



# **Thermische Abbildung einer Stranggießanlage für große Rundformate und Verifizierung der Modellergebnisse**

**Masterrarbeit**

eingereicht von

**Michael Riedler**

betreut von

**Dipl.-Ing. Dr.mont. Robert Pierer**

**Dipl.-Ing. Dr.mont. Sebastian Michelic**

Leoben, im Juni 2012





Herr Michael RIEDLER wird vom Lehrstuhl für Metallurgie folgendes Masterarbeitsthema S683 gestellt:

## **Thermische Abbildung einer Stranggießanlage für große Rundformate und Verifizierung der Modellergebnisse**

### **Inhalte:**

Die Verwendung der numerischen Simulation zur Bestimmung des Schalenwachstums, der Oberflächentemperatur und der metallurgischen Länge einer Stranggießanlage ist heutzutage state-of-the-art. Die Kenntnis beispielsweise der metallurgischen Länge einer Stranggießanlage ist für die Qualität des produzierten Stranges von Bedeutung, da dadurch das elektromagnetische Rühren an der Sumpfspitze bzw. die so genannte Soft Reduction effizient eingesetzt werden können.

Ziel dieser Masterarbeit ist es, die Rundstranggießanlage der Firma ESB sprl Engineering Steel Belgium thermisch abzubilden und die verwendete Erstarrungssoftware, durch die experimentelle Bestimmung der Oberflächentemperatur sowie Schalendicke des Rundstranges, zu verifizieren.

- Literaturstudium (Darstellung der Methoden zur Berechnung eines Erstarrungsverlaufes, Einflussfaktoren der thermischen Randbedingungen, Grundlagen zur berührungslosen Temperaturmessung, Möglichkeiten zur experimentellen Bestimmung der Schalendicke)
- Bestimmung der benötigten Randbedingungen für die Erstarrungsberechnung
- Aufbau und Verifizierung der Erstarrungssoftware
- Darstellung und Diskussion der Ergebnisse

**Industriepartner:**



Leoben, im August 2011

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

## Kurzfassung

Die Verwendung der numerischen Simulation zur Bestimmung des Schalenwachstums, der Oberflächentemperatur und der metallurgischen Länge einer Stranggießanlage ist heutzutage state-of-the-art. Die Kenntnis der metallurgischen Länge einer Stranggießanlage ist für die Qualität des produzierten Stranges von Bedeutung, da dadurch das elektromagnetische Rühren oder die so genannte Soft Reduction effizient eingesetzt werden können.

Die vorliegende Arbeit zeigt am Beispiel einer Rundstranggießanlage bei ESB sprl Engineering Steel Belgium die generelle Vorgehensweise der thermischen Abbildung des Stranggießprozesses. Der Fokus liegt dabei nicht auf der Beschreibung des verwendeten numerischen Modells, sondern auf der Verifizierung der Berechnungsergebnisse (Oberflächentemperatur und Schalenwachstum) mithilfe von Daten aus dem Prozess. Diesbezüglich wurden große Anstrengungen unternommen, um bei unterschiedlichen Rundformaten (400 und 600 mm Durchmesser) und Stahlqualitäten die Oberflächentemperatur des Stranges zu messen. In weiterer Folge wurden Keile an drei unterschiedlichen Rollenpositionen in den Strang eingewalzt. Ziel dabei war die Erzeugung von Heißrissen welche nachfolgend in Hinblick auf die Lage innerhalb des Gussproduktes metallographisch ausgewertet wurden. Da Heißrisse sehr nahe an der Solidusfront entstehen, kann mit diesen Versuchen das berechnete Schalenwachstum verifiziert werden.

Die Bestimmung der verwendeten Randbedingungen für die Erstarrungsberechnung wird in der vorliegenden Arbeit dargestellt. Berechnungsergebnisse werden mit Daten aus Messungen an der Anlage verglichen und diskutiert. Aufgrund einer sehr kurzen Zone in der mit Wasser gekühlt wird, zeichnet sich die betrachtete Stranggießanlage durch Kühlung lediglich aufgrund von Strahlung über einen sehr weiten Bereich aus.

## Abstract

Today the usage of numerical simulation for determination of the shell growth, surface temperature and metallurgical length for a continuous casting machine is state of the art. The knowledge of the metallurgical length of a continuous casting machine is of importance for the quality of the manufactured strand. Thereby the electromagnetic stirring at the lowest point of the liquid pool or the soft reduction can use efficiently.

The present thesis uses the example of a bloom continuous casting machine at the company ESB sprl Engineering Steel Belgium for the general procedure of a thermal illustration of the continuous casting process. This thesis does not focus on the description of the used numerical model, but on the verification of the calculated results (surface temperature and shell growth) with the aid of data from the process. Concerning this matter great efforts were made to measure the surface temperature of different casting dimensions (400 and 600 mm diameter) and steel grades. In further consequence wedges were rolled-in into the strand at three different roll positions. The aim of the rolling of the wedges was to initialize hot cracks and the subsequent metallographic evaluation of the position of the hot cracks in the strand. As hot cracks arise very close to the solidification front, the calculated shell growth can be verified with this experiment.

The determination of the used boundary conditions for the solidification calculation will be presented in this thesis. Calculated results will be compared and discussed with the measured data of the continuous casting machine. As the zone of direct water cooling is very short, the specific characteristic of this continuous casting machine is a cooling on the basis of heat radiation over a long range.

## Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Masterarbeit selbstständig und ohne fremde Hilfe verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und die den verwendeten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche erkenntlich gemacht habe.

.....  
Michael Riedler

Leoben, Juni 2012

# Danksagung

Ich möchte mich an dieser Stelle an alle Personen bedanken, die mir bei meiner Masterarbeit mit Rat und Tat zur Seite gestanden sind. Ein besonderer Dank gilt meinem Betreuer Dr. mont. Robert Pierer, der mir in unzähligen Stunden weitergeholfen hat.

