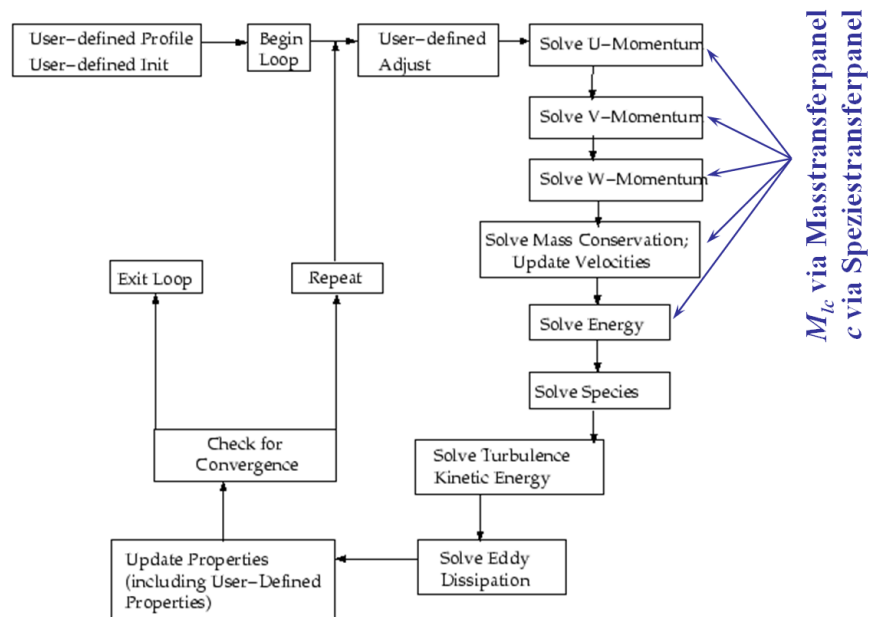


Abbildung 190: FLUENT-Routine zur Gleichungsabarbeitung in der für das Euler-Euler-Modell möglichen "segregated solver"-Variante, bei der die Erhaltungsgleichungen nicht wie beim "combined solver" gleichzeitig gelöst werden, sondern nacheinander. [FLUENT 2006B]

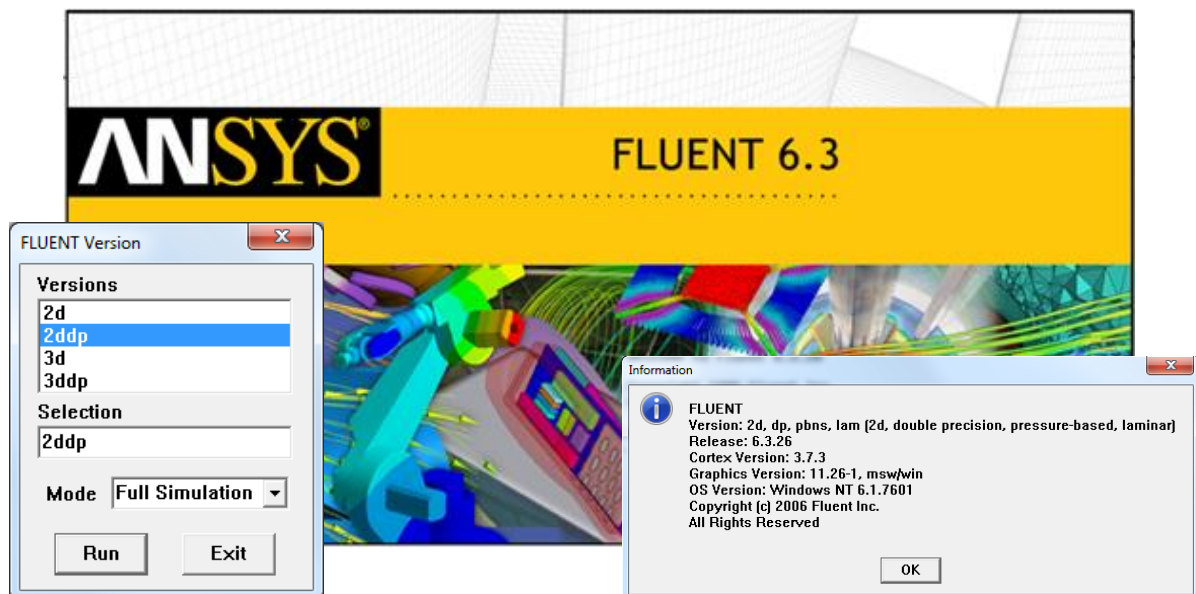


Abbildung 191: Der FLUENT- Begrüßungsbildschirm überlagert mit dem FLUENT-Startbildschirm (links) und der FLUENT-Programminformationsausgabe (rechts).

Das von FLUENT bei der Lösung des verwendeten Euler-Mehrphasenmodells verwendete "segregated solver" Lösungsschema der Erhaltungsgleichungen (zeitlicher Ablauf der Lösung) ist in Abbildung 190 ersichtlich. Ebenfalls ersichtlich ist die große Anzahl an Stellen, an jenen das SMMP-Modell durch UDSUB eingreift. Dies kommt vor allem daher, dass in früheren FLUENT-Varianten der Massentransfer noch in der "user-defined adjust" (vgl. Abbildung 190) einmal berechnet und danach in allen Gleichungen angewandt wurde, die Massentransferraten- sowie Konzentrationstransportgleichung nun aber via Panels (vgl. die nächsten 2 Kapitel) direkt mit den Erhaltungsgleichungen verlinkt sind. Im folgenden wird das Aufsetzen einer Simulation in FLUENT beschrieben. Abbildung 191 zeigt den FLUENT Begrüßungsbildschirm überlagert mit dem FLUENT-Startbildschirm (links), in welchem man die Version auswählen kann, und der FLUENT-Informationsausgabe (rechts). In dieser kann man neben der FLUENT-Version (6.3.26) auch die Rechnungseinstellungen und deren Bedeutung erkennen (2d, dp, pbns, lam).

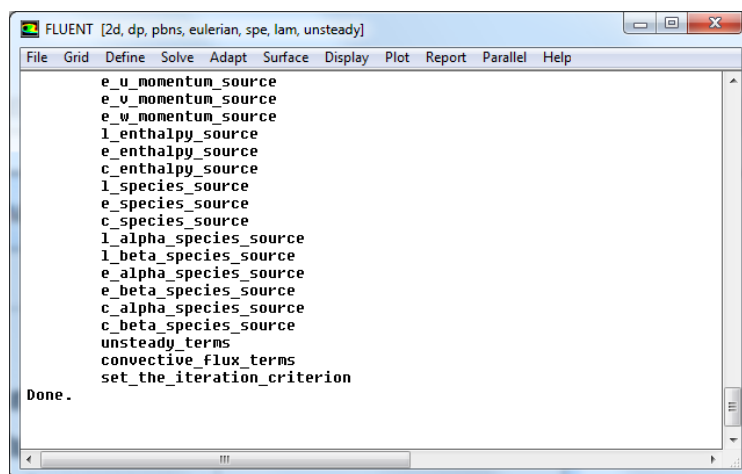


Abbildung 192: Die FLUENT-Programmoberfläche.

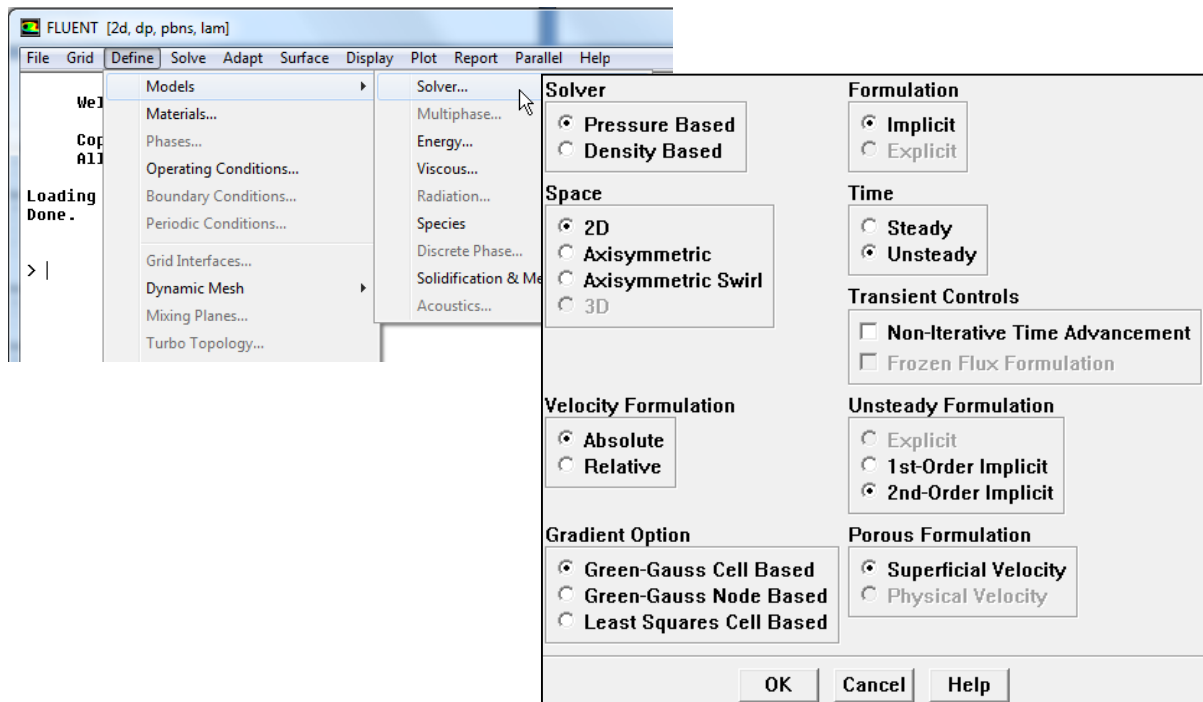


Abbildung 193: Model-Solver-Definition-Einstellungen zu den in dieser Arbeit untersuchten Simulationen. Besonderes Augenmerk sei dabei auf die Unsteady-time-Einstellung sowie die 2nd-order unsteady Gleichungsformulierung (neu in FLUENT 6.3) gelegt.

Die Benutzeroberfläche ist Abbildung 192 zu entnehmen. Es ist ersichtlich, dass gerade die UDSUB ausgeführt (compile) und geladen (load) wurden, da die geladenen Quelltermmamen auf der Benutzeroberfläche zu sehen sind. Die oben erwähnten Basiseinstellungen (Model-Solver-Definition), darunter die Einstellung, die Gleichungsformulierung 2ter Ordnung (2nd-Order Implicit) zu verwenden, können Abbildung 193 entnommen werden. Die transiente Lösungsmethode ist hierbei durch die Einstellung "unsteady" gegeben. Die Simulationen sind zwar symmetrisch, jedoch nicht axial-/rotationssymmetrisch, da eine Bramme und kein runder Vorblock (round Bloom) simulieren werden soll. Hier kann, aufgrund der Vielzahl und deren Komplexität, nicht auf alle FLUENT-Einstellungen im Detail eingegangen werden, aber die Abbildungen sollen zumindest die wichtigsten Einstellungen visualisieren auf die oben eingegangen wurde, wie etwa die Wahl des Multiphasenmodells und die Anzahl der Phasen in Abbildung 194.

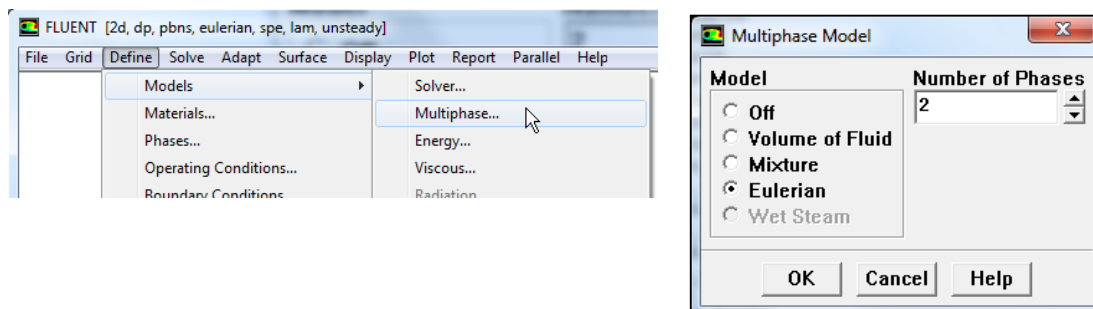


Abbildung 194: "Multiphase Model"-Programmfenster zur Wahl der FLUENT-Mehrphasenmodells sowie der Anzahl der verwendeten Phasen.

In Abbildung 195 sind die "solution controls" einer in der Arbeit verwendeten FLUENT-Simulation zu sehen. Alle Erhaltungsgleichungen sind mit dem QUICK-Schema diskretisiert (in Raum und Zeit durch ein Gitter in endlich viele Teile zerlegt) und haben durchwegs hohe Unterrelaxationsfaktoren von 0.9, nur die aufgrund der geringen Permeabilität durch die hohen Festkörpervolumenanteile sensiblen Werte für Druck (pressure) und Interaktion (body force) von 0.3. Aus demselben Grund sind auch die Werte für den Impulserhalt und die Dichte auf 0.7 "gesenkt".

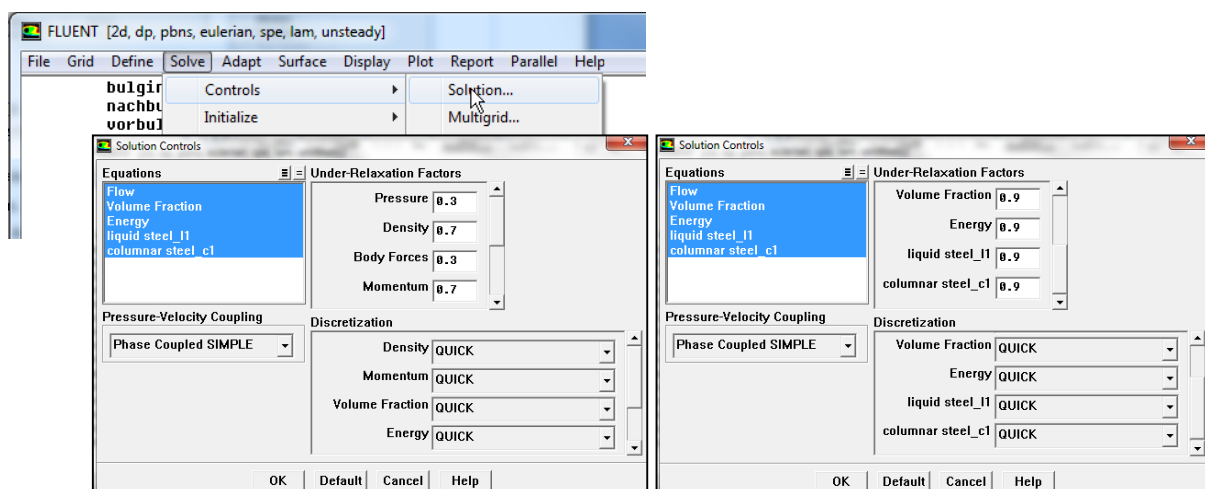


Abbildung 195: Die Diskretisierungsschemata (alle 2ter Ordnung: QUICK = Quadratic Interpolation for Convective Kinematics) für die Erhaltungsgleichungen zu den in dieser Arbeit untersuchten Simulationen sowie die zugehörigen Unterrelaxationsfaktoren.

Die Angabe der Konvergenzkriterien erfolgt, wie Abbildung 196 ersichtlich in den "Residual Monitor"-Bildschirm. Da es sich, wie in Abbildung 197 zu sehen, um eine pseudotransiente Simulation handelt (Max Iterations per Time Step = 1) und darüber hinaus die Überprüfung der Konvergenz (Check Convergence) deaktiviert ist, sind die Angaben bzgl. Konvergenzkriterien im "Residual Monitors"-Fenster irrelevant.

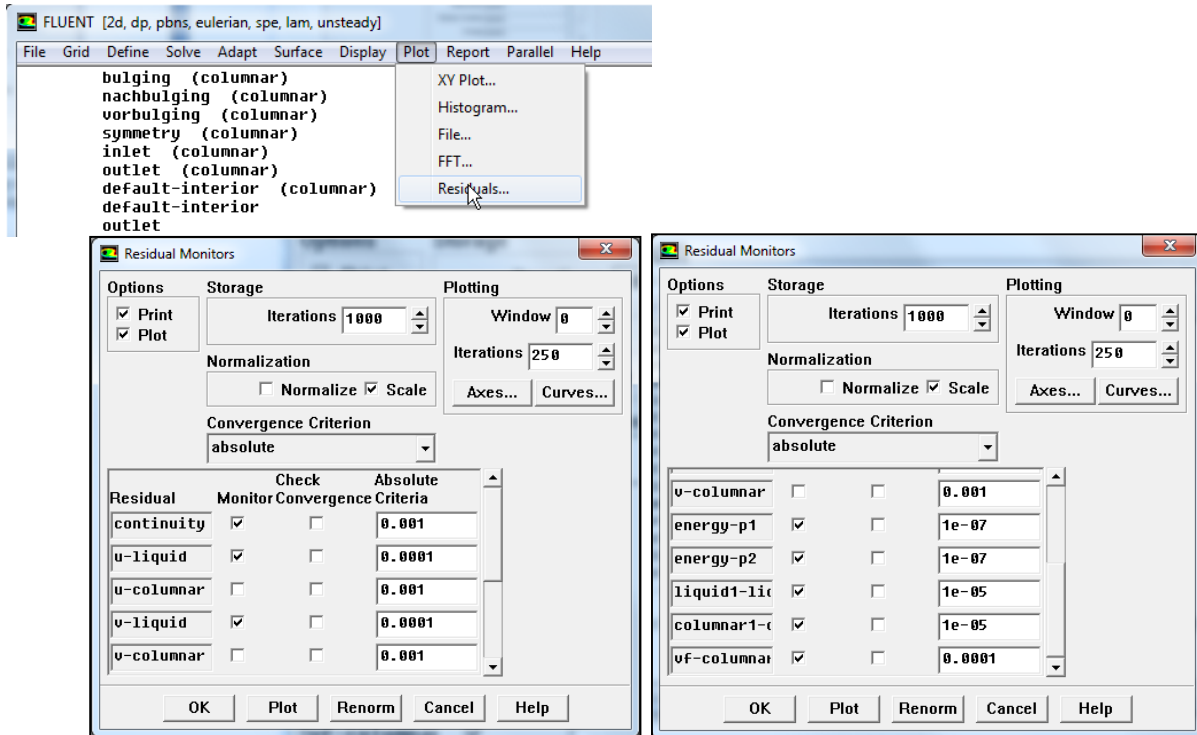


Abbildung 196: Angabe der Konvergenzkriterien im "Residual Monitors"-Fenster.

Für eine transiente Simulation werden die Residuen im Laufe der Iterationen (mehrere Iterationen pro Zeitschritt) abnehmen. Ein neuer Zeitschritt wird dann begonnen, wenn die maximale Anzahl von Iterationen pro Zeitschritt (vgl. Abbildung 197) durchgeführt wurden bzw. die geprüften Residuen unter die angegebenen Konvergenzkriterien gesunken sind. Dies

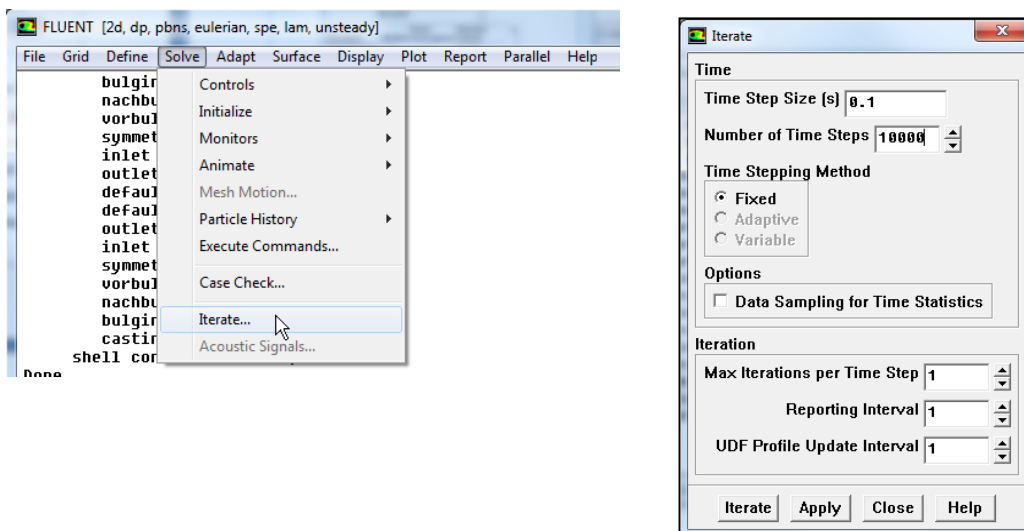


Abbildung 197: Angabe der Iterationsparameter (Timestep-Größe, Anzahl der Timesteps,...) im "Iterate"-Fenster. Mit diesem Fenster startet die Simulation (Iterate).

soll ermöglichen, nur dann viele Iterationen pro Zeitschritt machen zu müssen, wenn es sinnvoll ist, das Residuum also noch kleiner wird. Wenn das Residuum aber schon klein genug ist, ist die Lösung der Iteration bereits exakt genug und es kann die Lösung für den nächsten Zeitschritt ermittelt werden. Das FLUENT "Iterate"-Fenster, angegeben in Abbildung 197, ermöglicht die Angabe der Iterationsparameter, wie etwa die Anzahl der zu rechnenden Zeitschritte, die Anzahl der Iterationen pro Zeitschritt und die Zeitschrittgröße. Im "Residual Monitors" (vgl. Abbildung 196) kann aber auch angegeben werden, welche Residuen als Grafik ausgegeben werden sollen. Diese Ausgabe ermöglicht es, den zeitlichen Verlauf der Residuen zu beobachten. Dies gibt Aufschluss über die Richtung, in welcher sich die Simulation entwickelt. In Abbildung 198 sind typische Residuen für einen erreichten Steady-State Zustand abgebildet. Die Residuen ändern sich von Zeitschritt zu Zeitschritt nicht mehr und sind, je nach Erhaltungsgröße, sehr niedrig, was auf eine gute Genauigkeit der Lösung verweist. Da die Geschwindigkeitsfelder des Festkörpers vorgegeben (fixiert) sind, macht deren Residuen-Angabe (immer 0) keinen Sinn und es wurde daher (vgl. Abbildung 196) darauf verzichtet.

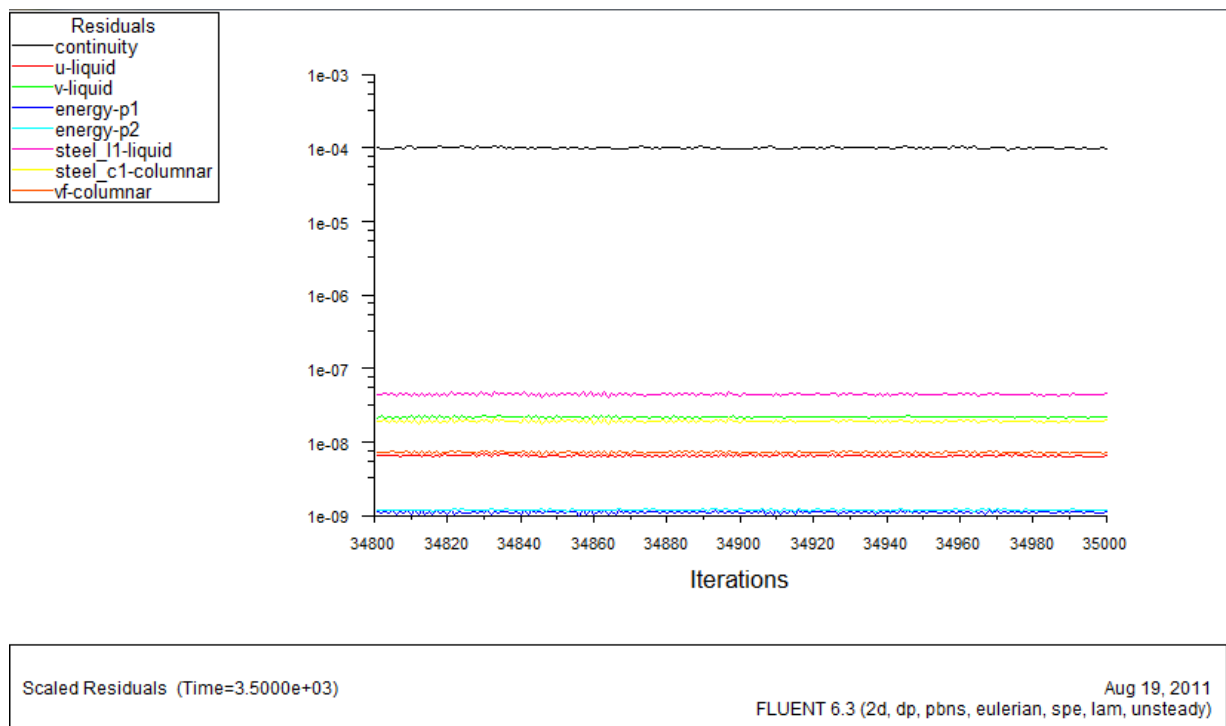


Abbildung 198: Typische Residuenverläufe für eine Simulation nahe am Steady State. Die Residuen sind durchwegs niedrig, die Kontinuitätsgleichung (Massenerhalt) wird am schwierigsten erfüllt und hat daher mit $1e-04$ das höchste Residuum.

Implementierung - Massen-Transfer-Panel (Phase Interaction)

Ein Teil der vorliegenden Arbeit ist die Adaptierung des SMMP-Codes für eine Verwendung des neuen FLUENT 6.3 und der neuen Möglichkeit, den Massentransfer und auch Speziestransfer (nächstes Kapitel) mit den dafür zur Verfügung gestellten Möglichkeiten zu implementieren, wie in Abbildung 199 dargestellt. Diese Aufgaben werden gemeinsam in der SMMP-Arbeitsgruppe (Könözsy, Ishmurzin, Mayer, Wu) durchgeführt. Nun wird, wie im vorigen Kapitel beschrieben, der Massentransfer nicht mehr nur einmal im "user-defined adjust"-Programmteil berechnet und danach in den Erhaltungsgleichungen verwendet, sondern direkt in der "segregated solver"-Routine implementiert, wodurch der Massentransfer

nun zwar öfter berechnet werden muss, die Erhaltungsgleichungen jedoch konsistenter gelöst werden können. Neben dem Massentransfer können auch andere diffusionsflussbedingte Interaktionsterme zwischen den Phasen Schmelze (liquid) und Festkörper (columnar), wie etwa der Wärmeübergang (heat transfer) oder die Reibungskraft (drag force) berücksichtigt werden.

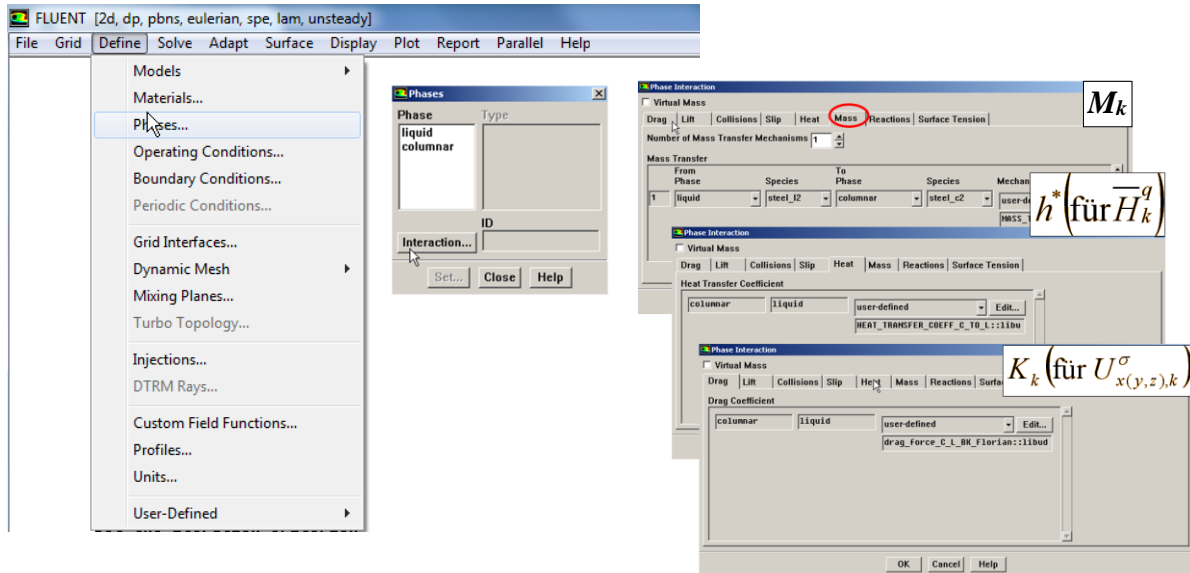


Abbildung 199: Der Massentransfer wird direkt im Massentransfer-Panel (Phase Interaction Mass) eingestellt, ebenso die anderen, diffusionsflussbedingten Interaktionsterme zwischen den Phasen Schmelze (liquid) und Festkörper (columnar), gezeigt für den Wärmeübergang (Heat) sowie die Reibungskraft (Drag) zwischen den Phasen.

Implementierung - Konzentrations-Transport Panel

Als von der SMMP-Arbeitsgruppe die Implementierung des SMMP-Erstarrungsmodells in FLUENT 6.3 die Arbeit aufgenommen wurde, wurde der Species-Transport noch mit selbstständigen, selbst programmierten Erhaltungsgleichungen (user-defined Scalars) gelöst. Die Arbeitsgruppe kam zur Überzeugung, dass es zielführender ist, den diesbezüglichen, neuen, nun in FLUENT integrierten Lösungsansatz (Species Model) zu verwenden, da die Gleichungslösung konsistenter erscheint, wenn nur die FLUENT-Programmierung verwendet wird. So wird der SMMP-Quellcode dahingehend adaptiert und die Gleichungslösung, wie in Abbildung 200 zu sehen, auf das Konzentrations-Transport-Panel (Species Model) umgestellt. Dieses Modell ist zwar primär nicht für Erstarrungssimulationen gedacht, sondern für chemische Reaktionen (z.B. Verbrennungssimulationen), kann aber durch die Einführung zweier Materialmatrizen (templates), wie in Abbildung 201 abgebildet, auf die Erstarrung angewandt werden. Dabei besteht jedes Template aus 2 entsprechenden Materialien, das liquid-template (Schmelzenphase) aus 2 identen Fluiden (liquid1/liquid2) und das columnar-template (Festkörperphase) aus 2 identen Fluiden (columnar1/columnar2). Die Beeinflussung/Interaktion der Phasen wird über die Panels für die Randbedingungen (boundary conditions), wie in Abbildung 202 zu sehen, gesteuert. Dort werden Quellterme (source terms), die für die jeweilige Phase in der UDSub programmiert werden, "verlinkt".

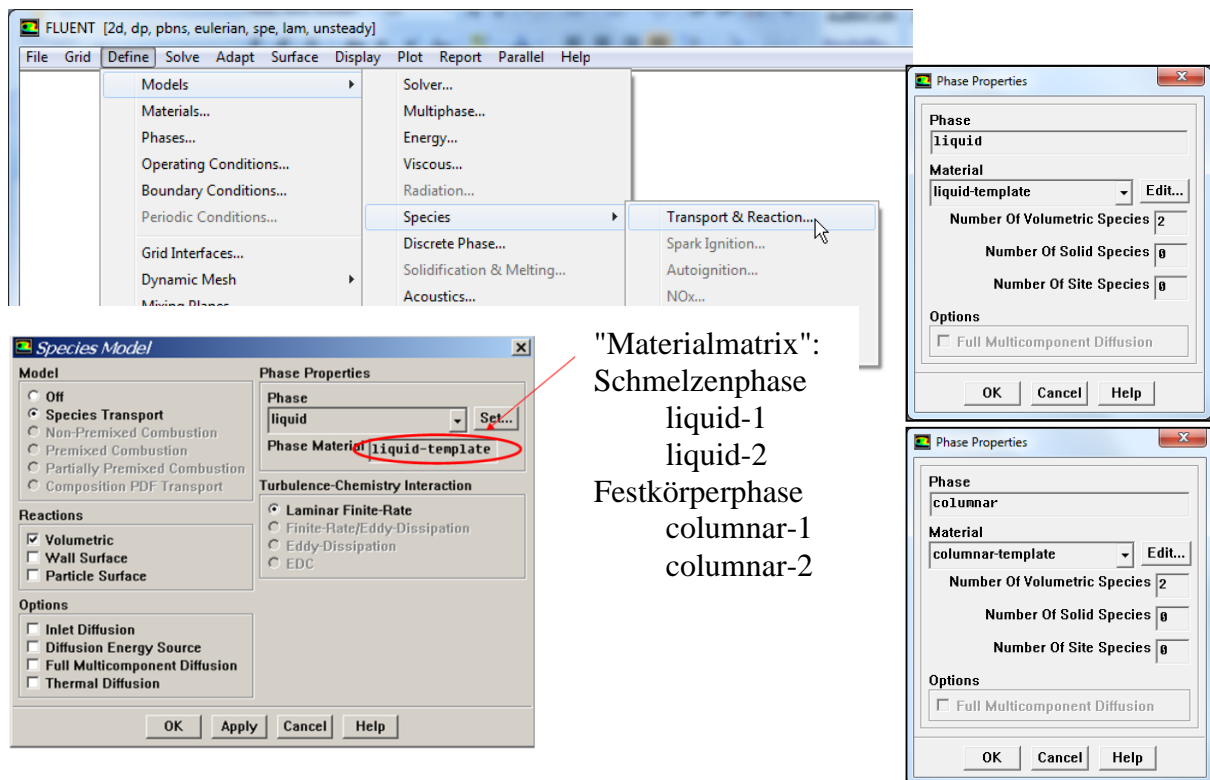


Abbildung 200: Das FLUENT-Konzentrations-Transport-Panel (Species Model).

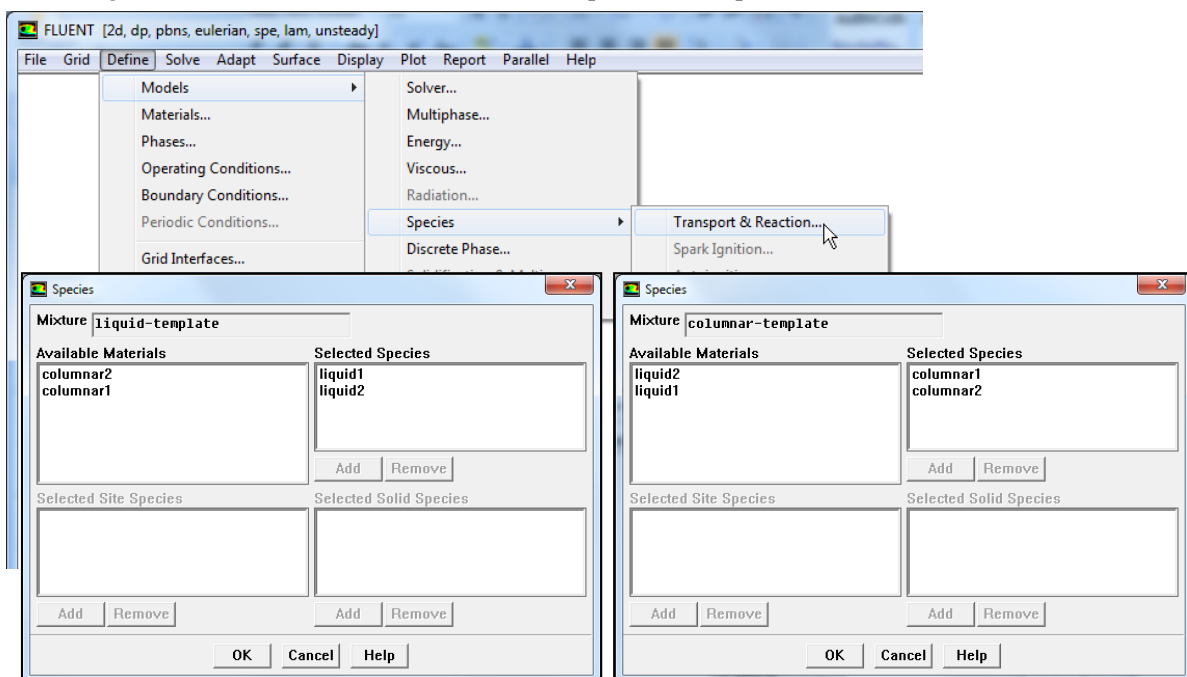


Abbildung 201: Die Materialmatrizen, die für die Verwendung des Spezies-Transport-Panels nötig sind..

Neben der massentransferbedingten Konzentrationsübergabe je Phase C_k^M sind dies auch die massentransferbedingte Energieübergabe (Enthalpie H_k^M) und die zusätzlichen Impulsterme F_B , die z.B. aufgrund erzwungener bzw. solutale oder thermale Konvektion wirken, wie in Kapitel 2.7 beschrieben. Die Quellterme sind dabei Randbedingungen für die Simulationsgeometrie (casting). Angegeben werden in diesem Panel auch die Randbedingungen am Einlass (Inlet), am Auslass (outlet), an der Symetrie sowie der Strangoberfläche (wall), wie in Abbildung 203 für die Strangoberfläche ersichtlich.

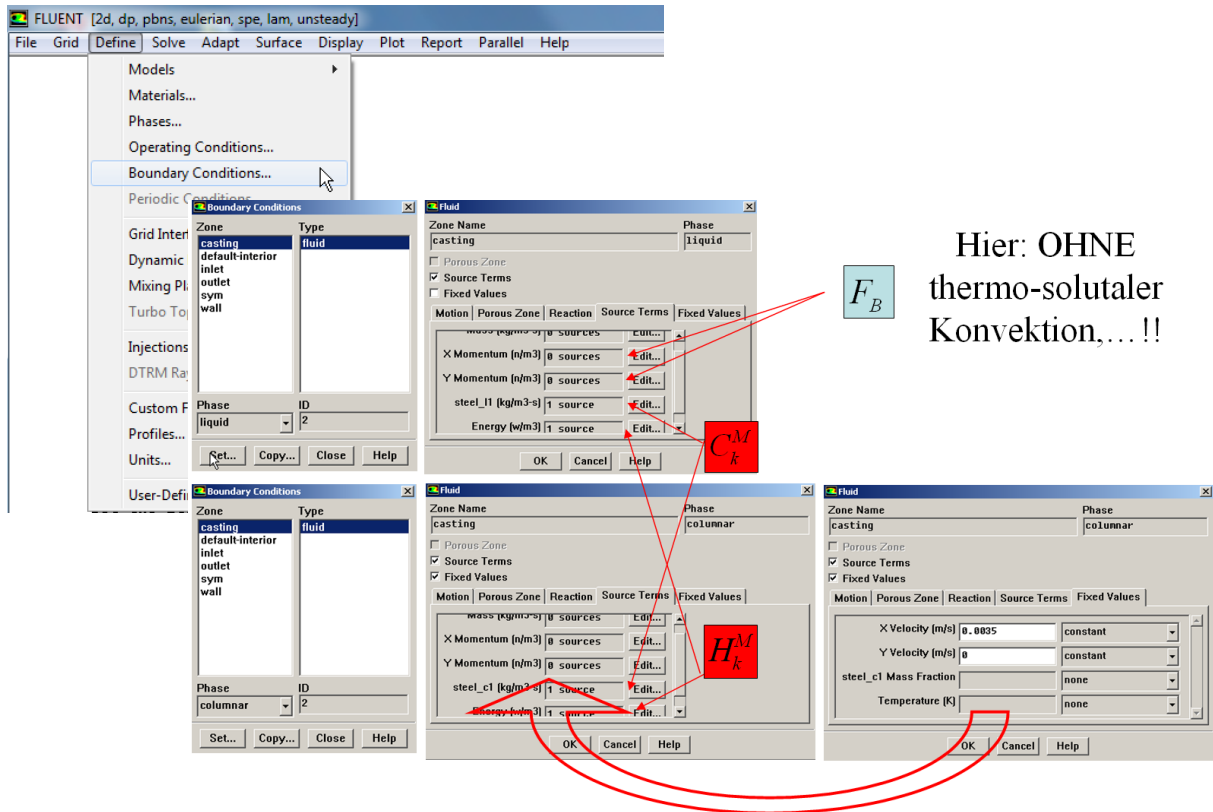


Abbildung 202: Die Panels zur "Verlinkung" der in der UDSub pro Phase programmierten Quellterme als Randbedingungen (Boundary Conditions).