Des Weiteren möchte ich mich bei meinem Industriepartner TBR casting technology GmbH, vor allem bei Dr. mont. Sebastian Michelic, für die Möglichkeit der Erstellung meiner Masterarbeit bedanken. Ich möchte mich auch bei der Firma ESB sprl Engineering Steel Belgium für die Durchführung der Anlagenversuche bedanken.

Mein Dank gilt auch ao. Univ.-Prof. Dr. mont. Christian Bernhard sowie allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Metallurgie.

# Inhaltsverzeichnis

<b>Allgemeine Formelzeichen</b>	<b>I</b>
<b>Akronyme</b>	<b>IV</b>
<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>VII</b>
<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>VIII</b>
<b>1. Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2. Berechnung der Wärmeübertragung und des Erstarrungsverlaufes beim Stranggießen von Stahl</b>	<b>3</b>
2.1. Analytische und numerische Berechnungsmethoden für die Erstarrung . . . . .	3
2.1.1. Analytische Berechnungsmethode . . . . .	4
2.1.2. Diskretisierungsverfahren von numerischen Berechnungsmethoden . . .	6
2.1.2.1. Finite-Differenzen-Verfahren . . . . .	7
2.1.2.2. Finite-Volumen-Verfahren . . . . .	8
2.1.2.3. Finite-Elemente-Verfahren . . . . .	9
2.1.3. Ansätze für die numerische Berechnung der Erstarrung . . . . .	10
2.1.3.1. Enthalpiemethode . . . . .	11
2.1.3.2. Temperature Recovery-Methode . . . . .	14
2.1.3.3. Front Tracking-Methode . . . . .	14
2.1.3.4. Level Set-Methode . . . . .	15
2.2. Thermische Betrachtung der Stranggießanlage . . . . .	16
2.2.1. Primärkühlung . . . . .	16

2.2.2. Sekundärkühlung . . . . .	20
2.2.3. Tertiärkühlung . . . . .	22
2.2.4. Weitere Randbedingungen . . . . .	22
2.3. Zusammenfassung . . . . .	27
<b>3. Verifizierungsmöglichkeit der Erstarrungssoftware</b>	<b>29</b>
3.1. Messung der Temperatur . . . . .	29
3.1.1. Grundlagen der Wärmestrahlung . . . . .	30
3.1.2. Emissionsgrad und dessen Einflüsse . . . . .	32
3.1.3. Einflüsse auf die pyrometrische Messung der Temperaturen . . . . .	36
3.2. Messung der Schalendicke . . . . .	38
3.2.1. Einwalzversuche . . . . .	38
3.2.2. Nail-Shooting-Methode . . . . .	39
3.2.3. Bestimmung der Schalendicke mittels Ultraschall . . . . .	40
3.3. Zusammenfassung . . . . .	41
<b>4. Aufbau der Erstarrungssoftware</b>	<b>42</b>
<b>5. Randbedingungen für die Erstarrungsrechnung</b>	<b>50</b>
5.1. Aufbau der Stranggießanlage . . . . .	50
5.2. Wärmestromdichte in der Kokille . . . . .	51
5.3. Wärmeübergangskoeffizienten . . . . .	52
5.4. Emissionsgrad . . . . .	54
5.5. Umgebungstemperatur . . . . .	54
<b>6. Durchführung der Anlagenversuche</b>	<b>55</b>
6.1. Bestimmung der Temperatur . . . . .	55
6.2. Bestimmung der Schalendicke . . . . .	58
<b>7. Ergebnisse</b>	<b>60</b>
7.1. Vergleich der numerisch berechneten und gemessenen Temperatur . . . . .	60
7.2. Einflüsse auf die Temperaturmessung . . . . .	63
7.3. Abschätzen des Temperaturverlaufes und Schalenwachstums für größere Strang- formate . . . . .	68

7.4. Bestimmung der Schalendicke . . . . .	69
7.4.1. Nachweis von Heißriss mittels Baumann-Abdruck . . . . .	69
7.4.2. Nachweis von Heißrissen durch Makroätzung . . . . .	74
<b>8. Zusammenfassung</b>	<b>78</b>
<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>84</b>
<b>A. Nachweis von Heißrissen mittels Baumann-Abdruck</b>	<b>85</b>

# Allgemeine Formelzeichen

## Verwendete Variablen

$a$	Temperaturleitkoeffizient	$[\text{m}^2/\text{s}]$
$A$	Konstante bei der Berechnung der Temperatur	
$A_k$	Kokillenfläche	$[\text{m}^2]$
$B$	Konstante bei der Berechnung der Temperatur	
$c_p$	spezifische Wärmekapazität	$[\text{J}/\text{kgK}]$
$C_l$	Konzentration in der flüssigen Phase	$[\%]$
$C_s$	Konzentration in der festen Phase	$[\%]$
$C_0$	Konzentration zu Beginn	$[\%]$
$D_s$	Diffusionskoeffizient in der festen Phase	$[\text{m}^2/\text{s}]$
$f$	Massenanteil einer Phase	$[1]$
$g_l, g_s$	Volumenanteil der flüssigen bzw. festen Phase	$[1]$
$G$	Gibbs-Energie	$[\text{J}]$
$h$	Spezifische Enthalpie	$[\text{J}/\text{kg}]$
$H$	Enthalpie	$[\text{J}]$
$k$	Verteilungskoeffizient	$[1]$
$l$	Messlänge	$[\text{mm}]$
$L$	Charakteristische Länge	$[\text{m}]$
$L_f$	Latente Wärme bezogen auf die Masse	$[\text{J}/\text{kg}]$
$\dot{m}$	Massenstrom	$[\text{kg}/\text{sec}]$
$M_{\lambda_s}$	spektrale spezifische Ausstrahlung	$[\text{W}/\text{m}^2\text{K}]$
$\mathbf{n}$	Einheitsvektor normal zur Oberfläche	$[1]$