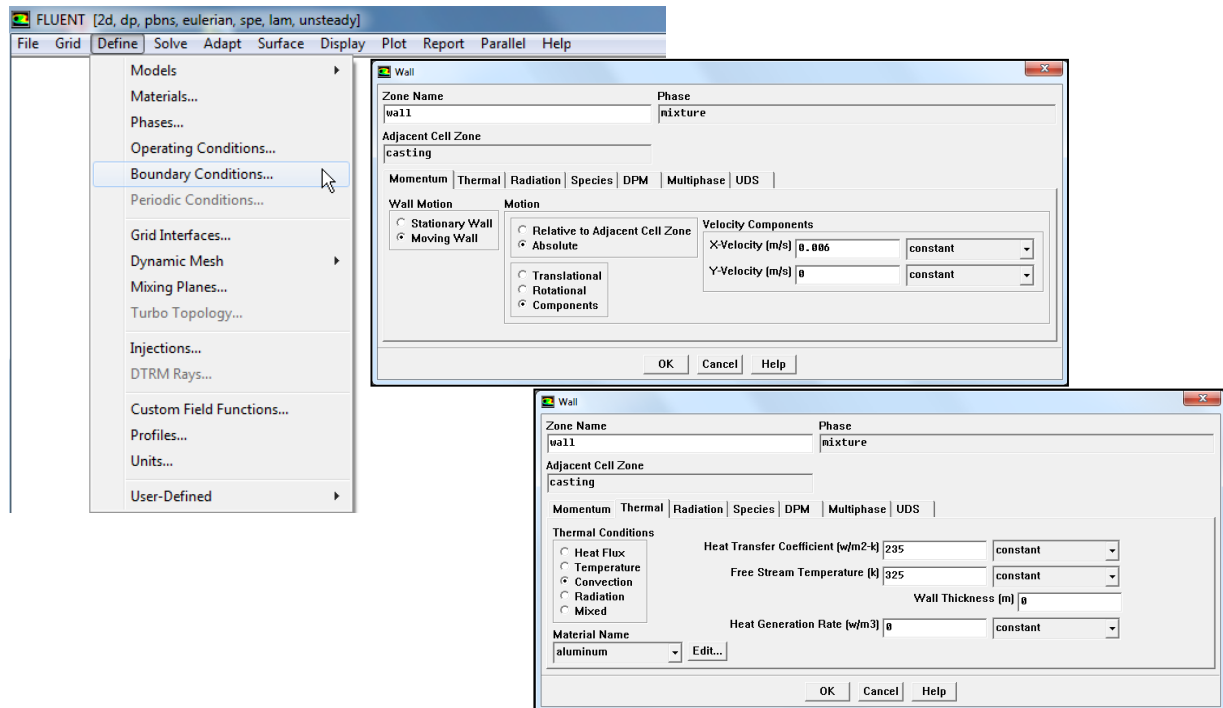


Abbildung 203: Die Bewegungsrandbedingung (Momentum) sowie thermische Randbedingung (Thermal) für die Strangoberfläche (Wall).

Diese beispielhafte Aufzählung der Einstellungen soll die doch etwas komplexe Implementierung des SMMP-Erstarrungsmodells in das CFD-Programm FLUENT veranschaulichen

Anhang 3: MATLAB-Code

```

1 % Florian_v8.m
2 %
3 % Averaging values from experimental data system (in work).
4 %
5 % Written 2007. March
6 % by Dr. Könözy, László
7 %   DI Ishmarzin, Anton
8 %   & Mayer, Florian
9 %
10 % University of Leoben, Department of Metallurgy,
11 % Simulation and Modeling of Metallurgical Processes,
12 % Franz-Josef-Str. 18., A-8700 Leoben, Austria.
13 format long;
14 WANT_PAUSE = 0;
15 % 0 if you are NOT interestet in this = QUICKrun
16 % 1 if you ARE interestet in this
17 SHOW_NUMBER_OF_ROW_AND_COLUMNS = 0;
18 % 0 if you are NOT interestet in this
19 % 1 if you ARE interestet in this
20 SHOW_AVERAGE_VALUE = 0;
21 % 0 if you are NOT interestet in this
22 % 1 if you ARE interestet in this
23 SHOW_xy_PLOTS = 0;
24 % 0 if you are NOT interestet in this curves
25 % 1 if you ARE interestet in this curves
26 MAKE_FILE_xy_PLOTS_without_MAXIMUM_MARKS = 0;
27 % this cause only available when SHOW_xy_PLOTS_with_MAXIMUM_MARKS = 1
28 % 0 if you are NOT interestet to make this files
29 % 1 if you ARE interestet to make this files
30 MAKE_FILE_xy_PLOTS_with_MAXIMUM_MARKS = 0;
31 % this cause only available when SHOW_xy_PLOTS_with_MAXIMUM_MARKS = 1
32 % 0 if you are NOT interestet to make this files
33 % 1 if you ARE interestet to make this files
34 SHOW_SHIFTED_xy_PLOTS = 0;
35 % 0 if you are NOT interestet in this curves
36 % 1 if you ARE interestet in this curves
37 MAKE_FILE_SHIFTED_xy_PLOTS_without_MAXIMUM_MARKS = 0;
38 % this cause only available when SHOW_SHIFTED_xy_PLOTS_with_MAXIMUM_MARKS = 1
39 % 0 if you are NOT interestet to make this files
40 % 1 if you ARE interestet to make this files
41 MAKE_FILE_SHIFTED_xy_PLOTS_with_MAXIMUM_MARKS = 0;
42 % this cause only available when SHOW_SHIFTED_xy_PLOTS_with_MAXIMUM_MARKS = 1
43 % 0 if you are NOT interestet to make this files
44 % 1 if you ARE interestet to make this files
45 %format of data [rows,columns] = [403,361]
46 VASL_data = data'; %transponate to "correct" position
47 %format of VASL_data [rows,columns] = [361,403]
48 [n1 n2] = size(VASL_data); % n1 is Number of Rows e.g. 361
49 % n2 is Number of Columns e.g. 403
50 if (SHOW_NUMBER_OF_ROW_AND_COLUMNS == 1)
51 disp('n1:');
52 disp(n1);
53 disp('n2:');
54 disp(n2);
55 disp('size:');
56 disp(size(VASL_data));
57 end
58 for z=1:20
59 w = 1/z; % width of the band whichin shifting is allowed
60 p = 1 + round((n2-1)/2); % Mitte, wohin geschifted wird
61 %q = 50; % UNTERE Grenze, wo die Suche nach dem MAXIMUM begonnen wird
62 q = round(2 + p * (1 - w));
63 %r = 200; % OBERE Grenze, wo die Suche nach dem MAXIMUM beendet wird
64 r = round(p * (1 + w)-1);
65 %/*-----*/
66 %/* AVERAGING THE Mn-CONTENT */
67 %/*-----*/
68 sum = 0.0;
69 for i = 2:n1
70 for j = 2:n2
71 sum = sum + VASL_data(i,j);
72 end
73 end
74 average_Mn = sum/(n1*n2);
75 %/*-----*/
76 %/* DEFINE THE MATRICES */
77 %/*-----*/
78 florian = VASL_data;
79 florian(2:n1,2:n2) = 0.0; %overall average ausser erste Spalte und erste Zeite (dort Koordinaten)
80 if (SHOW_AVERAGE_VALUE == 1)
81 plot(VASL_data(1, 2:n2),florian(2, 2:n2)); %plot erste Zeile aus VASL_data (=Koordinaten) und x-tem (2tem) Zeilenwerte aus
82 Florian
83 xlabel('average value');
84 grid on;
85 if (WANT_PAUSE==1)
86 pause
87 end
88 %/*-----*/
89 %/* SEARCHING FOR THE MAXIMUM VALUES */
90 %/* AND PLOT/SAVE THEM WITH xy-PLOT */
91 %/* AND SHIFT THEM */

```

```

92  /*-----*/
93  for i=2:n1
94      /* SEARCHING FOR THE MAXIMUM VALUES */
95      maximum = 0.0;
96      for j=q:r
97          if (VASL_data(i,j) > maximum)
98              k = j;          %Spalte, wo Maximum liegt
99              maximum = VASL_data(i,j);
100             coordinate_max(i)=k;
101         end
102     end
103     florian(i,p) = maximum;
104     /* PLOT AND/OR SAVE xy-PLOT WITH/WITHOUT MARK ON MAXIMUM */
105     if (SHOW_xy_PLOTS == 1)
106         plot(VASL_data(1,2:n2),VASL_data(i,2:n2));
107         xlabel(i-1);
108         grid on;
109         if (WANT_PAUSE==1)
110             pause
111         end
112         if (MAKE_FILE_xy_PLOTS_without_MAXIMUM_MARKS == 1)
113             s = ['UNSHIFTED_xy_C_PROFILE_' int2str(i)];
114             print('-dtiff','', s);
115         end
116         hold on
117         plot(VASL_data(1,k),maximum,'o');
118         if (WANT_PAUSE==1)
119             pause
120         end
121         hold off
122         if (MAKE_FILE_xy_PLOTS_with_MAXIMUM_MARKS == 1)
123             s = ['UNSHIFTED_xy_C_PROFILE_WITH_MARK_' int2str(i)];
124             print('-dtiff','', s);
125         end
126     end
127     /* SHIFTING THE MAXIMUM VALUES */
128     k1 = 1;
129     %Schleife über Spalten vom Maximum bis zum Ende
130     for m=k+1:n2
131         florian(i,p+k1) = VASL_data(i,m);
132         k1=k1+1;
133     end
134     k1 = 1;
135     %Schleife über Spalten vom Maximum bis zum Anfang
136     for m=(k-1):-1:2
137         if ((p-k1) > 1)
138             florian(i,p-k1) = VASL_data(i,m);
139         end
140         k1=k1+1;
141     end
142 end
143 /*-----*/
144 /* PLOT THE COLORMAP OF THE ORIGINAL MATRIX */
145 /* WITH MARKS OF THE MAXIMA */
146 /*-----*/
147 macrosegregation = VASL_data(2:n1,2:n2);
148 imagesc(macrosegregation);
149 colormap(hsv);
150 if (WANT_PAUSE==1)
151     pause
152 end
153 if (z==1)
154     print -dtiff ORIGINAL_MATRIX;
155 end
156 hold on
157 for i=2:n1
158     x=coordinate_max(i)
159     plot(x,i,'o');
160 end
161 u = ['w = 1/' int2str(z)];
162 xlabel(u);
163 if (WANT_PAUSE==1)
164     pause
165 end
166 t = ['ORIGINAL_MATRIX_with_MAXIMA_hsv_' int2str(z)];
167 print ('-dtiff', '',t);
168 hold off
169 /*-----*/
170 /* PLOT THE SHIFTED VALUES */
171 /*-----*/
172 if (SHOW_SHIFTED_xy_PLOTS == 1)
173     for i=2:n1
174         if (SHOW_SHIFTED_xy_PLOTS_without_MAXIMUM_MARKS == 1)
175             plot(florian(1,2:n2),florian(i,2:n2));
176             xlabel(i-1);
177             grid on;
178             if (WANT_PAUSE==1)
179                 pause
180             end
181             if (MAKE_FILE_SHIFTED_xy_PLOTS_without_MAXIMUM_MARKS == 1)
182                 s = ['SHIFTED_xy_C_PROFILE_' int2str(i)];
183                 print('-dtiff','', s);

```

```

184         end
185         %hold on
186         if (MAKE_FILE_SHIFTED_xy_PLOTS_with_MAXIMUM_MARKS == 1)
187             %plot(VASL_data(1,k),maximum,'o');
188             %s = ['SHIFTED_C_PROFILE_WITH_MARK' int2str(i)];
189             %print('-dtiff',' ', s);
190             %if (WANT_PAUSE==1)
191                 %pause
192             %end
193         end
194         %hold off
195     end
196 end
197 end
198 %/*-----*/
199 %/* PLOT THE COLORMAP OF THE SHIFTED VALUES */
200 %/*-----*/
201 macrosegregation = florian(2:n1,2:n2);
202 imagesc(macrosegregation);
203 colormap(hsv);
204 u = ['w = 1/' int2str(z)];
205 xlabel(u);
206 if (WANT_PAUSE==1)
207     pause
208 end
209 t = ['SHIFTED_MATRIX_' int2str(z)];
210 print ('-dtiff', ' ',t);
211 %/*-----*/
212 %/* AVERAGING THE SHIFTED VALUES */
213 %/*-----*/
214 m = 1;
215 for j=2:n2
216     sum = 0.0;
217     k = 1;
218     for i=2:n1
219         sum = sum + florian(i,j);
220         if (florian(i,j)==0)
221             k=k+1;
222         end
223     end
224     final(m) = sum/k;
225     m=m+1;
226 end
227 %/*-----*/
228 %/* PLOT THE FINAL CURVE */
229 %/*-----*/
230 %/* with GRID */
231 plot(VASL_data(1,2:n2),final(1:(m2-1)));
232 u = ['w = 1/' int2str(z)];
233 xlabel(u);
234 grid on
235 if (WANT_PAUSE==1)
236     pause
237 end
238 t = ['cmix_RESULT_GRID_' int2str(z)];
239 print ('-dtiff', ' ',t);
240 axis([0 4e4 1.6 3.0])
241 if (WANT_PAUSE==1)
242     pause
243 end
244 t = ['cmix_RESULT_GRID_fixed_' int2str(z)];
245 print ('-dtiff', ' ',t);
246 %/* withOUT GRID */
247 plot(VASL_data(1,2:n2),final(1:(m2-1)));
248 u = ['w = 1/' int2str(z)];
249 xlabel(u);
250 if (WANT_PAUSE==1)
251     pause
252 end
253 t = ['cmix_RESULT_' int2str(z)];
254 print ('-dtiff', ' ',t);
255 axis([0 4e4 1.6 3.0])
256 if (WANT_PAUSE==1)
257     pause
258 end
259 t = ['cmix_RESULT_fixed_' int2str(z)];
260 print ('-dtiff', ' ',t);
261 %/*-----*/
262 %/* SAVE THE RESULTS TO A FILE */
263 %/*-----*/
264 f1 = fopen('final.dat','w');
265 for j=2:n2
266     fprintf(f1,'%10.10f %10.10f\n',data(j,1),final(j-1));
267 end
268 fclose(f1)
269 end
270 end
271 % END

```

Anhang 4: Veröffentlichungen des Autors

Journal Publications

- J7. Unterreiter G., Wlanis T., Ludwig A., Wu M., Sommitsch Ch., **Mayer F.**: Special Edition of Int. J. of Multiphysics, Multiphysics Simulations – Advanced Methods for Industrial Engineering, (2011) 209-217.
"Through-process simulation of aluminium casting A356-simulation of solidification and stress analysis during heat treatment"
- J6. **Mayer F.**, Wu M., Ludwig A.: Steel Research Int., 81 (2010) 660-7.
"On the Formation of Centreline Segregation in Continuous Slab Casting of Steel due to Bulging and/or Feeding"
- J5. Eck S., Pfeiler C., **Mayer F.**, Ludwig A., Evans J.W.: Int.J. of Cast Metals Research, 22 (2009) 74-7.
"Experimental and Numerical Modelling of the Flow Field in a CuxSny Direct Chill Caster"
- J4. Könözsy L., Ishmurzin A., **Mayer F.**, Grasser M., Wu M., Ludwig A.: Int. J. Cast Metals Research, 22 (2009) 175-8.
"Numerical Investigation of Grid Influence on the Formation of Macrosegregation"
- J3. Wu M., Ludwig A., Pfeiler C., **Mayer F.**: J. Iron and Steel Res. Int., 15 (2008) 30-7.
"Multiphase Flow Modeling and Its Application Potentials in Steel Continuous Casting"
- J2. Ishmurzin A., Gruber-Pretzler M., **Mayer F.**, Wu M., Ludwig A.: Int. J. Mat. Res., 99 (2008) 618-25.
"Multiphase/Multicomponent Modeling of Solidification Processes: Coupling Solidification Kinetics with Thermodynamics"
- J1. Ludwig A., Gruber-Pretzler M., **Mayer F.**, Ishmurzin A., Wu M.: Mater. Sci. Eng. A, 413-4 (2005) 485-9.
"A Way of Coupling Ternary Phase Diagram Information with Multiphase Solidification Simulations"

Books and Contributions to Books

- B2. Gruber-Pretzler M., **Mayer F.**, Wu M., Moiseev J., Tonn B., Ludwig A.: in "Continuous Casting", ed.: H.R. Müller, publisher Wiley-VCH, Weinheim, ISBN-10: 3-527-31341-9, (2006) 194-201
"Continuous Casting of Hypermonotectic AlBiZn Alloys: Experimental Investigations and Numerical Simulation"
- B1. Gruber-Pretzler M., **Mayer F.**, Wu M., Ludwig A.: in "Continuous Casting", ed.: H.R. Müller, publisher Wiley-VCH, Weinheim, ISBN-10: 3-527-31341-9 (2006) 219-25
"Modeling of Macroseggregations in Continuous Casting of Sn-Bronze"

Conference Proceedings

- C12. Wu M., Domitner J., Ludwig A., **Mayer F.**: 4th Int. Conf. Simulation and Modeling in Metallurgical Processes in Steelmaking (STEELSIM 2011) Düsseldorf, Germany, (2011) S4.1-11.
"A numerical study on the principle of mechanical softreduction for reducing the centreline segregation in slab casting"
- C11. Domitner J., Wu M., Ludwig A., **Mayer F.**, Kaufmann B., Reiter J., Schaden T.: European Continuous Casting Conference (ECCC 2011), Düsseldorf, Germany, (2011) S6.1-8.
"Modeling the formation and prevention of macrosegregation in continuously cast steel slabs"
- C10. **Mayer F.**, Wu M., Ludwig A.: 3rd Int. Conf. Simulation and Modeling in Metallurgical Processes in Steelmaking (STEELSIM 2009), ed. Ludwig A., Leoben, Austria, (2009) 247-52.
"Bulging vs. Feeding, which Mechanism Dominates in Regards to the Formation of Centerline Segregation in Continuous Slab Casting of Steel?"
- C9. **Mayer F.**, Wu M., Ludwig A.: 12th Int. Conf. Modeling of Casting, Welding, Adv. Solidification Processes (MCWASP XII), Vancouver, Canada, eds. S.L. Cockcroft, D.M. Maijer, TMS (2009) 279-86.
"Study of Centerline Macrosegregation in Steel Continuous Casting with a Two-Phase Volume Averaging Approach"
- C8. Grasser M., Ishmurzin A., **Mayer F.**, Wu M., Ludwig A., Hofmann U., Riedle J.: 12th Int. Conf. Modeling of Casting, Welding, Adv. Solidification Processes (MWASP XII), Vancouver, Canada, eds. S.L. Cockcroft, D.M. Maijer, TMS (2009) 221-8.
"Microstructure Prediction Based on Ternary Solidification Simulation for Continuous Casting of Bronze"
- C7. Grasser M., **Mayer F.**, Ludwig A.: 138th TMS Annual Meeting (2009) 47-54.
"Thermodynamic Description of the System Cu-Sn-P – Computational Thermodynamics and Experimental Investigation on the Systems CuSn and CuP"

C6. Wu M., Ludwig A., Pfeiler C., **Mayer F.**: 4th Int. Conf. on Continuous Casting of Steel in Developing Countries (CCC08), Beijing, China, (2008) 30-7.

"Multiphase Flow Modeling and Its Application Potentials in Steel Continuous Casting"

C5. Gruber-Pretzler M., **Mayer F.**, Wu M., Ludwig A., Riedle J., Hofmann U.: Int. Conf. of COM/Cu2007, Toronto, Canada, Vol. I: Copper and Alloy Casting and Fabrication / Copper-Economics and Markets, eds.: J. Huggens, K. Sadayappan, J. Spooner, L.D. Smith et al. (2007) 265-79.

"Macrosegregation in Continuous Casting of Phosphor Bronze – Impact on Properties and Modeling of Formation"

C4. Ludwig A., Ishmurzin A., Gruber-Pretzler M., **Mayer F.**, Wu M., Tanzer R., Schützenhöfer W.: 5th Dec. Int. Conf. on Solidification Processing (SP07), Sheffield, UK, ed.: H. Jones (2007) 493-6.

"Combining Ternary Phase Diagram Information with Multiphase Solidification Simulations"

C3. Könözsy L., **Mayer F.**, Ishmurzin A., Wu M., Ludwig A., Tanzer R., Schützenhöfer W.: 2nd Int. Conf. on Simulation & Modeling of Metall. Processes in Steelmaking (STEELSIM 2007), Graz, Austria, ed.: Ludwig A. (2007) 126-32.

"Parameter Study on the Formation of Macrosegregation in a Large Steel Ingot"

C2. **Mayer F.**, Gruber-Pretzler M., Wu M., Ludwig A.: 2nd Int. Conf. on Simulation & Modeling of Metall. Processes in Steelmaking (STEELSIM 2007), Graz, Austria, ed.: Ludwig A. (2007) 265-70.

"Numerical Study of the Shrinkage Flow Induced Macrosegregation in Continuous Casting of Steel"

C1. Gruber-Pretzler M., **Mayer F.**, Ishmurzin A., Wu M., Ludwig A.: 11th Int. Conf. on Modeling of Casting, Welding and Adv. Solidification Processes (MCWASP XI), Opio, France (2006) 799-806.

"A Study of Macrosegregation Formation in Continuous Casting of a Technical CuSnP Bronze"

Non Peer-Reviewed Publications

N2. Grasser M., Hao J., Ishmurzin A., **Mayer F.**, Wu M., Ludwig A., Hofmann U., Riedle J.: Int. Foundry Research, 61 (2009) 42-5.