$N^e$	Ansatzfunktion des Elementes $e$ in der FEM	
$R_q$	quadratischer Mittenrauwert	[ $\mu\text{m}$ ]
$s$	Schalendicke	[mm]
$t$	Zeit, Zeitpunkt	[s]
$t_f$	Lokale Erstarrungszeit	[s]
$\Delta t$	Zeitschrittweite	[s]
$T$	Temperatur	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_K$	Temperatur an der Koillenwand	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_O$	Oberflächentemperatur	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_s$	Erstarrungstemperatur	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_U$	Umgebungstemperatur	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_{\infty}$	Temperatur in der Schmelze	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$\Delta T$	Temperaturunterschied	[K]
$\Delta T_{\ddot{u}}$	Übertemperatur	[K]
$v_n^*$	Phasengrenzflächengeschwindigkeit	[mm/s]
$v_W$	Spritzwassergeschwindigkeit	[m/s]
$x, y, z$	Kartesische Koordinaten	
$x^*$	Erstarrende feste Phase	
$\Delta x, \Delta x$	Gitternetzabstand in unterschiedlichen Koordinatenrichtungen	[mm]
$V_k$	Kontrollvolumen	
$z$	Profilhöhe	[mm]
$z_m$	Mittelwert der Profilhöhe	[mm]
$\dot{q}$	Wärmestromdichte	[W/m <sup>2</sup> ]
$\dot{V}$	Wasserbeaufschlagungsdichte	[kg/m <sup>2</sup> kg]
$\alpha$	Wärmeübergangskoeffizient	[W/m <sup>2</sup> K]
$\alpha_{BF}$	Brody-Fleming's Rückdiffusionskoeffizient	[1]
$\beta$	Ohnaka's modifizierter Rückdiffusionskoeffizient	[1]
$\gamma_{sl}$	Oberflächenspannung zwischen fester und flüssiger Phase	[J/m <sup>2</sup> ]
$\Gamma_{sl}$	Gibbs-Thomson Koeffizient	[Km]
$\epsilon$	Emissionsgrad	[1]
$\bar{\kappa}$	mittlerer Krümmungsradius einer Fläche	[1/m]
$\lambda$	Wellenlänge	[ $\mu\text{m}$ ]
$\lambda_2$	Sekundärdendritenarmabstand	[m]

$\phi$	Konstante zur Beschreibung der Phasengrenzfläche	[1]
$\nu$	kinematische Viskosität	[m <sup>2</sup> /s]
$\Omega$	Cylne-Kurz's modifizierter Rückdiffusionskoeffizient	[1]

### Konstanten

$c_0$	Lichtgeschwindigkeit	$2,998 \cdot 10^8$	[m/s]
$g$	Erdbeschleunigung	9,81	[m/s <sup>2</sup> ]
$h_P$	Planksches Wirkungsquantum	$6,626 \cdot 10^{-34}$	[Js]
$k_B$	Boltzmann-Konstante	$1,38 \cdot 10^{-23}$	[J/K]

### Dimensionslose Kennzahlen

$Fo$	Fourier-Zahl	$Fo = \frac{at}{L^2}$
$Nu_m$	mittlere Nusselt-Zahl	$Nu_m = \left\{ 60 + \frac{0,387 \cdot Ra^{1/6}}{\left[ 1 + \left( \frac{0,559}{Pr} \right)^{9/16} \right]^{8/27}} \right\}^2$
$Pr$	Prandtl-Zahl	$Pr = \frac{\beta(T_O - T_U) \cdot g \cdot L^3}{a \cdot \nu}$
$Ra$	Rayleigh-Zahl	$Pr = \frac{\nu}{a}$
$Ste$	Stefan-Zahl	$Ste = \frac{c_p \Delta T}{L_f}$
$\xi$	dimensionslose Länge	$\xi = \frac{x^*}{x}$

# Akronyme

FDM	Finite-Differenzen-Methode
FEM	Finite-Elemente-Methode
FVM	Finite-Volumen-Methode
GUI	Grafische Benutzeroberfläche (engl. Graphical User Interface)
SKZ	Sekundärkühlzone
WSD	Wärmestromdichte
WÜK	Wärmeübergangskoeffizient

# Abbildungsverzeichnis

2-1. Einteilung der unterschiedlichen Methoden für Berechnung eines Erstarrungsverlaufs. . . . .	4
2-2. Schematische Darstellung der Temperaturverteilung aufgrund einer Wärmeabfuhr in Reinsubstanz <sup>1</sup> . . . . .	5
2-3. Schematische Darstellung eines diskretisierten Gitternetzes für das Finite-Differenzen-Verfahren <sup>2</sup> . . . . .	7
2-4. Schematische Darstellung der Einbeziehung von benachbarten Gitterpunkten für das expliziten, impliziten und Crank-Nicolson-Verfahren <sup>1</sup> . . . . .	8
2-5. Schematische Darstellung eines diskretisierten Gitternetzes für die Finite-Volumen-Methode <sup>1</sup> . . . . .	9
2-6. Schematische Darstellung eines diskretisierten Gitternetzes für die Finite-Elemente-Methode <sup>1</sup> . . . . .	10
2-7. Schematische Darstellung Enthalpie-Temperatur-Kurve für ein Legierung mit einer eutektischen Reaktion <sup>1</sup> . . . . .	12
2-8. Schematische Darstellung für die Definition der Distanzfunktion $\phi$ für ein 2-D Erstarrungsproblem <sup>1</sup> . . . . .	16
2-9. Schematische Darstellung des Wärmeübergang in einer Kokille <sup>3</sup> . . . . .	17
2-10. Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die Wärmestromdichte <sup>4</sup> . . . . .	18
2-11. Einfluss des Verweildauer auf die mittlere Wärmestromdichte <sup>5</sup> . . . . .	19
2-12. Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten von der Heizoberflächeüber- temperatur $\Delta T_{\text{ü}}$ bei Wasser <sup>6</sup> . . . . .	20
2-13. Vergleich des Einflusses der Wasserbeaufschlagungsdichte $\dot{V}$ auf den Wärme- übergangskoeffizient <sup>7</sup> . . . . .	21

2-14. Anhaltswerte für die Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ und Dichte $\rho$ von Stahl <sup>3</sup> . . . . .	23
2-15. Anhaltswerte für die spezifische Wärmekapazität $c_p$ von Stahl <sup>3</sup> . . . . .	24
2-16. Phasenanteile in Abhängigkeit der Temperatur für die Stahlsorte 42CrMo4. . . . .	25
2-17. Berechnete Gehalte an C und Mn durch verschiedene Mikroseigerungsmodelle und Vergleich mit experimentellen Werten <sup>8</sup> . . . . .	27
3-1. Elektromagnetisches Wellenspektrum <sup>9</sup> . . . . .	30
3-2. Spektrale spezifische Ausstrahlung in Abhängigkeit von der Wellenlänge $\lambda$ <sup>9</sup> . . . . .	31
3-3. Doppellogarithmische Darstellung der spektralen spezifischen Ausstrahlung in Abhängigkeit von der Wellenlänge $\lambda$ <sup>9</sup> . . . . .	32
3-4. Vergleich des normal spektralen Emissionsgrades von verschiedenen Modellen mit experimentellen Daten anhand von Nickel <sup>10</sup> . . . . .	33
3-5. Vergleich des spektralen Emissionsgrades von Wolfram für verschiedene Tem- peraturen <sup>11</sup> . . . . .	34
3-6. Vergleich des spektralen Emissionsgrades für unterschiedliche Metalle und Ober- flächenrauheit <sup>12</sup> . . . . .	35
3-7. Vergleich des normalen spektralen Emissionsgrades von unbehandelten und oxi- dierten Stähle bei 1000 °C <sup>12</sup> . . . . .	36
3-8. Temperaturabweichung bei einem um 5 % fehlerhaft eingestellten Emissionsgra- des <sup>13</sup> . . . . .	37
3-9. Atmosphärische Fenster von Luft und verwendete Detektoren <sup>13</sup> . . . . .	38
4-1. GUI für die Eingabe der WSD der Kokille. . . . .	43
4-2. GUI für die Eingabe des WÜK-Verlaufs des Rollenteppiches. . . . .	44
4-3. GUI für die Eingabe des WÜK-Verlaufs einer Kühldüse. . . . .	44
4-4. GUI für die Zusammensetzung des Düsentepiches aus verschiedenen Kühldü- sen und deren Position. . . . .	45
4-5. GUI für die Eingabe der Wärmestromdichte in Abhängigkeit der Zeit. . . . .	46
4-6. GUI für die Eingabe der WÜK-Verlaufs in der Sekundärkühlzone. . . . .	47
4-7. GUI für die Zusammenstellung und Berechnung der Stranggießanlage. . . . .	48
4-8. GUI für die Auswertung des berechneten Temperaturprofiles. . . . .	49
5-1. Aufbau der Stranggießanlage von ESB sprl Engineering Steel Belgium. . . . .	51
6-1. Zeitlicher Verlauf einer Temperaturmessung mit dem Pyrometer. . . . .	56

6-2. Gemessener Temperaturverlauf der Strangoberfläche für verschiedene Messreihen. . . . .	57
6-3. Einwalzblech mit aufgeschweißtem Keil. . . . .	58
6-4. Lage der Proben in der Strangscheibe. . . . .	59
7-1. Temperaturverlauf und Schalenwachstum für jene Messreihen mit einem Strangdurchmesser von 600 mm. . . . .	61
7-2. Temperaturverlauf und Schalenwachstum für jene Messreihen mit einem Strangdurchmesser von 400 mm. . . . .	62
7-3. Einfluss der Wärmestromdichte auf den Verlauf der Oberflächentemperatur. . .	64
7-4. Einfluss des Wärmeübergangskoeffizienten auf den Verlauf der Oberflächentemperatur. . . . .	65
7-5. Einfluss des Emissionsgrades auf den Verlauf der Oberflächentemperatur. . . . .	66
7-6. Einfluss der Umgebungstemperatur auf den Verlauf der Oberflächentemperatur. . .	67
7-7. Temperaturverlauf und Schalenwachstum eines Stranges mit 750 mm Durchmesser. . . . .	68
7-8. Baumann-Abdruck der Probe 1. . . . .	70
7-9. Baumann-Abdruck der Probe 2. . . . .	71
7-10. Baumann-Abdruck der Probe 5. . . . .	72
7-11. Baumann-Abdruck der Probe 8. . . . .	73
7-12. Makroätzung der Probe 3. . . . .	74
7-13. Makroätzung der Probe 5. . . . .	75
7-14. Makroätzung der Probe 8. . . . .	76
A-1. Baumann-Abdruck der Probe 3. . . . .	86
A-2. Baumann-Abdruck der Probe 4. . . . .	87
A-3. Baumann-Abdruck der Probe 6. . . . .	88
A-4. Baumann-Abdruck der Probe 7. . . . .	89