"Macrosegregation prediction for ternary bronze alloys"

N1. Gruber-Pretzler M., **Mayer F.**, Ishmurzin A., Könözsy L., Wu M., Ludwig A.: BHM, 153 (2008) 278-81.

"Numerical Modeling of the Effect of Global Transport Phenomena on the Microstructure Formation"

Additional Conference Presentations (incl. Poster)

P9. **F. Mayer**, WerWasWo.Forschung@MUL, Leoben, Austria, November 2-13, 2009

"Makroseigerungen auf der Spur"

P8. **F. Mayer**, M. Gruber-Pretzler, L. Könözsy, M. Wu, A. Ludwig, 2nd Int. Conf. Adv. in Solidification Processes (ICASP-2), Graz, Austria, June 17-20, 2008

"Numerical Study of the Shrinkage Flow Induced Macrosegregation in Continuous Casting of Steel"

P7. **F. Mayer**, C. Pfeiler, A. Kharicha, M. Gruber-Pretzler, M. Wu, A. Ludwig, 5th FZD and ANSYS Workshop, Dresden, Germany, April 25-27, 2007

"Process Simulation in Metallurgy: Adaptation of FLUENT's Multiphase Options"

P6. **F. Mayer**, C. Pfeiler, A. Kharicha, M. Gruber-Pretzler, M. Wu, A. Ludwig, ANSYS CFD-Forum, Vienna, Austria, April 20, 2007

"Process Simulation in Metallurgy: Adaptation of FLUENT's Multiphase Options"

P5. **F. Mayer**, M. Wu, A. Ludwig, SymSim2007, Aachen, Germany, June 29, 2007

"Das Euler-Euler Erstarrungsmodell des Lehrstuhls SMMP"

P4. **F. Mayer**, WerWasWo.Forschung@MUL, Leoben, Austria, Dezember 4-15, 2006

"Strangguss von Stahl"

P3. **F. Mayer**, M. Wu, A. Ludwig, M. Gruber-Pretzler, C. Pfeiler, M. Hainke, K. Otto, FLUENT Forum, Darmstadt, Germany, November 14, 2006

"Performance Studie zu Parallelrechnungen (Shared Memory vs. Cluster) von metallurgischen Mehrphasensimulationen"

P2. **F. Mayer**, SimNet Styria Workshop, Leoben, Austria, September 11, 2006

"Metallurgische Aspekte von CFD-FEA Kopplung"

P1. **F. Mayer**, M. Wu, A. Ludwig, SymSim2006, Wurzeralm, Austria, March 3, 2006

"Simulation der Entstehung sowie Minimierung von Makroseigerungen beim Stranggießen von Stahl"



Strangguss von Stahl

Mehrphasensimulation: Modellierung der deformationsinduzierten Verringerung von Makroseigerung sowie Schrumpfungsporosität während der Softreduktion von Stahl

Beim Strangguss von Stahl kommt es zu Konzentrationsinhomogenitäten (Seigerungen) über den Strangquerschnitt. Diese Makroseigerungen stellen, da sie beispielsweise beim Walzen an die Blechoberfläche kommen können, eine Qualitätsreduzierung dar und sollten minimiert werden. Eine gängige Möglichkeit stellt die Softreduktion dar. Dabei wird der Führungsrollenabstand leicht (soft = etwa 1mm pro m Stranglänge) und kontinuierlich reduziert, die für die Seigerungsentstehung verantwortlichen Schmelzenströmungen im Stranginneren beeinflusst

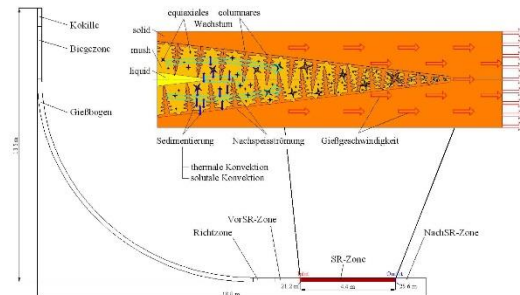


Abb.1: Schematische Lage der Softreduktion sowie die Grundidee des verwendeten Modells mit den berücksichtigten Mechanismen

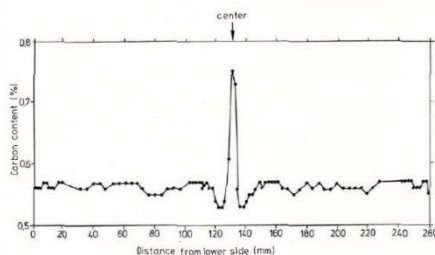


Abb.2: Typisches Konzentrationsprofil über den Brammenquerschnitt¹

und die Seigerung minimiert. Im Rahmen der Arbeit wird ein Simulationstool erarbeitet, das die Entstehung und Beeinflussung von Makroseigerung im Bereich der Softreduktion beschreibt, wobei die dynamische Interaktion der einzelnen Phasen sowie die Strangschalenverformung während der Softreduktion berücksichtigt wird.

¹ K. Miyazawa, K. Schwerdtfeger, Arch. Eisenhüttenwesen, 52 (1981) 415-422

Industriepartner:

voestalpine
 STAHL DONAWITZ GMBH

SIEMENS
 VAI

voestalpine
 STAHL GMBH



Florian M. Mayer
 CD-Labor
 „Mehrphasensimulation
 metallurgischer Prozesse“
 an der MUL seit: 1992



Zur Person:

Studium Werkstoffwissenschaft

Wissenschaftlicher Mitarbeiter im CD-Labor seit 2004

Forschungsschwerpunkte:

CFD „Computational Fluid Dynamic“

Makroseigerungsentstehung beim Strangguß von Stahl

FSI - Fluid Structure Interaction
 (Verformungsberechnung mittels ABAQUS,
 Strömungsberechnung mittels FLUENT,
 Kopplung der Softwarepakete mittels MpCCI)

Näheres unter: <http://www.smp.at/hm>

Numerical Study of the Shrinkage Flow Induced Macrosegregation in Continuous Casting of Steel

F. Mayer, M. Gruber-Pretzler, L. Köröszy, M. Wu, A. Ludwig

CD-Lab for Multiphase Modeling of Metallurgical Processes, Simulation and Modeling of Metallurgical Processes, Dept. Metallurgy, Univ. Leoben, A-8700, Austria

ABSTRACT: Macro-segregations in steel continuous casting can be caused by different mechanisms such as feeding flow, deformation (bulging) induced flow, thermo-solutal convection, equiaxed grain sedimentation etc. The current paper focuses on the formation of macrosegregation in the mushy zone caused by the mechanism of feeding flow. A two phase volume averaging Eulerian approach is applied to simulate the solidification of a scatted benchmark strand as well as the formation of macrosegregation. It considers the liquid melt and the columnar dendrite trunks as separate phases, whereby the morphology of the growing columnar trunks is simplified as step-wise growing cylinders. A diffusion controlled growth model is implemented for calculating the mass transfer rate during solidification. In addition, the velocity field of the melt flow is calculated by solving the corresponding momentum conservation equation. The species transport equation for the interdendritic melt is explicitly solved and the thermodynamics of the binary Fe-C system is taken into account. Considering only solidification shrinkage-induced feeding, the predicted macrosegregation pattern shows a negative center segregation rather than positive.

1. INTRODUCTION

Different flow and transport phenomena during continuous casting process cause macrosegregation. The frequently occurring macrosegregation in continuously cast slab is the centerline segregation [1-5]. Industrial practice has demonstrated that this centerline macrosegregation can be reduced by the so-called soft-reduction procedure: at the end of solidification, the strand is subjected to weak rolling [6-9]. Due to the complexity of the coupled flow and transport phenomena, the majority of knowledge on this topic comes from experimental trials to optimize the soft reduction parameters (e.g. the reduction position and reduction rate). This is costly. Therefore, numerical studies become a more efficient method to achieve deeper understanding to this problem [1,5,10]. Very recently, two of the present authors [11-12] have developed a three-phase volume-averaging approach for predicting macrosegregation. With this approach the motion of grains, the melt flow caused by shrinkage and thermo-solutal buoyancy, the growth of a columnar front and the columnar-to-equiaxed transition can be modeled.

In the current paper only a two phase columnar solidification is considered. The permeable mushy zone is assumed to be composed of cylindrical 'dendrites' with a given primary dendrite arm spacing, λ_1 . Further development of the dendritic growth model especially in the mushy zone has been made. The results of the feeding induced macrosegregation forming within a solidifying strand are presented and discussed.

2. MODEL DESCRIPTION AND ASSUMPTIONS

A detailed description of the numerical model is published in [11-12]. Here a short outline of the columnar solidification model is given. The model considers two phases, one for the melt and one for the growing columnar dendrites. The conservation equations of mass, species and enthalpy for each phase are included. For the melt the momentum conservation equation is solved in addition. The columnar phase is assumed to move with a fixed velocity, namely the casting velocity (v_{cast}). The main assumptions of the model are summarized as follows:

- A linearized binary Fe-C phase diagram, i.e. a constant solute redistribution coefficient k and a constant liquidus slope m_c , are used.
- Columnar dendrite trunks grow from the mold wall as soon as the casting surface temperature drops below liquidus T_L .
- The morphology of columnar dendrite trunks is simplified as cone-shaped cylinders.

265

- A shell-wise growth of the cylinders is driven by diffusion.
- Mechanical interaction between the solid and the liquid in the mushy zone is calculated via Darcy's law and the Blake-Kozeny permeability approach [13-14].

In order to quantify the macrosegregation, a mixture concentration is calculated by

$$c_{mix} = \frac{c_L f_L \lambda_1 + c_S f_S \rho_S}{f_L \rho_L + f_S \rho_S} \quad (1)$$

Here, c_L and c_S stand for the concentrations, f_L and f_S for the volume fractions, ρ_L and ρ_S for the densities of the liquid and the solid.

As an improvement to the previously published multiphase solidification model [11-12], the impingement factor for the columnar growth is re-considered. The calculation of the impingement factor for hexagonal arrangement of columnar dendrites is based on geometry information. The dendrite trunk diameter, d_c , is calculated according to the following correlation

$$d_c = \sqrt{\frac{\sqrt{12} \cdot f_L \cdot \lambda_1}{\pi}} \quad (2)$$

Based on this expression, the maximum columnar diameter $d_{c,max}$ is determined by the diameter of the dendrite trunk (Fig. 1), when no liquid is left in the cell. Since the mass transfer rate M_k depends on the surface per volume it can be defined as

$$M_k = v_{bc} \cdot \frac{2 \cdot d_c \cdot \pi}{\sqrt{3} \cdot \lambda_1^2} \cdot \rho_L \cdot f_{imp} \quad (3)$$

Here, v_{bc} stands for the growth velocity. As the columnar trunks will no longer be ideal cylindrical, when they start to impinge, an impingement factor (f_{imp}) was defined to consider the decrease of surface per volume with further solidification.

$$f_{imp} = \begin{cases} 1 & \text{when } d_c \leq \lambda_1 \\ \frac{1}{f_L f_{c,inc}} & \text{when } d_c > \lambda_1 \end{cases} \quad (4)$$

Here, $f_{c,inc}$ is the critical liquid volume fraction defined as

$$f_{c,inc} = 1 - \frac{\pi}{2 \cdot \sqrt{3}} \quad (5)$$

In order to overcome numerical difficulties at end of solidification where numerical convergence is hard to achieve, a so called simplified-porosity-model (SPM) is implemented. At a certain amount of residual melt, $f_{sp,lim}$, it became quite difficult for the feeding flow to stream through the already solidified forest of dendrites. In reality, if feeding is not possible porosity might form. We treat the formation of pores by considering the next growing solid shell as a porous phase f_{sp} with an average density of ρ_{sp} , being equal to the liquid density (Fig. 2). With this simple approach the average density of the solid phase including the primary solid phase, $f_{sp,prim}$, and the newly formed porous shell is calculated by

$$\bar{\rho} = \frac{f_{sp,prim} \cdot \rho_L + f_{sp} \cdot \rho_{sp}}{f_{sp,prim} + f_{sp}} \quad (6)$$

266

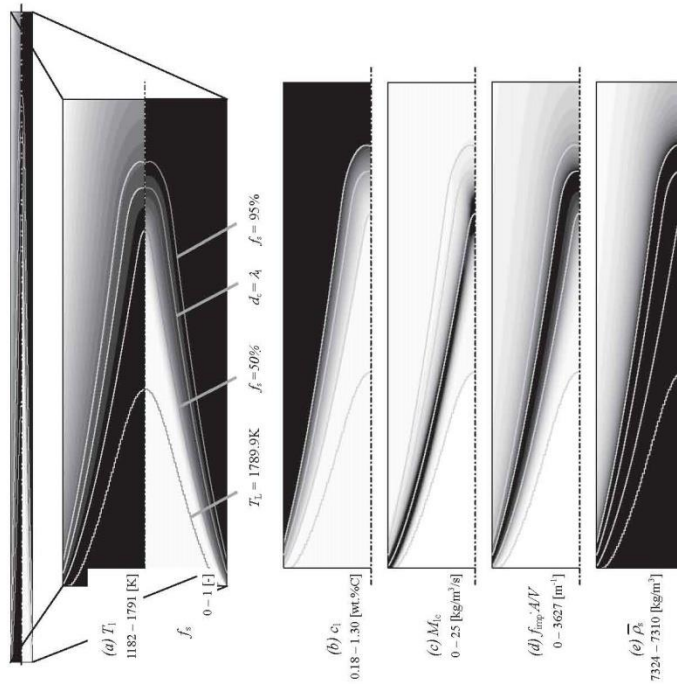


Fig. 4: (a) A 3D sketch of the temperature field (upper half) and volume fraction of the solid (lower half) of the continuous casting process for Fe-0.18 wt.%C, with (b) liquid concentration c_1 , (c) mass transfer rate M_c , (d) surface term $f_s \cdot A \cdot V$, and (e) average solid density $\bar{\rho}_s$. All fields are overlaid with different isolines as labeled in Fig. 4a. The bright areas represent the lowest values whereas the dark areas the highest.

In all figures the isotherm of the liquidus temperature, $T_L = 1789.9$ K, where volume fraction of the solid is zero, $f_s = 0$, the isoline of $f_s = 0.5$ as well as the isoline of $f_s = 0.95$ and also the isoline of $d_c = \lambda_1$ is displayed. The mushy zone starts from T_L , and ends at the predefined liquid fraction limit of $f_s = 10^{-3}$. In order to avoid convergence problems hindered refeeding, it was assumed that in the region of solid volume fraction larger than 0.95 pores might occur.

In a general solidification sequence, solidification starts at the cooled surface region as soon as the temperature drops below liquidus. According to the phase diagram informations the so formed solid has a smaller concentration than the melt and therefore the liquid starts to become enriched (see Fig. 4b). The difference between the averaged concentration within the cell and the equilibrium concentration at the phase boundary is responsible for the mass transfer rate M_c . (See Fig. 4c). With further cooling, the dendrite trunk diameter (d_c) grows whereby the surface per volume (d_c/V) increases. When d_c becomes larger than λ_1 , the ap-

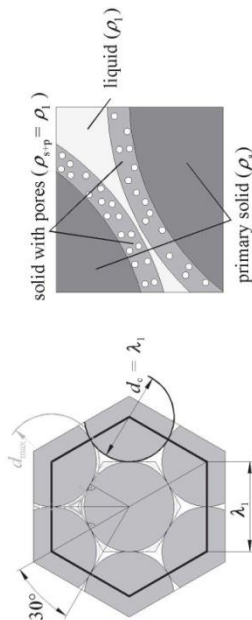


Fig. 2: Basic idea to treat the pore formation in a growing shell with a solid average density.

3. PROBLEM DESCRIPTION

For the presented calculation the properties of a binary steel Fe-0.18wt.%C were used. The solidification simulations were performed with the software FLUENT in combination with the model outlined above by user defined subroutines [11-14]. For the geometry the scaled benchmark shown in Fig. 3 has been chosen. The casting velocity of $v_{cast} = 3.5$ mm/s = 12.6 m/h and a casting temperature of $T_{in} = 1791$ K were applied for the continuous casting process. A 2D-symmetrical simulation was made. Fig. 3 schematically shows the calculation domain, where (1) indicates the position of a pressure inlet, (2) shows a heat transfer coefficient (HTC) boundary with $h = 235$ W/m²/K and $T_{wall} = 325$ K, and (3) indicates the location of the outlet. Here, a constant casting velocity is taken as outlet boundary condition, (4) labels the location of the symmetry plane. The wall (2) is assumed to move with the casting velocity. Therefore, a non-slip condition for the wall boundary is applied. The calculation domain is discretized with 245 760 cells. In this work only steady state results are presented.

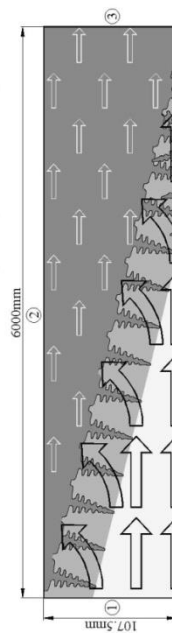


Fig. 3: Configuration of the calculation domain and boundary conditions (described in the text).

4. RESULTS AND DISCUSSION

The modeling results, graphically shown in this section, are presented in scaled figures with different scaling factors in the horizontal and vertical direction. Fig. 4a shows the temperature field (upper half) and volume fraction of the solid (lower half). Fig. 4b displays the liquid concentration c_1 , whereas Fig. 4c shows the mass transfer rate M_c , Fig. 4d illustrates the surface term $f_s \cdot A \cdot V$, and finally Fig. 4e shows the average solid density $\bar{\rho}_s$. In Fig. 5 the calculated Carbon macrosegregation field is displayed. Further details on that are given in Fig. 6, where macrosegregation profiles from the inlet, the outlet and across different sections are shown. For a comparison, Fig. 7 shows published macrosegregation profiles gained according to different macrosegregation forming mechanisms.

pled impingement factor (f_{imp}) leads to a reduction of the columnar growth surface area ($V_{imp} \cdot A/V$) so that the mass transfer tends to zero by consuming the residual melt. Fig. 4d shows that this product of f_{imp} and A/V has a maximum at the λ_1 -isoline. However, as shown in Fig. 4c, the maximum of the mass transfer rate is not at the λ_1 -isoline but rather at around the $\lambda_2 = 0.5$ -isoline. This indicates that the factor which is responsible for the maximum M_{1c} (according to 3) is the growth velocity v_{sc} , rather than the surface term $A/V \cdot f_{imp}$.

The proposed simplified-porosity-model starts to act at the predefined volume fraction of $f_v = 0.95$. This can be seen by the reduced average solid density ρ_s shown in Fig. 4e. As feeding is no longer necessary for solid volume fraction beyond 95%, we could avoid any major numerical convergence problem normally occurring when feeding flow starts to be more and more difficult. However, the choice of $f_v = 0.95$ as the starting point for porosity formation is somewhat artificial and not based on related physical phenomena. At present, a corresponding improvement is under way. However, the present use of such a simplified-porosity-model ensures a stable numerical calculation right to any liquid fraction limit desired.

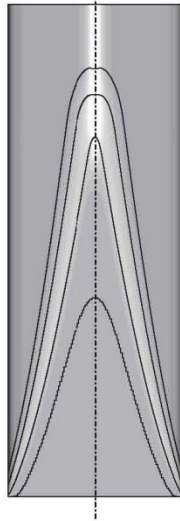


Fig. 5. Macrosegregation of C. Isolines are defined as labelled in Fig. 4a. The range of the values is 0.170wt.%C (bright areas) - 0.184wt.%C (dark areas).

Fig. 5 shows the predicted macrosegregation pattern and Fig. 6 the corresponding macrosegregation developments at different positions along the length of the strand. As we consider the mush to be permeable, solidification-induced shrinkage flow occurs through the mushy zone up to the above mentioned predefined $f_s = 0.95$ limit. Since the early work of Flemings in 1967 [4], it is known that feeding flow towards the dendrites roots causes positive macrosegregation at the surface of a casting, the so-called inverse segregation. This is also observed in our simulations. In the center of the strand the solidifying dendrites are fed with less- or non-segregated 'fresh' melt coming from the bulk region in the middle of the casting. Therefore, the solid there is formed with a decreased solute content and negative macrosegregations occur at the center line.

Contradicting to this result, positive centerline macrosegregation is often reported in practice. Based on our study, the explanation of positive centerline segregation has to consider additional phenomena, such as bulging or bending. Fig. 7 shows a comparison of calculated macrosegregation profiles with and without bulging or shrinkage (taken from [5]). Our result coincides with these results, as negative center segregation is predicted when only shrinkage flow is considered. The two other lines, namely the broken line and the continuous line in Fig. 7, show the positive centerline segregation results induced by bulging with/without shrinkage. It indicates that in the general case, positive centerline segregation would be expected when bulging is important. The difference in the profiles in Fig. 6 and Fig. 7, especially far away from the center, depends on the different boundary conditions of the simulations. However industrial practice also shows that in some special cases, for example in large round billet castings especially for non-ferrous materials where bulging is of minor importance, negative centerline segregation exists.