## Tabellenverzeichnis

2-I. Formeln für die Berechnung des Wärmeübergangskoeffizienten . . . . .	22
4-I. Grenzwerte der Legierungselementen für die korrekte Berechnung der Materialdaten	43
5-I. Berechneter WÜK in Sekundärkühlzone für die verschiedenen Messreihen . . . .	53
6-I. Verwendete Pyrometer-Einstellungen bei der Temperaturmessung . . . . .	55
6-II. Parameter für die unterschiedlichen Messreihen . . . . .	57
6-III. Parameter der Einwalzversuche . . . . .	58
7-I. Gemeinsame Parameter für die Erstarrungsberechnung . . . . .	60
7-II. Verwendete Parameter der einzelnen Messreihen für die Erstarrungsberechnung .	61
7-III. Parameter der Messreihe 8 . . . . .	64
7-IV. Rahmenbedingungen bei den Einwalzversuchen . . . . .	69

# 1. Einleitung

Bei ESB sprl Engineering Steel Belgium werden mit Hilfe des Stranggießverfahrens Rundstränge mit 310, 400, 500 und 600 mm Durchmesser produziert. Diese Rundstränge werden durch Gesenkschmieden, Ringwalzen, Freiformschmieden oder Rundschnieden weiterverarbeitet. Als typische Anwendungsgebiete sind Eisenbahnräder, Wälzlagerringe sowie große Lagerringe in Windkraftanlagen zu nennen. Ein Trend beim Stranggießen von Vorblöcken geht sehr stark in Richtung der Erzeugung von Rundformaten mit Durchmessern größer 600 mm. Ziel dabei ist die Ausnutzung verfahrenstechnischer Vorteile im Vergleich zum Blockgießen. Speziell in Hinblick auf die Innenqualität und das Ausbringen bietet hier der Stranggießprozess einen Vorteil gegenüber dem konventionellen Blockguss.

Diesen Trend folgend ist das Ziel bei ESB sprl Engineering Steel Belgium daher die Erweiterung der Strangformate in Richtung 800 mm. Die Realisierung eines dafür notwendigen Umbaus erfolgt innerhalb eines gemeinsamen Projektes mit TBR casting technologies GmbH.

Ein wesentlicher Punkt bei einem Umbau auf größere Formate aber gleichbleibenden Anlagenradius ist die mechanische Auslegung der Stranggießanlage und hier im Besonderen die Auslegung der Treiber und der Rückbiegezone. Eine genauere Beschreibung der Oberflächentemperatur sowie der Schalendicke in jedem Punkt der Stranggießanlage ist dabei der Schlüssel zum Erfolg. Die vorliegende Arbeit ist Teil des oben erwähnten Projektes und behandelt im Speziellen die thermische Abbildung der Stranggießanlage bei ESB sprl Engineering Steel Belgium. Die dabei gewählte Herangehensweise kann wie folgt zusammengefasst werden:

- Das bereits vorliegende 1.5 dimensionale Erstarrungsmodell wird mit Hilfe von Graphical User Interfaces (GUI) erweitert um eine modulare Abbildung einer Stranggießanlage in Hinblick auf alle Randbedingungen (Wärmestromdichte in der Kokille, Wärme-

übergangskoeffizienten in der Sekundärkühlzone usw.) und Eingangsparameter (Gießgeschwindigkeit, Überhitzung, Materialdaten usw.) zu ermöglichen. Die Beschreibung der einzelnen GUI ist in Kapitel 4 dargestellt

- Abbildung der bestehenden Stranggießanlage bei ESB sprl Engineering Steel Belgium mit Hilfe der Erstarrungssoftware für die Formate 400 mm und 600 mm rund sowie Erarbeitung aller notwendigen Randbedingungen und Eingabeparameter (Kapitel 5).
- Durchführung von Temperaturmessungen und Einwalzversuchen bei ESB sprl Engineering Steel Belgium und Ausarbeitung der Daten für die Verifizierung des Erstarrungsmodells und der Randbedingungen.

Auf Basis der verifizierten Berechnungsergebnisse für unterschiedliche Stahlsorten für die Formate 400 und 600 mm rund können somit Berechnungen für größere Formate durchgeführt werden. Diese dienen dann in weiterer Folge als Eingangsparameter für die Studie und mechanische Auslegung für das Vergießen von Rundformaten mit Durchmessern größer 600 mm.

Im Ergebnisteil der vorliegenden Arbeit werden die gemessenen Oberflächentemperaturen mit den numerisch ermittelten Temperaturen verglichen. Neben den berechneten Temperaturverläufen ist das Ergebnis der Schalendickenentwicklung vom Meniskus bis zur metallurgischen Länge (Durcherstarrung) innerhalb der Stranggießanlage ein wichtiger Parameter. Für die experimentelle Bestimmung der Schalendicke werden Einwalzversuche durchgeführt. Die Beschreibung der dabei gewählten Vorgehensweise sowie die metallographische Auswertung sind in der vorliegenden Arbeit ebenfalls ausführlich dargestellt. Basierend auf diesen Ergebnissen und der damit durchgeführten Verifizierung des Erstarrungsmodells mit allen gewählten Randbedingungen, Eingabeparameter und Materialdaten wird abschließend eine Vorhersage über die zu erwartenden Temperaturen und Schalendicken für ein Rundformat 750 mm durchgeführt. .

## 2. Berechnung der Wärmeübertragung und des Erstarrungsverlaufes beim Stranggießen von Stahl

In diesem Kapitel werden die unterschiedlichen Methoden für die Berechnung eines Erstarrungsverlaufes dargestellt. Dabei werden sowohl analytische als auch numerische Methoden vorgestellt. Für die jeweiligen Berechnungsmethoden werden Randbedingungen benötigt, welche in Kapitel 2.2 vorgestellt werden. Die einzelnen Randbedingungen werden durch unterschiedliche Parameter beeinflusst. Diese Einflussfaktoren werden ebenfalls detaillierter diskutiert.

### 2.1. Analytische und numerische Berechnungsmethoden für die Erstarrung

Die Berechnung des Erstarrungsvorganges kann einerseits analytisch sowie numerisch erfolgen. Abbildung 2-1 zeigt die Einteilung der verschiedenen Berechnungsmethoden. Generell kann unterschieden werden zwischen analytische Methoden und numerische Methoden ohne bzw. mit Berücksichtigung der freiwerdenden latenten Wärme bei einer Phasenumwandlung. Die analytischen Berechnungsverfahren sollten für die Lösung von Wärmeleitproblemen bevorzugt eingesetzt werden, da diese ein exaktes Ergebnis liefern. Dennoch ist es öfters praktikabler eine Näherungsverfahren zu verwenden, da z.B. die berechnete Geometrie zu komplex ist oder die physikalischen Stoffwerte temperaturabhängig sind. Im Folgenden werden die, un-

ter Abbildung 2-1, aufgelisteten Methoden detaillierter erklärt.

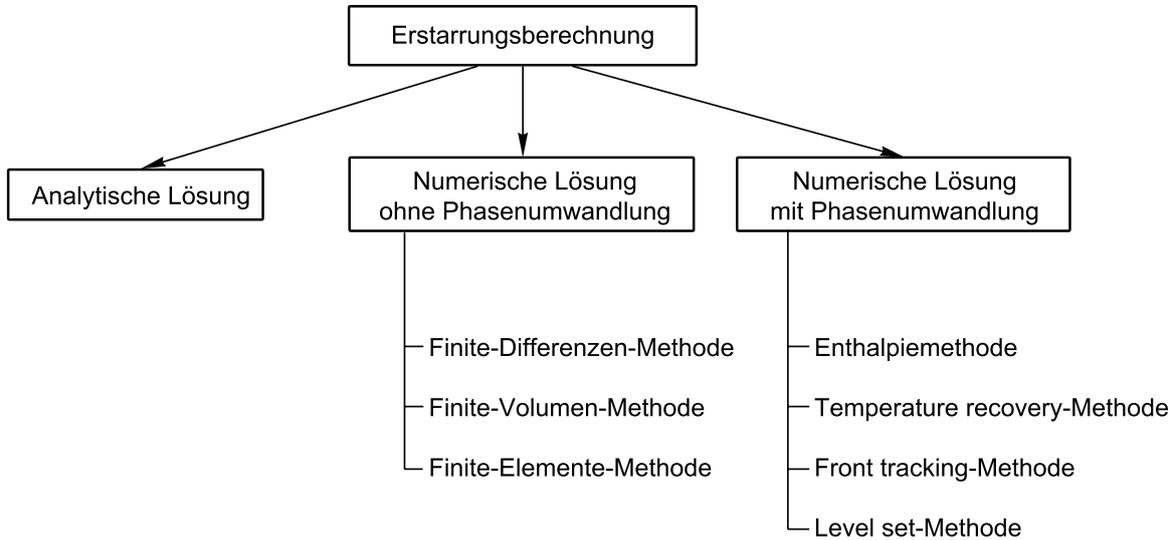


Abbildung 2-1.: Einteilung der unterschiedlichen Methoden für Berechnung eines Erstarrungsverlaufs.

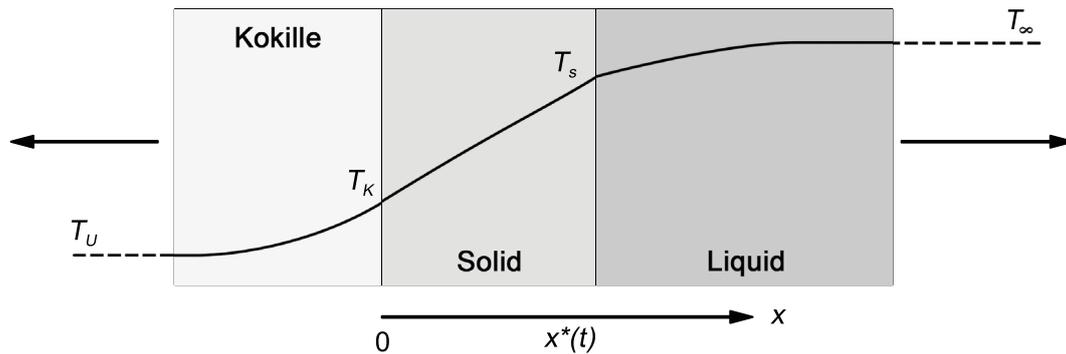
### 2.1.1. Analytische Berechnungsmethode

Bei der analytischen Berechnung eines Erstarrungsvorganges wird für das betrachtete System eine Energiebilanz aufgestellt (Gleichung (2-1)). Die zeitliche Änderung der Temperatur wird mit der räumliche Änderung des Temperaturgradienten über die Temperaturleitfähigkeit  $a$  verknüpft. Diese ist eine Stoffkonstante und beschreibt die zeitliche Änderung der räumlichen Temperaturverteilung durch Wärmeleitung aufgrund eines Temperaturgradientens. Im vorliegenden Fall wird die Energiebilanz eindimensional betrachtet.

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (2-1)$$

Abbildung 2-2 zeigt schematisch einen Temperaturverlauf eines erstarrenden System für eine Reinsubstanz. Dieser Temperaturverlauf kann durch das Einsetzen von vorgegebenen Anfangs- und Randbedingungen nach Gleichung (2-2) berechnet werden. Hierbei wird auch die Latente Wärme berücksichtigt, die bei der Erstarrung frei wird. Die Konstanten  $A$  und  $B$  der Gleichung (2-2) müssen für die jeweilige Phase, fest oder flüssig, angepasst werden<sup>1</sup>.

$$T = A + B \cdot \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{a \cdot t}} \right) \quad (2-2)$$



**Abbildung 2-2.:** Schematische Darstellung der Temperaturverteilung aufgrund einer Wärmeabfuhr in Reinsubstanz<sup>1</sup>.