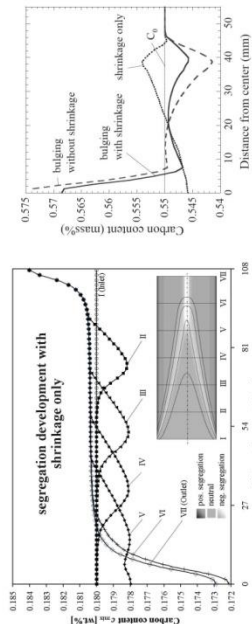


Fig. 6. Macrosegregation pattern at the inlet, the outlet and different cross section positions.

5. CONCLUSIONS

A two phase Eulerian approach is used to model the shrinkage flow induced macrosegregations in steel continuous casting. The presented model includes an implementation of a hexagonal staggered columnar growth model combined with a simplified porosity model. The results show positive macrosegregations at the wall and negative ones in the center line. These results confirm the previous studies in literature. Negative centerline segregation is often experimentally observed in round billets, although positive centerline segregation is normally found for steel slabs in industry. According to Miyazawa [1] and Kajitani [5], this positive segregation is mainly due to bulging. The inclusion of bulging and other macrosegregation formation mechanisms in the Eulerian approach is the objective of further studies.

6. ACKNOWLEDGEMENT

This work is financially supported by the Austrian Christian-Doppler Research Society, voestalpine Stahl Donawitz, voestalpine Stahl Linz and Siemens VAI Metal Technologies for which the authors kindly acknowledge. The authors wish to express their appreciation to ANSYS Inc./FLUENT Inc. for their technical assistance.

7. REFERENCES

- [1] K. Miyazawa, K. Schwerdtfeger, Arch. Eisenhüttenwesen, 52 (1981) 415.
- [2] C. Beckermann, Int. Mater. Rev. 47 (2002) 243.
- [3] G. Lesout, Mater. Sci. Eng. A., 413-414 (2005) 19.
- [4] M.C. Flemings, ISJ Intern., 40 (2000) 833.
- [5] T. Kajitani, J.-M. Drezet, M. Rappaz, Met. Mater. Trans., 32A (2001) 1479.
- [6] S. Ogibayashi, M. Kobayashi, M. Yamada, T. Mukai, ISJ Intern., 31 (1991) 1400.
- [7] C.H. Yin, J.K. Park, B. D. You, S.M. Yang, ISJ Intern., 36 (1996) 231.
- [8] R. Thomas, K. Harste, Steel Res., 75 (2004) 683.
- [9] H. Priedlinger, S. Ille, P. Reisinger, A. Schiefelmüller, A. Pissenberger, E. Parteder, S. Bernhard, ISJ Intern., 46 (2006) 1845.
- [10] S.Y. Lee, A.I. Chung, A.P. Hong, McWASP IX, SIM2000, ed. P. Sahmi, P.N. Hansen, G. Conley, (2000) 648.
- [11] A. Ludwig, M. Wu, Mater. Sci. Eng. A, 413-414 (2005) 109.
- [12] M. Wu, A. Ludwig, Metall. Mater. Trans., 37A (2006) 1613.
- [13] Bird R.B., Stewart W.E., Lightfoot E.N., "Transport Phenomena", John Wiley & Sons, New York (1960).
- [14] A. Ludwig, M. Wu, Metall. Mater. Trans., 33A, (2002) 3673.

Modeling of Casting, Welding, and Advanced Solidification Processes - XII
 Edited by: Steve L. Cockcroft and Dawn M. Maijer
 TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2009

STUDY OF CENTERLINE MACROSEGREGATION IN STEEL CONTINUOUS CASTING WITH A TWO-PHASE VOLUME AVERAGING APPROACH

F. Mayer, M. Wu and A. Ludwig

Christian-Doppler-Laboratory for Multiphase Modelling of Metallurgical Processes, Dept. of Metallurgy, Univ. of Leoben, A-8700 Leoben, Austria

Keywords: continuous casting, centerline macrosegregation, bulging, columnar growth.

Abstract

A two-phase volume averaging model is used to study centerline macrosegregation in steel continuous casting. Only columnar solidification is considered, and the morphology of the columnar dendrite trunks is simplified as step-wise cylinders, where the growth kinetics is governed by diffusion. The solidified strand moves with predefined velocity following the casting speed and the solid shell deformation (bulging). The bulk and the interdendritic flow, driven by feeding of the solidification shrinkage and by deformation of the solidified shell, is solved in the Eulerian frame of reference. The current paper studies two important flow mechanisms separately: flow caused by feeding, and flow caused by series of bulging along the solidifying strand shell. Simulations are performed for a horizontally-cast steel strand with a simplified geometry. The current model has reproduced the work of previous studies in literature: the feeding flow induces the negative centerline segregation, whereas bulging is responsible for the positive centerline segregation. However, we found that the centerline segregation is the outcome of the sum-up effect by the series of bulging. The quantitative prediction of the centerline segregation is sensitive to the predefined velocity of the deforming solid shell, for which a reliable mechanical deformation model for the semi-solid region is desired.

Introduction

One of the concerns in steel continuous casting is the centerline macrosegregation [1-3]. Industrial practice has shown that this centerline segregation can be reduced by the so-called softreduction at/near the end of solidification, i.e. the strand is subjected to weak rolling before it is fully solidified [4-11]. However, to get deeper understanding on the formation mechanism of centerline macrosegregation and the effectiveness of softreduction, industry has to rely on exhausting experimental trials to get the reduction parameters (e.g. the softreduction position and rate). Therefore, numerical studies become a more efficient method to achieve deep understanding of this problem [12-16].

Very recently, the current authors [17-18] have developed a volume-averaging-based solidification model for predicting the macrosegregation. With this approach the melt flow caused by shrinkage and thermo-solutal buoyancy, the motion of equiaxed crystals, the progress of a columnar front and columnar-to-equiaxed transition can be modeled. In the present paper only two phases, columnar dendrite trunks and the interdendritic melt, are considered. The velocity field of the solidified columnar phase is predefined, no mechanical deformation model is considered. The idea to describe the velocity of the solidified shell due to bulging, proposed by Miyazawa and Schwerdtfeger [12], is employed and modified. With this two-phase solidification model a benchmark casting (simplified 2D steel slab) is simulated. The aim of

279

this work is to improve our understanding of the centerline macrosegregation. The idea of industry to reduce/minimize the centerline segregation by softreduction can only be achievable when the formation mechanism of the centerline macrosegregation is modeled and understood.

Model

Two phase solidification model

Details of the numerical model for the mixed columnar-equiaxed solidification are described previously [17-18]. Here simplification and modification are made for considering only two phases. A short outline of the model assumptions is given here.

- The two phases are the melt and the columnar dendrite trunks. Nucleation and growth of equiaxed grains are ignored.
 - The morphology of the columnar dendrite trunks is approximated by step-wise cylinders, and the primary dendrite arm spacing, λ_1 , is constant. The arrangement of the cylinder is staggered.
 - The columnar trunks start to develop from the casting (slab) surface when constitutional undercooling is achieved. The liquid-to-solid mass transfer rate, $M_{e,s}$, is calculated based on the growth velocity of the columnar trunks which is governed by diffusion around the cylinders.
 - Volume-averaged concentrations (c_L, c_s) are calculated. Macrosegregation is evaluated by mixture concentration c_{mix} , calculated by $(\rho_s c_s f_s + \rho_L c_L) / (\rho_s f_s + \rho_L f_L)$. The concentrations at the liquid-solid interface (c_L^*, c_s^*) are determined according to thermodynamics, and we assume thermodynamic equilibrium condition applies there. No solid back diffusion occurs. The difference ($c_L^* - c_L$) serves as driving force for the growth of the columnar trunks.
 - A linearized binary Fe-C phase diagram with a constant solute redistribution coefficient k and a constant liquidus slope m is used.
 - Mechanical interaction between solid and liquid in the mushy zone is calculated via a permeability law according to the Blake-Kozeny approach [19].
- Steel continuous casting has an extremely deep mushy region. Theoretically solidification shrinkage of the last remaining melt, although it occurs deep in the mushy zone where the permeability is extremely low, should also be fed. In reality micro pores would form, or the deformation of the solid dendritic skeletons would compensate the solidification shrinkage so that no feeding is necessary. However, both pore formation and solid deformation are not considered in the current model. To avoid this difficulty a "simplified porosity model (SPM)" was proposed [20]. The solid phase formed from the last remaining melt is treated as a solid-pore mixture phase with a mixture density ρ_{sp} equal to liquid density ρ_L , and thus the last remaining melt solidifies without feeding. The SPM is briefly described in Appendix. Another numerical improvement to the model is the surface impingement of the growing columnar trunks. Here a new impingement factor Φ_{imp} is defined, also described in Appendix.

Motion of the solid in mushy zone

Based on many experimental and theoretical investigations, Miyazawa and Schwerdtfeger proposed a solid velocity field in the mushy region between two neighbouring rolls, as shown in Figure 1 [12]. The z component of the solid velocity \bar{u}_z is constant and equal to the casting velocity. For the x component, two regions are distinguished. In region A the strand thickens due to bulging. The entire solid of the mushy zone moves outwards with the velocity of the solid shell \bar{u}_{shell}^{surf} . Hence, the x -component solid velocity between the solidus line (0 -strength line precisely) and the casting centerline \bar{u}_x is constant and equal to \bar{u}_x^{surf} . In region B the strand is pressed together. Since the dendrites have grown during their passage through the regions and since it is assumed that no solid would cross the centerline, they have to be

280

compressed in region B. Therefore, \bar{u}_x will be decreased with the decreasing solid fraction f_s from \bar{u}_x^{surf} at the solidus line ($f_s = 1$) to zero at the casting centreline.

$$\bar{u}_x = \bar{u}_x^{\text{surf}} \cdot \frac{f_s - f_s^{\text{cent}}}{1 - f_s^{\text{cent}}} \quad (1)$$

where f_s^{cent} is the solid fraction at the casting center.

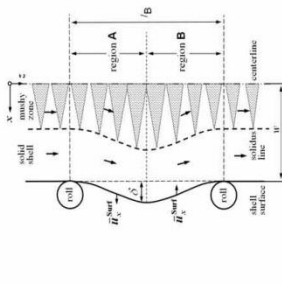


Figure 1. Region of a strand with one bulging, redrawn from [12].

This modeling idea is modified for the case with a series of bulging roles, as shown in Figure 2. The assumption for the z component of the solid velocity \bar{u}_z (constant and equal to the casting velocity) applies to the whole calculation domain. For the x-component of the solid velocity \bar{u}_x , the whole strand is divided into different sub-domains according to the state of the solidification at the casting centerline: sub-domain I with liquid core ($f_s^{\text{cent}} = 0$), sub-domain II with non-strength core ($0 < f_s^{\text{cent}} \leq f_s^{\text{0-strength}}$), and sub-domain III with "rigid" core ($f_s^{\text{cent}} > f_s^{\text{0-strength}}$). In the sub-domain with liquid core, the whole solid phase moves with the solid shell, i.e. $\bar{u}_x = \bar{u}_x^{\text{surf}}$. In the sub-domain with "rigid" core (no bulging in this region for case II), $\bar{u}_x = 0$. In the sub-domain with non-strength core (sub-domain II), it is distinguished between regions A and B. In region A, the strand thickens due to bulging and $\bar{u}_x = \bar{u}_x^{\text{surf}}$. In region B, the strand is pressed together and \bar{u}_x will decrease with decreasing solid fraction f_s from \bar{u}_x^{surf} at the 0-strength line ($f_s^{\text{0-strength}}$) to zero at the casting centerline. Equation (1) is modified by introducing an exponential function

$$\bar{u}_x = \bar{u}_x^{\text{surf}} \cdot \left(1 - e^{-k \cdot (f_s - f_s^{\text{cent}})} \right), \quad (2)$$

where $k = 50$. The 0-strength volume fraction is defined empirically according to industrial practice (without proof), at solid fraction of 0.8. The x-coordinate of the surface profile due to bulging is assumed as

$$x^{\text{surf}} = w + \frac{\delta(z)}{2} + \frac{\delta(z)}{2} \cdot \sin\left(2\pi \frac{z - z_0}{I_B} - \frac{\pi}{2}\right) \quad (3)$$

with $\delta(z) = \delta_0 + \frac{\delta_L}{I_B N} \cdot (z_0 - z)$

where w is the half of the strand thickness, z_0 is the coordinate where bulging starts, I_B is the distance of neighbouring rolls, and N is the total number of bulging rolls. In addition the maximum bulging range is linearly reduced from δ_0 at z_0 to zero where the solid shell is thick and strong enough to withstand the bulging. Here parallel motion of the slab surface starts. With equation (3), \bar{u}_x^{surf} can be deduced [12].

$$\bar{u}_x^{\text{surf}} = \bar{u}_z \cdot \frac{dx^{\text{surf}}}{dz} \quad (4)$$

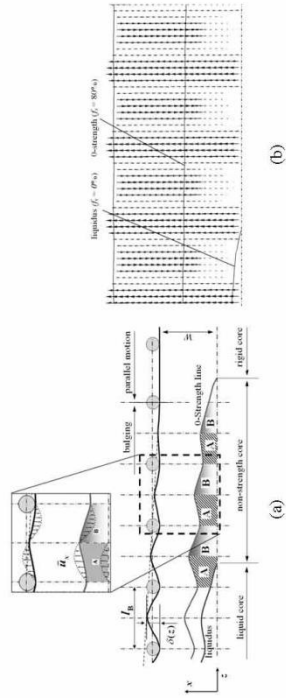


Figure 2. (a) Schematic of solid motion model with series bulging roles and (b) x-component solid velocity in vectors.

Case studies

Case I. Macrosegregation without bulging

A 2D symmetric benchmark steel (Fe-0.18 wt.% C) slab, 9000 mm length and 215 mm thickness, was simulated. Solidification shrinkage is the only mechanism causing interdendritic flow in this case. No gravity or bulging effect is considered. As schematically shown in Figure 2, the slab is assumed to be cast horizontally. The hot melt ($T_0 = 1791$ K) with nominal concentration ($c_0 = 0.18$ wt.%) fills through inlet (left), and the solid strand is continuously drawn from the outlet (right). The melt solidifies as it passes through the domain. Therefore a velocity boundary condition (\bar{u}_z equals to casting speed 6 mm/s) is applied at the outlet, and a pressure boundary condition is applied at the inlet. The heat transfer coefficient between the casting surface and the cooling media ($T_w = 325$ K) is 235 W/m²K. This boundary condition is applied to achieve full solidification within the calculation domain, when steady-state condition is reached, implies the need of such a low casting speed. The liquid has a density of $\rho_l = 7027$ kg/m³ and the solid of $\rho_s = 7324$ kg/m³. To avoid feeding difficulty beyond a critical volume fraction of columnar $f_{s,SPM} = 0.95$, the SPM as described above is applied in this case.

The modeling result is shown in Figure 3. As expected, positive segregation at the surface and negative segregation in the casting center are predicted. The reason for this kind of macrosegregation can be explained by the flow pattern (Figure 4) according to Flemings local solute redistribution theory [1, 20]. The positive surface segregation, also called inverse segregation, is due to feeding of the solidification shrinkage with highly-segregated interdendritic melt. As the casting center starts to solidify, the interdendritic melt (enriched with the solute element) is transported in diverse directions into deeper dendritic mushy regions,

being replaced by relatively fresh melt ($-c_0$) from the upper stream, causing a decrease in the mixture concentration c_{mix} . This modeling results have supported the work of previous studies [12, 14], although it does not agree with industrial practice where mainly positive centerline segregation in the steel slab is observed. This indicates that the case which only considers shrinkage flow is different from reality.

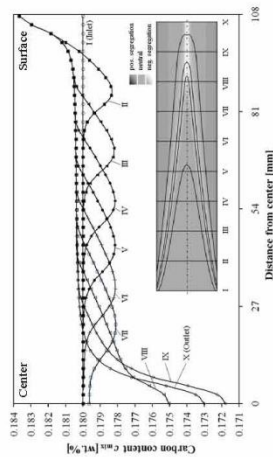


Figure 3. Predicted macrosegregation in a horizontal steel slab without bulging (length scaled 1:10). The evolution of the macrosegregation (c_{mix}) profiles across the half of the casting section along the casting direction is shown in the insert figure, where the position of each section (from I to X) is indicated in the insert figure, where the c_{mix} distribution in the whole calculation domain is shown by gray scale with light for negative segregation and dark for positive segregation. The four isolines show the solid volume fraction of 0, 0.5, 0.8 and 0.95.

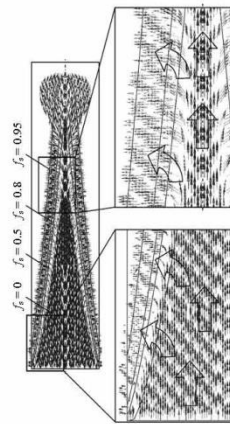


Figure 4. Relative velocity $\Delta \vec{u} = \vec{u}_t - \vec{u}_c$ near/in mushy region in the case without bulging (length scaled 1:10).

Case2: Macrosegregation with bulging

In this simulation the same boundary conditions are used. However, the geometry was changed from a rectangular one to a bulged one with $\delta_0 = 0.8$ mm and $N = 100$ roles as shown schematically in Figure 2. Since this case considers just bulging, the densities of the two phases are the same, namely $\rho_s = \rho_l = 7027$ kg/m³. As a result positive centerline segregation is predicted, as shown in Figure 5. This positive segregation is gradually formed in the sub-

283

domain II. Here the dendrites in the mush, below $f_s^{(strength)}$, are deformed/squeezed in region B according to the velocity field mentioned in equation (2). Thus the segregated melt is pressed out of this region into region A and relatively towards the casting center as can be seen in the relative velocity field $\Delta \vec{u}$ which is shown in Figure 6.

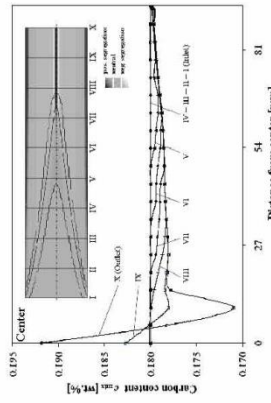


Figure 5. Predicted macrosegregation in the case with bulging (length scaled 1:10). The evolution of the macrosegregation (c_{mix}) distribution profiles across the casting section along the casting direction is shown. The position of each section (from I to X) is indicated in the insert figure, where the c_{mix} distribution in the whole calculation domain is shown by gray scale with light for negative segregation and dark for positive segregation. The three displayed isolines show solid volume fraction of 0, 0.5, and 0.8.

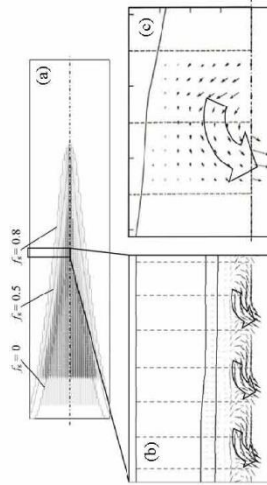


Figure 6. Relative velocity $\Delta \vec{u} = \vec{u}_t - \vec{u}_c$ near/in the mushy region in the case with bulging. (a) whole geometry, length scaled 1:10; (b) region with three bulging roles; (c) region for one bulging role redrawn from [12].

In this case, we get positive macrosegregation in the center, which is different from the case with only feeding flow where a negative segregation is obtained. Because of the bulging effect the whole casting section is reduced, and this effect induces a back flow in the casting center. The back flow is also partially responsible for the positive centerline segregation. The comparison of the relative velocity of case II (Figure 6b) with the relative velocity field for one

284

bulging role ($\delta_0 = 2 \text{ mm}$) as published in [12] (Figure 6c) shows good agreement. The macrosegregation occurring in the mushy region is actually strengthened through each pair of bulging rolls. The final positive centerline segregation is a sum-up of these effects. The current results have demonstrated that the modeling idea of [12] with an imposed solid velocity field allows explaining the positive centerline segregation. However, the assumption of the solid velocity field results in an error in the casting surface region (Figure 5) where an overestimated positive segregation is found. A physically sound solid velocity field should be based on thermal mechanical model as suggested by Bellet and Fachinotti [15, 16].

Conclusion

A two phase volume averaging model was used to study the shrinkage- and bulging-induced macrosegregation in continuous casting of a steel slab. If considering only shrinkage-induced flow, the predicted macrosegregation pattern shows negative centerline segregation. Bulging of the solidified shell has significant impact on the flow, especially in the interdendritic mushy region, and hence, on the final macrosegregation formation. Positive centerline segregation is predicted in the case when a series of bulging rolls is taken into account. These modeling results coincide with the findings of previous studies [12, 14]. This observation supports the idea that positive centerline segregation can be reduced/minimized by introducing a "reverse" mechanical deformation such as application of "soft-reduction" to compensate the bulging-induced interdendritic flow.