Die Funktion  $\text{erf}(u)$  stellt die Gaußsche Fehlerfunktion dar und kann nach Gleichung (2-3) berechnet oder aus einer Wertetabelle herausgelesen werden. Neben dem Temperaturverlauf ist die Dicke der entstehenden festen Phase  $x^*$  von Interesse. Diese kann durch Umformen der Gleichung (2-2) bestimmt werden. Die daraus ergebende Gleichung (2-4) wird auch als Wurzel-t-Gesetz bezeichnet. Aus Gleichung (2-4) ist schön ersichtlich, dass die Dicke der festen Phase abhängig ist, von der Konstante  $\phi$ , der Temperaturleitfähigkeit  $a$  und der Erstarrungszeit  $t$ .

$$\text{erf}(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u e^{-r^2} dr \quad (2-3)$$

$$x^*(t) = 2 \cdot \phi \sqrt{a \cdot t} \quad (2-4)$$

Die Konstante  $\phi$  kann mittels einer transzendenten Gleichung berechnet werden. Diese Gleichung ändert sich je nach Anwendungsfall (z.B. Reinsubstanz oder Legierungen) und kann je nach Randbedingung noch vereinfacht werden. Für eine Reinsubstanz kann  $\phi$  aus Gleichung (2-5) berechnet werden<sup>1</sup>.

$$\left\{ \phi \exp(\phi^2) - \frac{c_{ps}(T_\infty - T_s)}{L_f \sqrt{\pi}} \frac{\exp([1 - a_s/a_l]\phi^2)}{\text{erfc}(\phi \sqrt{a_s/a_l})} \sqrt{\frac{\alpha_l \rho_l c_{pl}}{\alpha_s \rho_s c_{ps}}} \right\} \times \quad (2-5)$$

$$\left\{ \text{erf}(\phi) + \sqrt{\frac{\alpha_s \rho_s c_{ps}}{\alpha_k \rho_k c_{pk}}} \right\} = \frac{c_{ps}(T_s - T_U)}{L_f \sqrt{\pi}} = \frac{Ste}{\sqrt{\pi}}$$

In Gleichung (2-5) sind einige Variablen mit den tiefgestellten Indizes s, l und k gekennzeichnet. Diese entsprechen den physikalische Eigenschaften der solid und liquid Phase sowie der Kokille. Die Temperaturen  $T_\infty$ ,  $T_s$  und  $T_U$  stehen für die Anfangstemperatur in der Schmelze,

der Erstarrungstemperatur und der Umgebungstemperatur. Diese Variablen sind auch in Abbildung 2-2 ersichtlich. Die Stefan-Zahl  $Ste$  kann mittels Gleichung 2-6 berechnet werden.  $Ste$  stellt das Verhältnis zwischen fühlbarer Wärme zu latenter Wärme dar. Der Reziprokwert der Stefan-Zahl ist die Phasenübergangs-Zahl  $Ph$ .

$$Ste = \frac{c_p \cdot \Delta T}{L_f} \quad (2-6)$$

Bei Betrachtung von Legierungen muss neben der Energiebilanz noch die Massenbilanz berücksichtigt werden. Gleichung 2-7 stellt die zu verwendete Massenbilanz dar. Diese ist sehr ähnlich der Energiebilanz.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2-7)$$

Die daraus ergebende Formel für die Berechnung des Temperaturverlauf ist ähnlich der Gleichung (2-2), nur die Bestimmung der Konstante  $\phi$  über die transzendente Gleichung ist um einiges komplizierter. J.A. Dantzig beschreibt die analytische Berechnung des Temperaturverlaufs von binäre Legierung in<sup>1</sup> umfassend.

Bei der analytische Lösung können keine temperaturabhängige Stoffwerte berücksichtigt werden. Daher werden in der Praxis für eine Erstarrungsberechnung numerische Methoden verwendet. In weiterer Folge werden die unterschiedlichen Diskretisierungsansätze der numerischen Berechnungsmethoden besprochen. Mittels der Diskretisierung wird eine analytische Gleichung, z.B. die Energie- oder Massenbilanz, in kleine Teile zerlegt und kann somit numerische berechnet werden.

### 2.1.2. Diskretisierungsverfahren von numerischen Berechnungsmethoden

Bei der Diskretisierung von partiellen Differentialgleichungen zweiter Ordnung muss zu Beginn auf den Grundtyp der Differentialgleichung geachtet werden. Dabei unterscheidet man zwischen elliptischer, parabolischer und hyperbolischer Differentialgleichung. Die Wärmeleitungsgleichung ist eine parabolische Differentialgleichung zweiter Ordnung und kann mittels dem Finite-Differenzen-, Finite-Volumen- oder Finite-Elemente-Verfahren diskretisiert werden. Im Folgenden werden die einzelnen Ansätze genauer erklärt.<sup>2</sup>

### 2.1.2.1. Finite-Differenzen-Verfahren

Die grundlegende Idee der Diskretisierung bei der Finite-Differenzen-Methode (FDM) ist die auftretenden Ableitungen der Differentialgleichung durch Differenzquotienten zu ersetzen. Gleichung (2-8) stellt dies exemplarisch dar. Ist der Ausdruck  $\Delta x$  klein, aber nicht null, so sollte die rechte Seite von Gleichung (2-8) eine gute Näherungslösung sein<sup>2</sup>.

$$\frac{du}{dx} = \lim_{\Delta x \rightarrow 0} \frac{u(x + \Delta x) - u(x)}{\Delta x} \quad (2-8)$$

Neben der Diskretisierung des Raumes durch die konstante Schrittweite  $\Delta x$  wird die Zeit ebenfalls durch eine konstante Schrittweite  $\Delta t$  diskretisiert. Bei einem eindimensionalen Problem spannt sich somit ein Gitter zwischen der Raumrichtung  $x$  und der Zeit  $t$  auf. Abbildung 2-3 stellt solch ein Gitter schematisch dar.