Acknowledgement

This work is financially supported by the Austrian Christian-Doppler Research Society, voestalpine Stahl Donawitz, voestalpine Stahl and Siemens VAI Metal Technologies for which the authors kindly acknowledge. The authors have greatly benefited from stimulating discussions with SMMP colleagues, including particularly Dr. M. Grasser and Dr. L. Kömözy.

References

1. M.C. Flemings, *ISIJ Intern.*, 40(2000), 833-841.
2. C. Beckermann, *Int. Mater. Rev.*, 47(2002), pp243.
3. G. Lesoult, *Mater. Sci. Eng. A*, 413-414(2005), pp19.
4. S. Ogiyoshi, M. Kobayashi, M. Yamada, T. Mukai, *ISIJ Intern.*, 31(1991), pp1400.
5. C.H. Yin, J.K. Park, B. D. You, S.M. Yang, *ISIJ Intern.*, 36(1996), pp231.
6. R. Thomas, K. Harste, *Steel Res. Int.*, 75(2004), pp093.
7. H. Pfeilinger, S. Ilie, P. Reisinger, A. Schiefelmüller, A. Pissenberger, E. Parteder, S. Benhard, *ISIJ Intern.*, 46(2006), pp1845.
8. O. Bode, K. Schöwerdfeger, H.G. Geck and F. Höfer, *Ironmaking and Steelmaking*, 25(2008), 137-145.
9. S. Ilie, R. Fuchs, K. Erzeisdörfer, C. Chiumari, K. Morwald, *Proc. of 6th European Conference on Continuous Casting* (2008), Kiccione, Italy.
10. A. Kropf, *Proc. of 14th Continuous Casting and Hot-Rolling Conference* (2004), Paper2.3.
11. S. Ilie, H. Pfeilinger, A. Schiefelmüller, A. Pissenberger, P. Reisinger, *ESAB*, 172(2007), 227-231.
12. S. Ilie, H. Pfeilinger, A. Schiefelmüller, *Arch. Eisenhüttenwes.*, 73(1981), 413-422.
13. S.Y. Lee, A. Ludwig, *Modeling of Casting, Hot Rolling and Advanced Solidification Processes II*, ed. P. C. Li, D. N. P. Brown, G. Cheng, (ASM Int., Warrendale, PA, 2000), 648-655.
14. T. Kojima, J. M. Driessen, G. Cheng, *Modeling of Casting, Hot Rolling and Advanced Solidification Processes VI*, ed. C.-A. Gandin and M. Bellet (Warrendale, PA: TMS, 2006), 1683-176.
15. V.D. Fachinotti, S.L. Corra, N. Triollet, M. Bobadilla and M. Bellet, *Int. J. Numer. Meth. Enging.*, 67(2006), 1341-1384.
16. A. Ludwig, M. Wu, *Mater. Sci. Eng. A*, 413-414(2005), 109-114.
17. M. Wu, A. Ludwig, *Mérid. Mater. Trans.*, 37A(2006), 1613-1631.
18. R.B. Bird, W.E. Stewart, E.N. Lightfoot, *Transport Phenomena*, (New York, NY: John Wiley & Sons, 1960).
19. F. Mayer, M. Grasser, L. Kömözy, M. Wu, A. Ludwig, *2nd Int. Conf. Modeling of Steelmaking*, eds. A. Ludwig, (Knittelfeld: Gutenberghaus Druck GmbH, 2007), 265-270.

Appendix

Simplified porosity model (SPM)

A critical liquid volume fraction, $f_{c,SPM}$, is defined. When the last remaining melt has a volume fraction less than $f_{c,SPM}$ we assume that the feeding is impossible. As shown in Figure A-1, the last remaining melt solidifies as a mixture phase f_{SP} (solid and pores) with a mixture density ρ_{SP} which is equal to the liquid density ρ_L . The average density of the total solid phase including primarily formed solid phase ($1 - f_{c,SPM}$) and the newly grown porous shell is calculated by

$$\bar{\rho}_s = \frac{(1 - f_{c,SPM}) \cdot \rho_s + f_{c,SPM} \cdot \rho_L}{1 - f_{c,SPM} + f_{SP}} \quad \text{A-1}$$

Impingement of the growing cylindrical trunks

The cross section of the cylindrical columnar trunks with staggered arrangement is shown in Figure A-2. d_c is the average diameter of the columnar trunks, which is estimated according to the solid volume fraction and primary arm spacing.

$$d_c = \sqrt{\frac{2\sqrt{3} \cdot f_s}{\pi}} \cdot \lambda_1 \quad \text{A-2}$$

d_f is an imaginary diameter limit of the columnar trunks. The diameter of columnar trunks would never reach d_f , because the remaining melt is exhausted before this limit is reached.

$$d_f = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \lambda_1 \quad \text{A-3}$$

When the growing d_c is larger than λ_1 , all the neighboring columnar trunks are impinged with each other. With the impingement, the total growing surface area of the columnar trunks will be gradually reduced by a factor Φ_{imp}

$$\Phi_{imp} = \begin{cases} 1 & \text{when } d_c \leq \lambda_1 \\ f_s / f_{c,SPM} & \text{when } d_c > \lambda_1 \end{cases} \quad \text{A-4}$$

Where $f_{c,SPM}$ is the corresponding liquid volume fraction as the columnar trunks first touch with each other, and it is calculated as

$$f_{c,SPM} = 1 - \frac{\pi}{2 \cdot \sqrt{3}} \quad \text{A-6}$$



Figure A-1. Schematic of the SPM: the newly solidified shell from the remaining melt is treated as a mixture of solid and pores with a density equal to liquid density.

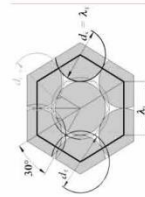


Figure A-2. Impingement of the growing cylindrical columnar trunks.

Bulging vs. feeding, which mechanism dominates in regard to the formation of centerline segregation in continuous slab casting of steel?

F. Mayer, M. Wu and A. Ludwig
 Christian-Doppler Laboratory for Multiphase Modeling of Metallurgical Processes, Dept. of Metallurgy,
 Univ. of Leoben, A-8700, Leoben, Austria, Phone: +43 3842-402-3118, Fax: +43 3842-402-3102
 e-mail: florian.mayer@unileoben.ac.at

ABSTRACT: Centerline macrosegregation is often observed in continuous slab casting of steel. Two of the main macrosegregation formation mechanisms are bulging and feeding. Both were studied and compared in the current work by using a two-phase volume averaging model considering only columnar solidification. The casting of the strand itself is modeled by applying a predefined velocity following the casting speed and solid shell deformation (e.g. bulging). Three different cases are simulated and discussed. (i) The first case considers the influence of the feeding flow during solidification without taking bulging into account. Here negative macrosegregation is observed in the center of the casting. (ii) The second case takes the flow caused by series of bulging along the solidifying strand shell into account, and is, therefore, representative for an ideal situation where bulging takes place without solidification shrinkage. Here positive centerline segregation is found. (iii) The last case shows the results of a simulation which combines both, shrinkage and bulging induced flows. The bulging effect dominates over the shrinkage effect under the current casting conditions, and so you may find also positive centerline segregation for this case.

1. INTRODUCTION

Industrial practice has shown that the observed centerline segregation in continuous casting of steel can be reduced by the so called soft reduction at/near the end of solidification [1-8]. Gaining deeper understanding on the formation mechanism of centerline macrosegregation and the effectiveness of soft reduction implies the need of exhausting experimental trials. Therefore, detailed numerical studies become more and more important to achieve deep understanding on this production process [9-13].

The current authors [14-15] have developed a volume-averaging-based solidification model for predicting macrosegregation. This approach can consider the melt flow caused by shrinkage and the non-solutal buoyancy, the motion of equiaxed crystals, the progress of a columnar front and columnar-to-equiaxed transition. In the present paper two phases, columnar dendrite trunks and the interdendritic melt, are taken into account. The mechanical deformation of the solid shell, i.e. bulging, is modeled by a predefined geometry. No mechanical deformation model is considered. The idea to describe the velocity of the solidified shell due to bulging, proposed by Miyazawa and Schwerdtfeger [9], is employed and modified. As the aim of this work is to improve the understanding of the centerline macrosegregation a benchmark casting (simplified 2D steel slab) is simulated. The idea of industry to reduce/minimize the centerline segregation by soft reduction is only achievable when the formation mechanism of the centerline macrosegregation is well understood.

2. MODEL

2.1 Two phase solidification model

Details of the numerical model for the columnar solidification are described previously [14-15, 17-18]. In general it has to be stated that two phases are the melt and the columnar dendrite trunks. The columnar phase is considered as cylinders growing from the mould wall with constant primary dendrite arm spacing, λ_1 . A volume-average-model is applied. The volume-averaged concentrations (c_i^v, c_i^s) are considered to be different from the concentrations at the liquid-solid interface (c_i^l, c_i^s) which are determined according to

equilibrium thermodynamics. The difference ($c_i^l - c_i^s$) serves as driving force for the growth of the columnar trunks. Macrosegregation is calculated by the mixture concentration $C_{mix} = (\rho_c c_i^l + \rho_s c_i^s) / (\rho_c f_l + \rho_s f_s)$. Solid back diffusion is not considered up to now. The thermodynamics of a linearized binary Fe-C phase diagram is taken into account by using a constant solute partitioning coefficient k and liquidus slope m . Mechanical interaction between solid and liquid in the mushy zone is calculated via a permeability law according to the Blake-Kozeny approach. For the modeling of the solidification shrinkage deep in the mushy zone the simplified porosity model (SPM) is used [17-18].

2.2 Motion of the solid in the mushy zone

Miyazawa and Schwerdtfeger proposed a solid velocity field in the mushy region between two neighboring rolls [9] represented in Eq. 1. Two regions are distinguished. In the region where the strand thickens due to bulging, the solid velocity component, \bar{u}_x , is supposed to be constant and equal to surface velocity of the shell, \bar{u}_x^{surf} . In the region where the strand is pressed together, \bar{u}_x is supposed to be linearly reduced the complete solid region to zero at the casting center in proportional to f_s ,

$$\bar{u}_x = \bar{u}_x^{surf} \cdot \frac{f_s - f_s^{cont}}{1 - f_s^{cont}} \quad (1)$$

where f_s^{cont} is the volume fraction of the solid at the casting center. This linear modeling idea was modified for an application to a case with a series of bulging rolls, as shown in Fig. 1. Eq. 1 is modified by introducing an exponential function

$$\bar{u}_x = \bar{u}_x^{surf} \cdot \left(1 - e^{-k \cdot \frac{(f_s - f_s^{cont})}{(f_s^{0-strength} - f_s)}}, \right) \quad (2)$$

where $k = 50$, $n = 0.25$, and $f_s^{0-strength} = 0.8$ are constants. The 0-strength volume fraction $f_s^{0-strength}$ is defined empirically according to industrial practice (without proof). These assumptions lead to a normalized velocity profile as displayed in Fig. 2 exemplarily for 5 different f_s^{cont} .

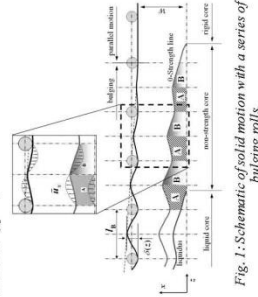


Fig. 2: Normalized velocity profiles for different solid volume fractions according Eq. 2. Lines 1-5 show exemplarily the evolution of the normalized velocity for 5 different values of f_s^{cont} ($f_s^{0-strength} = 0.8$).

The assumption for the z component of the solid velocity \bar{u}_z (constant and equal to the casting velocity) applies to the whole calculation domain whereas for the x-component of the solid velocity \bar{u}_x , the strand is divided into different sub-domains according to the state of the solidification at the casting centerline: sub-domain I with liquid core ($f_s^{cont} = 0$), sub-domain II with non-strength core ($0 < f_s^{cont} \leq f_s^{0-strength}$), and sub-domain III with 'rigid' core

3.2 Case II: Macroregregation with bulging

Case II used the same boundary conditions as described for Case I. However, the geometry was changed from a rectangular one to a bulged one with $\delta_0 = 0.8$ mm and $N = 101$ rolls (Fig. 1). Since in this case consists just bulging, the densities of the two phases are thought to be the same, namely $\rho_s = \rho_l = 7027$ kg/m³. The macrosegregation distribution as shown in Fig. 4 predicts positive centerline segregation which is gradually formed in the sub-domain II. Here the dendrites in the mush, below $f_s^{(c, \text{strong})}$, are deformed/squeezed in region B according to the velocity field mentioned in Eq. 2. Thus the segregated melt is pressed out of this region into region A and moves towards the casting center. The slightly segregated region adjacent to the casting surface is not yet understood. It is preliminarily anticipated that it is due to the inaccurate interpolation of the bulging surface profile which would artificially cause relative velocity between the liquid and solid phases. Further investigation is necessary.

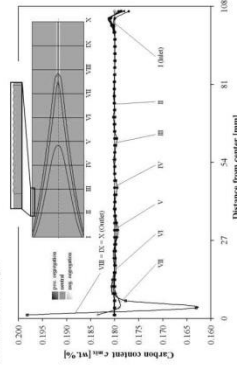


Fig. 4: Predicted macrosegregation in a horizontal steel slab just taking bulging into account (length scaled 1:10). The evolution of macrosegregation (C_{max} profiles across the half of the casting) along the casting direction is shown. The position of each section (from I to X) is indicated in the upper figure displaying the C_{max} distribution (and above the deformed surface) of the whole calculation domain. The isolines show the solid volume fraction of 0, 0.5 and 0.8.

3.3 Case III: Macroregregation with bulging and feeding

Case III uses the same boundary conditions as described for Case I and II. But this time, the bulged geometry was used as described in Case II and feeding flow was included.

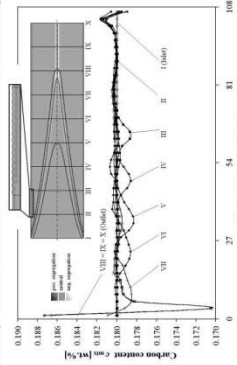


Fig. 5: Predicted macrosegregation in a horizontal steel slab for bulging and feeding flow (length scaled 1:10). The evolution of macrosegregation (C_{max} profiles across the half of the casting) along the casting direction is shown. The position of each section (from I to X) is indicated in the upper figure displaying the C_{max} distribution (and above the deformed surface) of the whole calculation domain. The isolines show the solid volume fraction of 0, 0.5 and 0.8.

($f_s^{\text{cont}} > f_s^{\text{strong}}$). In the sub-domain with liquid core, the whole solid phase moves with the solid shell, i.e. $\vec{u}_s \equiv \vec{u}_s^{\text{cont}}$. In the sub-domain with 'rigid' core (no bulging in this region for Case II and Case III), $\vec{u}_s \equiv 0$. In the sub-domain with non-strength core (sub-domain I&II), it is distinguished between regions A and B. In region A, the strand thickens due to bulging and $\vec{u}_s \equiv \vec{u}_s^{\text{cont}}$. In region B, the strand is pressed together and \vec{u}_s will decrease with decreasing solid fraction f_s from \vec{u}_s^{cont} at the 0-strength line (f_s^{strong}) to zero at the casting centerline [18] according to Eq. 2 (displayed exemplarily in Fig. 2).

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1 Case I: Macroregregation without bulging

To gain information about the effect of shrinkage and bulging on the centerline macrosegregation in continuous slab casting of steel, a 2D symmetric benchmark steel (Fe-0.18 wt.% C) slab, 9000 mm length and 215 mm thickness, was simulated [18]. In Case I feeding flow induced by solidification shrinkage is the only mechanism causing interdendritic flow. Here no gravity or bulging effects are considered. As schematically shown in Fig. 1, the slab is assumed to be cast horizontally. The hot melt ($T_0 = 1791$ K) with nominal concentration ($c_0 = 0.18$ wt.%C) comes through inlet (left), and the solid strand is continuously withdrawn from the outlet (right) with the casting velocity (\vec{u}_s equals to casting speed 6 mm/s). The heat transfer coefficient for the surface cooling ($T_w = 325$ K) is 235 W/m²K. These boundary conditions are applied to achieve 'full' solidification within the calculation domain, when steady-state is reached. To simulate feeding, the liquid has a constant density of $\rho_l = 7027$ kg/m³ and the solid of $\rho_s = 7324$ kg/m³. To avoid feeding difficulties beyond a critical volume fraction of columnar $f_{s, \text{crit}} = 0.95$ the SPM model [17-18] is applied.

Fig. 3 displays the observed macrosegregation profiles along the strand after reaching steady state. As already studied previously [18], positive segregation at the surface and negative segregation in the casting center are predicted. These modeling results agree with previous studies [9, 11], although they do not agree with industrial practice where mainly positive centerline segregation in the steel slab is observed. This indicates that the case which only considers shrinkage flow is different from reality.

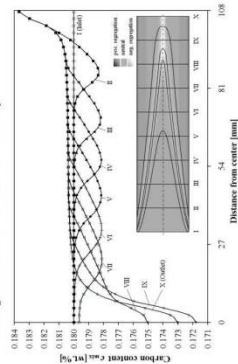


Fig. 3: Predicted macrosegregation in a horizontal steel slab without bulging (length scaled 1:10). The evolution of macrosegregation (C_{max} profiles across the half of the casting) along the casting direction is shown. The position of each section (from I to X) is indicated in the lower figure displaying the C_{max} distribution of the whole calculation domain. The three isolines show the solid volume fraction of 0, 0.5 and 0.95.

The macrosegregation distribution as shown in Fig. 5 predicts positive centerline macrosegregation accompanied by a negative 'valley'. At the surface slightly positive segregation is observed. The typical inverse macrosegregation at the surface in case of feeding (Fig. 3) is not clearly observed here.

3.4 Comparison and discussion

By comparing these results with literature, it can be stated that the macrosegregation predicted by [9,11] can be confirmed by the simulation results for 101 bulging rolls. Fig. 6 shows cross sections for the predicted macrosegregation normal to the casting direction whereas Fig. 7 shows cross sections in the casting direction for literature and this study.

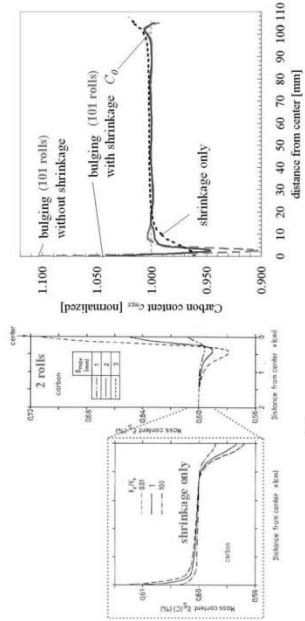


Fig. 6: Comparison of published results [9] (a) with the macrosegregation profiles obtained in the current study (b). For the bulging of this study $\delta = 0.8$ mm and $N = 101$ rolls. The tendencies of the predictions by the different authors agree with each other qualitatively.

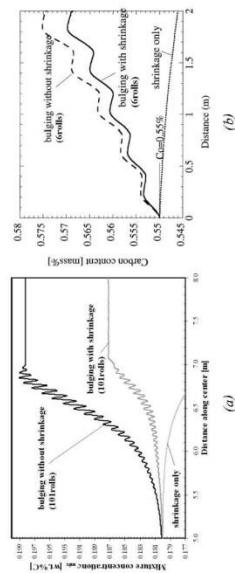


Fig. 7: Comparison of the macrosegregation profiles along the casting centerline obtained in the current study (a) with published results [11] (b). For the bulging of this study $\delta = 0.8$ mm and $N = 101$ rolls. It can be seen that the tendencies of the predictions of the two cases are consistent and that the effect of the bulging on the macrosegregation increases with increasing number of rolls.

The macrosegregation occurring in the mushy region is actually strengthened through each pair of bulging rolls. The current results have demonstrated that the modeling idea of [9] with an imposed solid velocity field allows explaining the positive centerline segregation accompanied by a negative segregation 'valley' as observed in industry. However, the assumption and linear interpolation of the solid velocity field adjacent to the casting surface result in a certain error (Fig. 4.5), which is anticipated to be the reason for the unphysical

segregation behavior. For the future development, incorporating the current multiphase solidification model with the thermal-mechanical model as suggested by Bellet or Fachinotti [12-13] would help to eliminate this problem.

4. CONCLUSION

A two phase volume averaging model was applied to study the shrinkage- and bulging-induced macrosegregation in continuous slab casting of steel. It is shown that considering only shrinkage-induced flow, the predicted macrosegregation pattern shows negative centerline segregation. Bulging of the solidified shell has significant impact on the flow, especially in the inter-dendritic mushy region, and hence, on the final macrosegregation formation which shows the opposite effect in compare to the one caused by feeding. Here positive centerline segregation followed by a negative minimum is predicted with a series of bulging rolls. These modeling results agree with findings of previous studies [9, 11]. Based on this study a sort reduction idea, which was proposed and actually applied in some industry to compensate the bulging-induced interdendritic flow by introducing a reverse mechanical deformation, would be realized with the aid of numerical optimization of the reduction parameters.

5. ACKNOWLEDGEMENT

This work is financially supported by the Austrian Christian-Doppler Research Society, voestalpine Stahl Donawitz, voestalpine Stahl and Siemens VAI Metal Technologies for which the authors kindly acknowledge.

6. REFERENCES

- [1] S. Ogiyayashi, M. Kobayashi, M. Yamada, T. Mukai, *ISIJ Intern.* (1991) pp 1400.
- [2] C.-H. Yin, J.-K. Park, B. D. You, S. M. Yang, *ISIJ Intern.* (1996) pp 231
- [3] R. Thomas, K. Harste, *Steel Res Int.* (2004) pp 693
- [4] H. Präßlinger, S. Ille, P. Reisinger, A. Schielermüller, A. Pissenberger, E. Parteder, S. Bernhard, *ISIJ Intern.* (2006) pp 1845
- [5] O. Bode, K. Schwedtfeger, H.G. Geck and F. Höfer, *Ironmaking and Steelmaking* (2008) 137-145
- [6] S. Ille, R. Fuchs, K. Elzeisdorfer, C. Chimani, K. Morwald, Proc. of 6th European Conference on Continuous Casting (2008)
- [7] A. Kiof, Proc. of VAI Continuous Casting and Hot-Rolling Conference (2004) Paper 2.3
- [8] S. Ille, H. Präßlinger, A. Schielermüller, A. Pissenberger, P. Reisinger, *BHM* (2007) 227-231
- [9] K. Miyazawa, K. Schwedtfeger, *Arch Eisenhüttenwes* (1981) 415-422
- [10] S.Y. Lee, A.I. Chung, A.P. Hong, *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes IX*, ed. P. Sahni, P.N. Hansen, G. Conley (2000) 648-655
- [11] T. Kajitani, J.-M. Drezet and M. Rappaz, *Met. Mater. Trans.* 32A (2001) 1479-1491
- [12] M. Bellet, V.D. Fachinotti, *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes XI*, ed. C.A. Gandin and M. Bellet (2006) 168-176
- [13] V.D. Fachinotti, S.L. Come, N. Tinolet, M. Bobadilla, M. Bellet, *Int. J. Numer. Meth. Engng* (2006) 1341-1384
- [14] A. Ludwig, M. Wu, *Mater. Sci. Eng. A* (2005) 109-114
- [15] M. Wu, A. Ludwig, *Mater. Trans.* (2006) 1613-1631
- [16] R.B. Bird, W.E. Stewart, E.N. Lightfoot, *Transport Phenomena* (1960).
- [17] F. Mayer, M. Grasser, L. Konozsy, M. Wu, A. Ludwig, *2nd Int. Conf. Modeling of Steelmaking*, eds A. Ludwig (2007) 265-270
- [18] F. Mayer, M. Wu, A. Ludwig, *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes XII* (2009) 279-286

On the Formation of Centreline Segregation in Continuous Slab Casting of Steel due to Bulging and/or Feeding

F. Mayer*, M. Wu, and A. Ludwig

Christian Doppler Laboratory for Multiphase Modeling of Metallurgical Processes, Department Metallurgy, University of Leoben, A-8700 Leoben, Austria
*Corresponding author, e-mail: florian.mayer@unileoben.ac.at

Centreline macrosegregation is often observed in continuous slab casting of steel. Two of the main macrosegregation formation mechanisms are bulging and feeding. Both were studied and compared in the current work by using a two-phase volume averaging model considering only columnar solidification. The casting of the strand itself is modelled by applying a predefined velocity following the casting speed and solid shell deformation (e.g. bulging). Three different cases are simulated and discussed. (i) The first case considers the influence of the feeding flow during solidification without taking bulging into account. Negative macrosegregation is observed in the centre of the casting in this case. (ii) The second case takes the flow caused by bulging along the solidifying strand shell into account, and is, therefore, representative for an ideal situation where bulging takes place without solidification shrinkage. In this case positive centreline segregation is found. (iii) The last case shows the results of a simulation which combines both shrinkage- and bulging-induced flows. It is found that under the current casting conditions the bulging effect dominates over the shrinkage effect, and so positive centreline segregation is predicted.

Keywords: macrosegregation, slab casting, bulging, centreline segregation, feeding flow, soft-reduction, modelling

Submitted on 13 March 2010. Accepted on 20 May 2010

Introduction

Industrial practice has shown that the typical centreline segregation in continuous slab casting of steel can be reduced by the so-called soft reduction at/near the end of solidification [1-8]. Gaining deeper knowledge about the formation mechanism of centreline macrosegregation and the effectiveness of soft reduction based on experimental trials is exhausting and costly. Therefore, detailed numerical studies become more and more important to achieve improved understanding on this production process [9-13].

The current authors [14-16] have developed a volume-averaging-based solidification model for predicting macrosegregation. This approach can consider the melt flow caused by shrinkage and thermo-solutal buoyancy, the motion of equiaxed crystals, the progress of a columnar front and the columnar-to-equiaxed transition. In the present paper two phases, columnar dendrite trunks and the interdendritic melt, are taken into account. The mechanical deformation of the solid shell, i.e. bulging, is modelled according to a predefined geometry. No mechanical deformation model is considered. The idea to describe the velocity of the solidified shell due to bulging as proposed by Miyazawa and Schwerdtfeger [9], is employed and modified. As the aim of this work is to improve understanding on the formation of centreline macrosegregation a benchmark casting (simplified 2D steel slab with series of bulging) is simulated. With such a model the idea to reduce/minimize centreline segregation by soft reduction can be numerically investigated.

Model

Two phase solidification model. Details of the numerical model for columnar solidification are described previously [14-16, 18, 19]. In general, it has to be stated that the two phases considered in the current model are melt and columnar dendrite trunks. The columnar phase is considered to have cylindrical morphology growing from the mould wall with constant primary dendrite arm spacing, λ_1 . A volume-average model is applied. The volume-averaged concentrations (c_0, c_1) are considered to be different from the concentrations at the liquid-solid interface (c_0^*, c_1^*) which are determined according to equilibrium thermodynamics. The difference ($c_0^* - c_0$) serves as driving force for the growth of the columnar trunks. Macrosegregation is calculated by the mixture concentration $c_{mix} = (\rho_c c_1^* + \rho_l c_0^*) / (\rho_l c_0^* + \rho_c c_1^*)$.

Solid back diffusion is not considered in the current work. The thermodynamics of a linearized binary Fe-C phase diagram is taken into account by using a constant solute partitioning coefficient k and liquidus slope m . Hydrodynamic interaction between solid and liquid in the mushy zone is calculated via a permeability law according to the Blake-Kozeny approach. For modelling of solidification shrinkage deep in the mushy zone the so-called 'simplified porosity model (SMA)' [18, 19] is used when the local solid volume fraction exceeds a critical point, $f_{s,smr}$. Beyond $f_{s,smr}$ the permeability of the dendritic region is sufficient low that no relative velocity between the interdendritic melt and the solid dendrites occurs. Therefore, the rest melt is supposed to solidify with the same density as the

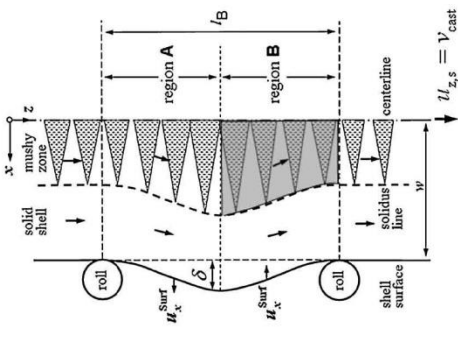


Figure 1. Schematic of solid motion between one pair of bulging rolls, reproduced from [9].

melt. It implies that the rest melt, deep in the interdendritic solidifies with 'mini pores' being frozen in the interdendritic region.

Motion of the solid in the mushy zone.

Miyazawa and Schwerdtfeger proposed a solid velocity field in the mushy region between two neighbouring rolls [9]. As schematically shown in Figure 1, the z-component of solid velocity, u_x , is assumed to be constant, i.e. casting speed. (The correct symbol for the z-component of solid velocity should be $u_{z,s}$, where the subscript s indicates the solid phase. For simplicity, however, this paper uses u_x to represent the solid velocity in z-component). For the totally solidified strand shell the x-component of solid velocity, u_x , is assumed to be equal to the surface velocity, u_x^{surf} . The surface velocity of the strand shell can be derived according to the predefined bulging profile of the geometry. With the above assumptions the continuity condition of the fully-solidified domain is fulfilled: $\partial u_x / \partial z + \partial u_z / \partial x = 0$. In the mushy zone, two regions are distinguished: A and B. In the region A where the strand thickens due to bulging, the solid velocity x-component, u_x , is

supposed to be constant and equal to surface velocity of the shell, u_x^{surf} . In the region B where the strand is pressed together, u_x is supposed to be linearly reduced from the maximum in the complete solid region to zero at the casting centre

$$u_x = u_x^{surf} \cdot \frac{f_s - f_s^{cent}}{1 - f_s^{cent}} \quad (1)$$

with f_s^{cent} being the solid volume fraction at the casting centre. This linear velocity reduction mimics deformation within the partly solid strand.

In the present paper the above outlined idea from [9] is employed with necessary extensions to consider multiple bulging rolls, as shown in Figure 2. The z-component of solid velocity, u_z , is still considered as constant, i.e. casting speed. For the x-component of the solid velocity, u_x , more sophisticated situations must be considered. For regions where the dendrite tips, approximated by the liquidus front, have not met the casting centreline, we still assume that the solid dendrites move with the same velocity as that of the fully solidified strand shell. Only when the temperature of the casting centreline drops below the liquidus temperature of the corresponding segregated melt near the centreline, two regions are distinguished: A and B. (see 'non-strength core' zone in Figure 2). Similarly, in the region A, the solid velocity x-component, u_x , is set to be constant and equal to surface velocity of the shell, u_x^{surf} . In the region B, u_x is supposed to be reduced from its maximum at a position of solid fraction $f_s^{0-strength}$ to zero at the casting centre. We believe that it is more likely that deformations happen at the dendritic strand core where the solid volume fraction is smaller than the so-called "0-strength" volume fraction $f_s^{0-strength}$ rather than across the whole section of the mushy zone. According to industrial experiences $f_s^{0-strength} = 0.8$

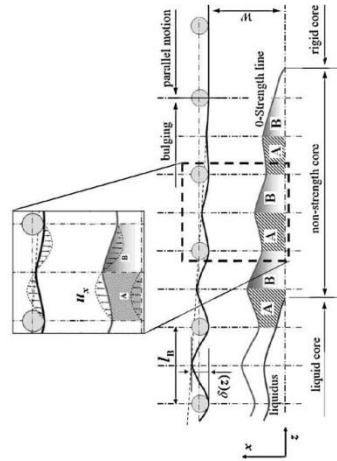


Figure 2. Schematic of solid motion with a series of bulging rolls.

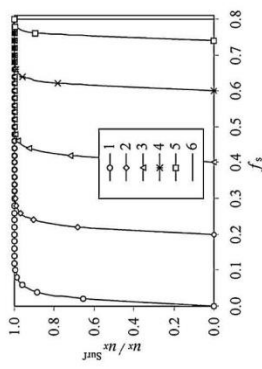


Figure 3. Normalized velocity profiles for different solid volume fractions according to Equation (2). Lines 1–5 exemplarily show the evolution of the normalized velocity for 5 exemplary values of $f_{s,crit}$: 0.0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.74 correspondingly. Line 6 shows the position of 0-strength at $f_s = 0.8$.

has been chosen in the present work. The following modification of Equation (1) is suggested

$$u_x = u_x^{surf} \cdot \left(1 - e^{-k \frac{(f_s - f_{s,crit})}{f_s - f_{s,crit} - 0.8}} \right) \quad (2)$$

where the constants $k = 50$ and $n = 0.25$ were chosen to ensure a smooth transition. Equation (2) leads to normalized velocity profiles as displayed in Figure 3 exemplarily for 5 different $f_{s,crit}$.

In order to implement the above idea into the two phase solidification model, the z component of the solid velocity, u_z , is set to the casting velocity for the whole calculation domain, whereas for the x -component of the solid velocity, u_x , the strand is divided into different sub-domains according to the state of the solidification at the casting centreline: sub-domain I with liquid core ($f_{s,crit} = 0$), sub-domain II with non-strength core ($0 < f_{s,crit} \leq f_{s-strength}$), and sub-domain III with 'rigid' core ($f_{s,crit} > f_{s-strength}$). In the sub-domain with liquid core, the whole solid phase moves with the solid shell, i.e. $u_x \equiv u_x^{surf}$. In the sub-domain with 'rigid' core (no bulging in this region for Case II and Case III), we set $u_x = 0$ which reflexes the symmetry condition. In the sub-domain with non-strength core (sub-domain I and II), it is distinguished between regions A and B. In region A, the strand thickens due to bulging; $u_x \equiv u_x^{surf}$. In region B where the strand is pressed together, u_x decreases with decreasing solid fraction f_s from u_x^{surf} at the 0-strength line ($f_s = f_{s-strength}$) to zero at the casting centreline [19] according to Equation (2).

Results

Case I: Macrosegregation with feeding flow. To gain information about the effect of shrinkage and bulging on the centreline macrosegregation in continuous slab casting of steel, a 2D symmetric benchmark steel (Fe-0.18 wt.% C) slab, 9000 mm length and 215 mm thickness, was simulated [19]. In Case I feeding flow induced by solidification shrinkage is the only mechanism causing interdendrite flow. Here, no gravity or bulging effects are considered. As schematically shown in Figure 2, the slab is assumed to be cast horizontally. The hot melt ($T_b = 1791$ K) with nominal concentration ($c_0 = 0.18$ wt.% C) comes through the inlet (left), and the solid strand is continuously withdrawn from the outlet (right) with the casting velocity (u_c equals to casting speed of 6 mm/s). The heat transfer coefficient for the surface cooling ($T_w = 325$ K) is chosen to be $235 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$. These boundary conditions are applied to achieve 'full' solidification within the calculation domain, when steady-state is reached. To simulate feeding, the liquid had a constant density of $\rho_L = 7027 \text{ kg/m}^3$ and the solid of $\rho_S = 7324 \text{ kg/m}^3$. To avoid feeding difficulties beyond a critical volume fraction of columnar $f_{s,crit} = 0.95$ the so-called simplified porosity model (SPM) model [18, 19] is applied. Beyond 0.95 of solid volume fraction the remaining melt is supposed to solidify with the same density as that of the liquid melt. Thus, no feeding is necessary for solidification of the last 0.05 volume fraction of melt.

Figure 4 displays the observed macrosegregation profiles along the strand after reaching steady state. As already studied previously [19], positive segregation at the surface and negative segregation in the casting centre are predicted. These modelling results agree with previous studies [9, 11],

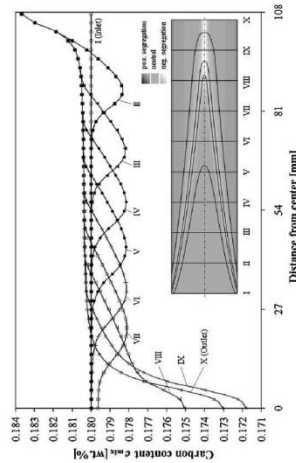


Figure 4. Predicted macrosegregation in a horizontal steel slab without bulging (length scaled 1:10). The evolution of macrosegregation along the casting direction is shown in terms of c_{max} -profiles across the half of the casting. The position of each section (from I to X) is indicated in the lower figure displaying the c_{max} distribution of the whole calculation domain. The four iso-lines in the insert show the solid volume fraction f_s of 0, 0.5, 0.8 and 0.95.

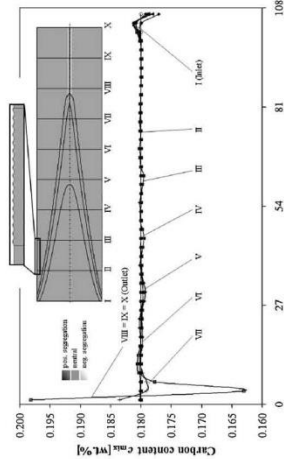


Figure 5. Predicted macrosegregation in a horizontal steel slab taking only bulging into account (length scaled 1:10). Figure details similar as in Figure 4, except the iso-lines in the insert show now the solid volume fraction f_s of 0, 0.5 and 0.8.

although they do not agree with industrial practice where mainly positive centreline segregation in the steel slab is observed. This indicates that the case which only considers shrinkage flow is different from reality.

Discussion

To get a better understand of the formation of the centreline segregation the relative velocity field between the melt and the solid phase in the two-phase region is studied. Figures 7a and 8a show the flow patterns of the relative velocity, $u_r = u_x - u_c$, for the two different cases (Figure 2). δ_0 is the maximum of the displacement of the bulging, which occurs between the first pair of rolls. The displacement between the subsequent roll-pairs, δ , is linearly reduced. Since this case considers just bulging, the densities of the two phases are set to be equal, namely $\rho_L = \rho_S = 7027 \text{ kg/m}^3$. The macrosegregation distribution as shown in Figure 5 predicts positive centreline segregation which is gradually formed in the sub-domain II. Here, the dendrites in the mush below $f_{s-strength}$ are deformed/ squeezed in region B according to the solid velocity field mentioned in Equation (2). Thus the segregated melt is pressed out of this region into region A and moves towards the casting centre.

Note, that the slightly segregated region adjacent to the casting surface in Figure 5 is a numerical artefact. It is anticipated that it is caused by an inaccurate interpolation of the bulging surface profile which artificially results in relative velocities between the liquid and solid phases. Here, further improvement of the numerical procedure is necessary. A further point worth mentioning is that for the present case of bulging the numerical calculation of the interdendrite flow in the high solid fraction region becomes much more difficult. Therefore, the solidification and the

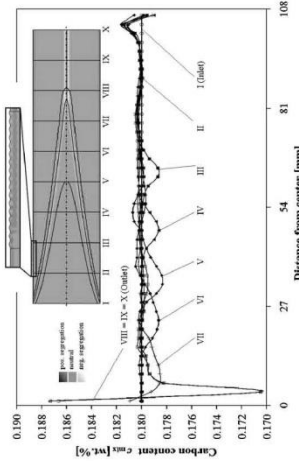


Figure 6. Predicted macrosegregation in a horizontal steel slab for bulging and feeding flow (length scaled 1:10). Figure details similar as in Figures 4 and 5.

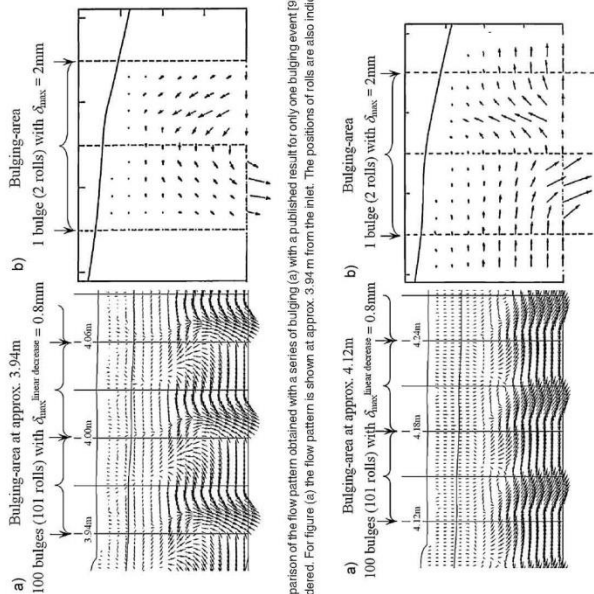


Figure 7. Comparison of the flow pattern obtained with a series of bulging (a) with a published result for only one bulging event (b). Here only bulging is considered. For figure (a) the flow pattern is shown at approx. 3.94 m from the inlet. The positions of rolls are also indicated.

Figure 8. Comparison of the flow pattern obtained with a series of bulging (a) with a published result for only one bulging event (b). Here both feeding and bulging-induced flow are considered. For figure (a) the flow pattern is shown at approx. 4.12 m from the inlet. The positions of the rolls are also indicated.

In the case of considering only bulging flow (no solidification shrinkage), Figure 7a, generally a negative relative flow field against the casting direction is observed. This is due to the fact that the average casting section is slightly reduced with the decrease of the bulging displacement. In the vertical direction, the up-down motion of the strand shell diverts the direction of the melt flow, up and down correspondingly. The details of the flow field depend on the position within the strand and might change remarkably. However, near the casting centreline the flow is diverted periodically towards the casting centre. This is the cause of the positive centreline macrosegregation.

In the case which considers both shrinkage and bulging-induced flow, Figure 8a, a relative velocity field parallel to the casting direction is predicted. The two flow mechanisms superimposed each other, but the feeding flow seems dominant. In the vertical direction, similar to the previous case (Fig. 7a), the up-down motion of the strand shell still diverts the direction of the melt flow, up and down

correspondingly. Again, near the casting centreline, the flow is diverted periodically towards the casting centre. Therefore, a positive centreline macrosegregation occurs as well.

Both flow patterns predicted in the multiple bulging system (Figs. 7a, 8a) show qualitative good agreement with published results for cases which consider only a single bulging event (Figure 7b, Figure 8b).

The z-component of the relative velocity, $u_{z,rel}$, along the casting centreline is plotted in Figure 9. The aforementioned three cases are compared. For the case considering only shrinkage-induced flow, Figure 9a, an acceleration and then deceleration of the relative velocity along the centreline can be seen. $u_{z,rel}$ is relatively large in comparison to the other cases, and it reaches its maximum (~ 1 mm/s) at a position of 66% of the metallurgical length. The reason for that is that 66% of the metallurgical length. The reason for that is that the solid volume fraction of the centreline is low, and the melt takes the "easiest way" to feed the solidification shrinkage in the downstream domain. The increase of $u_{z,rel}$ at

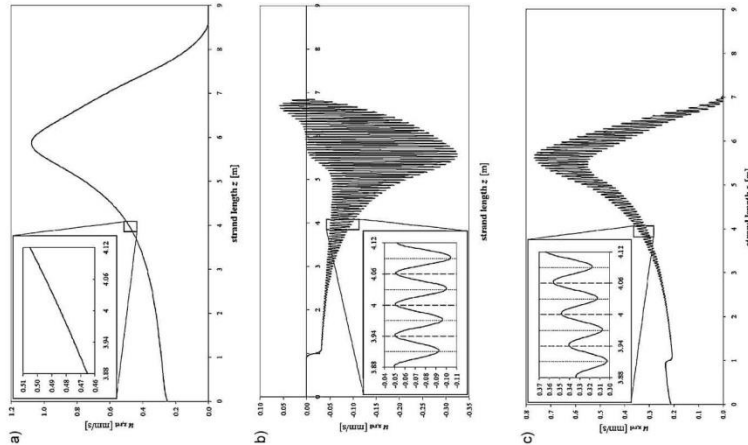


Figure 9. Distribution of the x-component of the liquid-solid relative velocity $u_{x,rel}$ along the casting centreline. (a) In the case of shrinkage (feeding) induced flow, (b) in the case of deformation (bulging) induced flow, (c) in the case of the combination of the shrinkage induced (feeding) and the deformation induced (bulging) flow.

the first 66% of the metallurgical length is mainly due to the fact that the flow channel becomes gradually narrow because of the progress of the solidification front towards casting centreline. The decrease of $u_{z,rel}$ after 66% of the metallurgical length is mainly due to the fact that the total volume of the downstream domain, which solidifies and needs to be fed, becomes smaller and smaller. Until the end of solidification at a position of about 8.5 m, no feeding is needed any more, and hence $u_{z,rel}$ tends to zero.

For the case of considering only bulging-induced flow, Figure 9b, the evolution of a non-zero $u_{z,rel}$ starts at the position where the first bulging roll is located (1 m), and ends at the metallurgical length which is in the present case just close behind the last bulging roll (at around 6.8 m). Note that in Case II and III the "numerical" metallurgical length is somewhat shorter than in Case I, as solidification (and thus solidification-induced feeding) is artificially switched off at $f_s = 0.8$ for Case II and III and at $f_s = 0.95$ for Case I. As mentioned earlier this was done to make convergence easier. Due to the sinusoidal profile of the bulged strand shell between the 100 roll-pairs, $u_{z,rel}$ oscillates correspondingly. This oscillating behaviour can be partially explained by Figure 7. A detailed analysis of the exact shape of this oscillating curve is beyond the scope of this present paper. However, it is obvious that in average a negative $u_{z,rel}$ is predicted along the centreline. This corresponds to the reduction of the bulging displacement. As no solidification shrinkage is considered, the reduction of δ results in a decrease of the casting cross section; hence the melt in the central liquid core is slightly pressed backwards. The backward velocity is relatively small (~ 0.05 – 0.3 mm/s).

When both shrinkage and bulging effects are coupled, Figure 9c, the model predicts that feeding flow generally dominates over the bulging-induced flow. A positive $u_{z,rel}$ is obtained, and in average it increases first, and then decreases as in Case I. However, the oscillating behaviour of $u_{z,rel}$ due to bulging is now overlaid. As previous results show, the final centreline segregation of the coupled shrinkage-bulging case (Fig. 6) is similar to the bulging-only case (Fig. 5), and different from the shrinkage-only case (Fig. 4). Again, it is obvious that it is the bulging-induced oscillating behaviour in the casting centreline that causes the positive centreline segregation, although the contribution of the oscillating behaviour to the overall $u_{z,rel}$ is rather small.

By comparing the obtained macrosegregation results with literature, it can be stated that the macrosegregation predicted by [9, 11] can be qualitatively confirmed by our simulation results for 101 bulging rolls. Figure 10 shows the comparison of published results of macrosegregation profiles across the vertical section [9] with the macrosegregation profiles obtained in the current study, whereas Figure 11 presents the comparison of macrosegregation profiles along the casting centreline obtained in the current study with published results [11]. Actually, the occurrence of macrosegregation is gradually strengthened through each pair of bulging rolls.

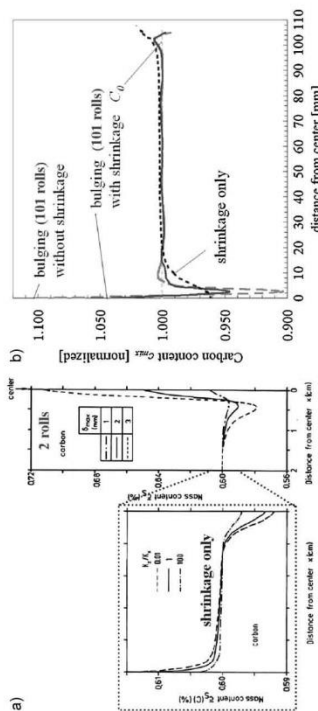


Figure 10. Comparison of published results of macrosegregation profiles across the vertical section [9] (a) with the macrosegregation profiles obtained in the current study (b). For the bulging geometry in our study we assumed $S_0 = 0.8$ mm and $N = 101$ rolls. Qualitatively, the predictions by the different authors agree with each other.

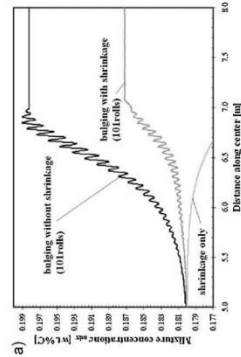


Figure 11. Comparison of the macrosegregation profiles along the casting centreline obtained in the current study (a) with published results [11] (b). It is obvious that the tendencies of the predictions of the two cases are consistent and that the effect of the bulging on the macrosegregation increases with increasing number of rolls.

The current results have demonstrated that the modelling idea of [9] with the use of an imposed solid velocity field allows to explain the positive centreline segregation which is accompanied by a negative segregation 'valley' as observed in industrial praxis. However, it would certainly be more precise to calculate the solid velocity rather than using predefined profiles. For the future development, incorporating the current multiphase solidification model into a thermal mechanical model as suggested by Bellef and Fachinotti [12, 13] would be desirable.

Conclusions

A two-phase volume averaging model was applied to study the shrinkage- and bulging-induced macrosegregation

segregation in a continuously cast slab is the sum-up effect of the series of bulging reduced to some extent by solidification-induced feeding flow. With the help of the present model the impact of soft reduction on the formation of centreline segregation can now be investigated numerically. This will help to identify optimal process conditions for an effective reduction of detrimental macrosegregation close to the slab centre.

Acknowledgements

This work is financially supported by the Austrian Christian-Doppler Research Society, voestalpine Stahl Donawitz, voestalpine Stahl and Siemens VAI Metal Technologies for which the authors kindly acknowledge.

References

[1] S. Ogihayashi, M. Kobayashi, M. Yamada, T. Mukai: *ISH Int.*, 31 (1991), 1900.
 [2] C. H. Yin, J. K. Park, B. D. You, S. M. Yang: *ISH Int.*, 36 (1996), 231.
 [3] H. Pröllinger, S. Ilies, P. Betschauer, A. Schürfgrubler, A. Pisenberger, E. Poreder, S. Benhart: *ISH Int.*, 46 (2006), 1845.

[5] O. Bole, K. Schwendfeger, H. G. Geck, F. Höfer: *Ironmaking and Steelmaking*, 35 (2008), 137.
 [6] S. Ilies, K. Fiacis, K. Etzelsdorfer, C. Chimani, K. Mierwald: *Proc. of 6th European Conference on Continuous Casting* (2008).
 [7] A. Köpf: *Proc. of VAI Continuous Casting and Hot-Rolling Conference* (2007).
 [8] S. Ilies, H. Pröllinger, A. Schürfgrubler, A. Pisenberger, P. Betschauer: *BHM*, 172 (2007), 227.
 [9] K. Miyazawa, K. Schwendfeger: *Archiv Eisenhüttenwesen*, 52 (1981), 415.
 [10] S. Y. Lee, A. I. Chung, A. P. Hong: *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes IX*, ed. P. Shih, P.N. Hansen, G. T. Fromm, S.-H. Drezet, M. Rappaz: *Met. Mater. Trans.*, 32A (2001), 1479.
 [11] M. Bellef, V. D. Fachinotti: *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes XI*, ed. C.-A. Gaudin and M. Bellef (2006), p. 168.
 [12] V. D. Fachinotti, S. L. Correa, N. Triolef, M. Bobadilla, M. Bellef: *Int. J. Numer. Meth. Engng.*, 67 (2006), 1340.
 [13] M. Bellef, V. D. Fachinotti: *Met. Mater. Trans.*, 37A (2006), 109.
 [14] M. Bellef, V. D. Fachinotti: *Met. Mater. Trans.*, 37A (2006), 109.
 [15] M. Bellef, V. D. Fachinotti: *Met. Mater. Trans.*, 37A (2006), 109.
 [16] M. Bellef, V. D. Fachinotti: *Met. Mater. Trans.*, 37A (2006), 109.
 [17] R. B. Bird, W. E. Stewart, E. N. Lightfoot: *Transport Phenomena*, New York, NY, John Wiley & Sons, 1960.
 [18] F. Mayer, M. Grassler, L. Kohnen, M. Wu, A. Ludwig: *2nd Int. Conf. Modeling of Steelmaking*, eds. A. Ludwig (2007), p. 265.
 [19] M. Bellef, V. D. Fachinotti: *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes XII*, ed. S.L. Cockcroft, D.M. Maijer, (2009), p. 279.

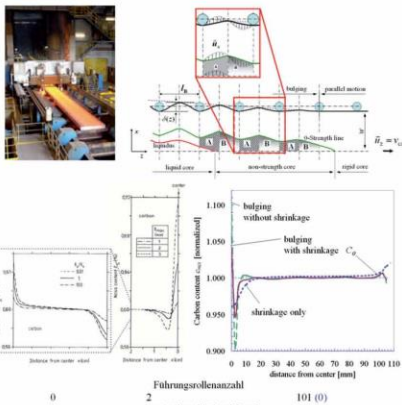


WerWasWo.
Forschung@MUL



Makroseigerungen auf der Spur

Die Arbeit untersucht die Entstehung von Makroseigerungen um ein tieferes Verständnis dafür zu schaffen und geeignete Anlagenparameter zu deren Reduktion zu erhalten.

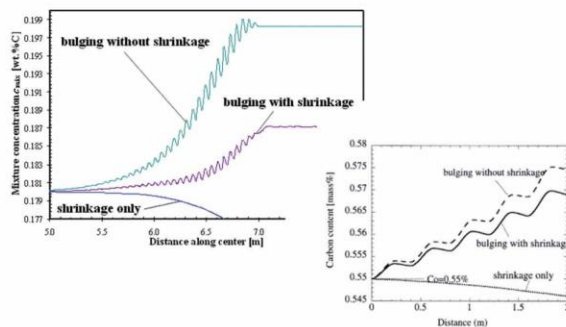


ganz oben: Stranggussanlage (Quelle: VAI- Prospekt) sowie Simulationsgeometrie mit den Strangschalenausbauchungen = "Bulging"
oben: Vergleich von Simulationsergebnissen mit denen von Miyazawa¹

Zur Anwendung kommt dabei der Euler-Euler Mehrphasenansatz des kommerziellen CFD-Softwarepaketes (Computational Fluid Dynamics) FLUENT/ANSYS welches am SMMP-Lehrstuhl mit selbst erstellten Programmteilen (Usered Defined Functions = UDF) zur Erstarrungssimulation ergänzt wurde.

¹ K. Miyazawa, K. Schwerdfeger, Arch. Eisenhüttenwesen, 52 (1981) 415-422
² T. Kajitani, J.-M. Drezet, M. Rappaz, Met. Mater. Trans., 32A (2001) 1479ff.

Beim Strangguss von Stahl kommt es zu Konzentrationsinhomogenitäten (Seigerungen) über den Strangquerschnitt. Diese Makroseigerungen stellen, da sie eine Änderung der mechanischen Eigenschaften und des Gefüges bewirken können, eine Qualitätsreduzierung dar. Im Rahmen der Arbeit wird ein Simulationstool erarbeitet, das die Entstehung von Makroseigerungen beschreibt, wobei die dynamische Interaktion der einzelnen Phasen (Mehrphasensimulation mit Berücksichtigung von z.B. Nachpeiseströmung) sowie die Strangschalenverformung zwischen den Führungsrollen (Bulging) berücksichtigt wird.



Führungsrollenanzahl 101 (0) 6 (0)
max. Ausbauchhöhe δ_x [mm] 0.8 0.1

Vergleich von Simulationsergebnissen mit denen von Kajitani²



Florian Markus Mayer
Lehrstuhl für Modellierung und Simulation metallurgischer Prozesse
CD-Labor "Mehrphasensimulation metallurgischer Prozesse"
an der MUL seit: 1992
Email: florian.mayer@unileoben.ac.at
www.smmp.at/hm

Zur Person:
Studium Werkstoffwissenschaften
seit 2004: wissenschaftlicher Mitarbeiter im CD-Labor
seit 2007: HTL-Professor in Ferlach (Waffentechnik)

Forschungspartner:



voestalpine
EINEN SCHRITT VORWAUS.

Forschungsschwerpunkte:
CFD "Computational Fluid Dynamic"
Makroseigerungsentstehung beim Strangguss von Stahl

Anhang 5: Lebenslauf (CV) des Autors

Persönliche Daten

TITEL	DIPL.-ING. ING.
NAME	FLORIAN MARKUS <i>MAYER</i>
GEBURTSTAG	30. NOVEMBER 1972
NATIONALITÄT	ÖSTERREICH
FAMILIENSTAND	LEDIG
ADRESSE:	WEIZELSDORF 148, A-9162 STRAU
TELEFONNUMMER:	+43 (0) 664 / 73009290
E-MAIL:	florian.mayer@scireas.org



Universitätsausbildung

2007 - 2015	Doktoratsstudium der Metallurgie
2007	Diplomarbeit: " <i>Simulation einer Nanoindentation in das idealisierte Modell ("staggered-model" = gestaffelt aufgebautes Modell) eines biologischen Materials (Knochen, Dentin, Perlmutter,..) mit Hilfe des FEM-Paketes "ABAQUS" "</i>
1992 - 2007	Montanuniversität Leoben, Studienfach Werkstoffwissenschaft
27.03.2007	3. Diplomprüfung
2006	2. Diplomprüfung
2002	1. Diplomprüfung

Bildung

2007 - 2010	Neulehrerausbildung an der PH Steiermark und PH Kärnten
1992	Reifeprüfung bestanden mit ausgezeichnetem Erfolg (Notenschnitt 1.0)
1987 - 1992	HTBLA Ferlach, Fachrichtung Maschinenbau/Waffentechnik
1983 - 1987	Hauptschule in Badgastein
1979 - 1983	Volksschule in Badgastein

Präsenzdienst

Grundwehrdienst beim Versorgungsregiment 1 (VR1 – Kirchnerkaserne Graz), keine Verpflichtungen zu weiteren Truppenübungen

Waffentechnisch fachspezifische Arbeiten

Studienbegleitend diverse unselbstständige (Fa. ARGES sowie Fa. DSCHULNIGG) sowie selbstständige (Fa. WINTER, Hr. HOLZINGER,...) Entwicklungsprojekte, vor allem auf den Gebieten der 40mm-Granaten- sowie Jagdwaffenkonstruktion, aber auch der Sicherheitstechnik, mittels CAD-Programmen sowie praktischer Tests.

Arbeitserfahrung

Ingenieurbüro Florian Mayer

2014 Gründung eines Ingenieurbüros für die Fachgebiete Werkstoffprüfung sowie Maschinenbau.

SciReAs

2013 Gründung von SciReAs (Scientific Research Assoziation) einem Forschungsverein an der HTBLVA Ferlach welcher bezahlte, außeruniversitäre, sicherheitstechnische Forschung betreibt.

HTBLVA Ferlach

seit 01.2014

Koordinator Werkstätten und Einkauf

09.2011 bis 09.2013	prov. Abteilungsvorstand Waffen- und Sicherheitstechnik sowie Kunstgewerbe
seit Schuljahr 2009/2010	Vollbeschäftigung
Schuljahr 2008/2009 2007	Beschäftigung im Ausmaß von 24 Lehreinheiten Mitbegründung der Versuchsanstalt für Materialprüfung, Sicherheits- und Waffentechnik an der HTBL Ferlach (HTBL wird HTBLVA) - techn. Leiter der VA
Schuljahr 2007/2008	Beschäftigung im Ausmaß von 8 Lehreinheiten

Montanuniversität Leoben, LS für Modellierung und Simulation metallurgischer Prozesse

2007-2010	teilzeitbeschäftigter, wissenschaftlicher Mitarbeiter am CD-Labor für Mehrphasensimulation
2005-2007	vollzeitbeschäftigter, wissenschaftlicher Mitarbeiter am CD-Labor für Mehrphasensimulation
2004	teilzeitbeschäftigter Studienassistent am CD-Labor für Mehrphasensimulation

Weiters oftmalige Ferialarbeiten bei **VoestAlpine Stahl, Linz** sowie eine Ferialarbeit bei **Edelstahl Breitenfeld GmbH**.

Selbstständige Zeichentätigkeiten bei der Erstellung von CAD-Brandschutzplänen nach TRVB O 121 für die Fa. Dschulnigg, VoestAlpine Stahl/Linz sowie Grafitbergbau Kaisersberg. CAD-Zeichnungsüberarbeitungen bzw. -adaptierungen für die Fa. OESTU-Stettin/München.

Fremdsprachenkenntnisse

Englisch sehr gute Kenntnisse in Wort und Schrift

Weitere Kenntnisse

Neben hervorragenden Hardwarekenntnissen auch ausgezeichnete Kenntnisse in folgenden Softwareprodukten:

Office, Origin, AutoCAD (Autodesk), Inventor (Autodesk), ProE (PTC), SolidWorks (Dessault), ABAQUS, FLUENT, Gambit, CorelDRAW, MAPLE, MatLAB

sowie Grundkenntnisse in den Softwareprodukten:

ThermoCalc, CalcoSOFT, MagmaSOFT, Mathematica, Catia

Programmiererfahrung auf

Basic, VBA, Turbo Pascal, C (C++) sowie Fortran77(90)

Waffenbesitzkarteninhaber

Führerschein Gruppe A, B

Segelschein Lizenz A Binnenfahrt

Einfachheit ist das Resultat der Reife.

Zitat von *Friedrich Schiller*

LEOBENER LIED*Melodie: Karl Gold 1908 (akad. B! Leder Leoben)**Text: Karl Jirsch 1908 (akad. B! Teutonia Prag zu Regensburg)*

1. Wenn ich die Strecken und Baue durchquer,
 das Haupt gebeugt vor den Firsen,
 die Brust von schwülem Broden schwer,
 der Gau men ver troknet vor Dürsten,
 da ist mir's als wären es tausend Jahr,
 dass ich in den Bergen da droben,
 dass ich Student in Leoben war,
 im alten, trauten Leoben!
 dass ich Student in Leoben war,
 im alten, trauten Leoben!

Kein Faß gab's, das wir nicht leer gekriegt,
 kein Fels, den wir nicht erstiegen,
 kein arges Wort blieb ungerügt,
 kein Freies blieb verschwiegen.
 Und immer war unsere Faust bereit,
 den scharfen Schläger zu proben,
 |: das war die schöne, die goldene Zeit,
 im alten, trauten Leoben! :|

Und Mädels gab es so süß und so hold,
 und Freunde so lustig und bieder,
 mit Gurgeln aus Stahl und Herzen voll Gold,
 und Kehlen voll jubelnder Lieder,
 nun sitzen auch sie auf einsamen Schacht,
 in alle Winde zerstoben,
 |: und denken voll Sehnsucht der sonnigen Pracht,
 im alten, trauten Leoben! :|