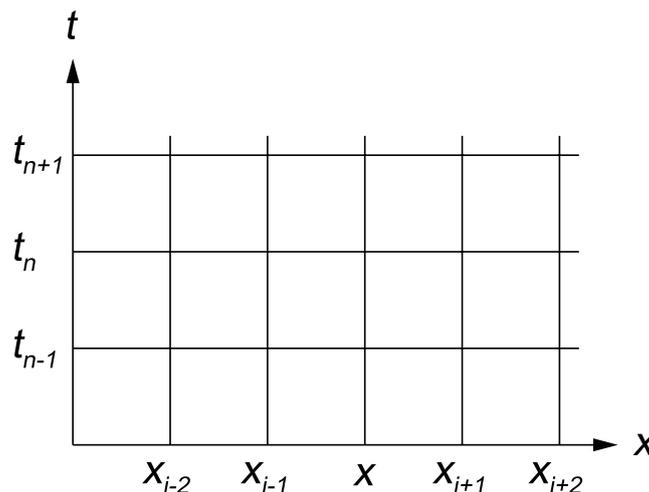


Abbildung 2-3.: Schematische Darstellung eines diskretisierten Gitternetzes für das Finite-Differenzen-Verfahren<sup>2</sup>.

Die Berechnung des Wertes für den Gitterpunkt  $x_i$  zum Zeitpunkt  $t_{n+1}$  kann beim Differenzenverfahren wiederum über 2 Methoden erfolgen. Beim explizite Verfahren wird der Näherungswert für den Punkt  $(x_i, t_{n+1})$  durch die schon berechneten Näherungswerte der Punkte  $(x_{i-1}, t_n)$ ,  $(x_i, t_n)$  und  $(x_{i+1}, t_n)$  bestimmt. Abbildung 2-4 zeigt schematisch die Beziehung der Nachbarpunkt bezüglich dem zu berechneten Gitterpunkt für das explizite Verfahren. Der Näherungswert für den Knotenpunkt  $(x_i, t_{n+1})$  kann aber auch mittels eines impliziten Verfahren bestimmt werden (Abbildung 2-4). Für die Berechnung werden die benachbarten Punkte

$(x_i, t_n)$ ,  $(x_{i-1}, t_{n+1})$  und  $(x_{i+1}, t_{n+1})$  benötigt. Da bei diesem Verfahren drei Unbekannte vorhanden sind, kann die Lösung nicht mehr explizit berechnet werden. Deshalb wird für Zeitebene  $t_{n+1}$  ein lineares Gleichungssystem aufgestellt. Durch das Einsetzen der Randbedingungen kann dieses Gleichungssystem in weiterer Folge gelöst werden. Das Crank-Nicolson-Verfahren kann als eine Kombination aus expliziter und impliziter Berechnungsmethode angesehen werden<sup>2</sup>.

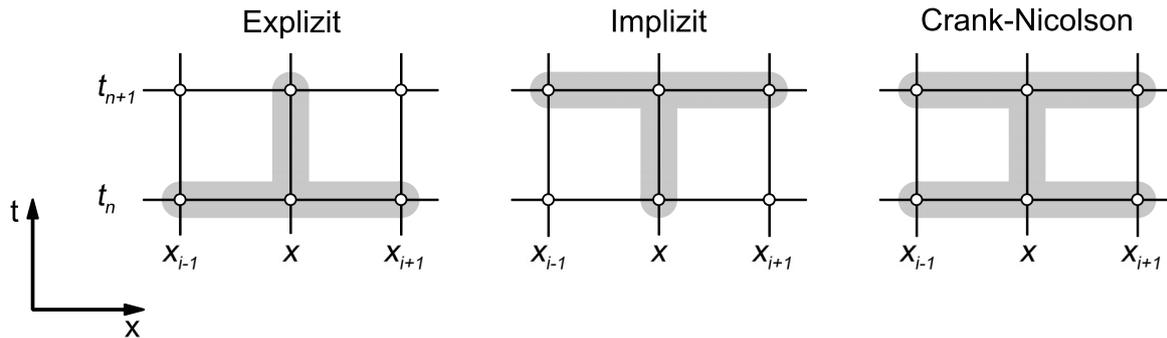


Abbildung 2-4.: Schematische Darstellung der Einbeziehung von benachbarten Gitterpunkten für das explizite, implizite und Crank-Nicolson-Verfahren<sup>1</sup>.

Die Stabilität und Konsistenz der genannten Verfahren ist bei der numerischen Berechnung ein sehr wichtige Frage. Dabei ist das explizite Verfahren nur bedingt stabil. Die Stabilitätsbedingung für eindimensionale Problem lautet:

$$\frac{a\Delta t}{\Delta x^2} \leq \frac{1}{2} \quad (2-9)$$

Zu beachten ist, dass die rechte Seite der Gleichung (2-9) der "Differenzenform" der Fourier-Zahl  $Fo$  entspricht, welche der dimensionslosen Zeit entspricht. Hingegen ist das implizite bzw. Crank-Nicolson-Verfahren bedingungslos stabil. Alle Verfahren weisen, für die Schrittweite  $\Delta x$ , einen quadratischen Konsistenzfehler auf. Bezogen auf die Schrittweite  $\Delta t$  ist der Konsistenzfehler für explizite und implizite Verfahren linear. Nur beim Crank-Nicolson-Verfahren ist dieser quadratisch<sup>1,2</sup>.

### 2.1.2.2. Finite-Volumen-Verfahren

Das Finite-Volumen-Verfahren wird bevorzugt für die numerische Approximation von Erhaltungsgleichung verwendet, welche häufig hyperbolische partielle Differentialgleichungen

sind. In einer Erhaltungsgleichung bzw. Erhaltungssatz wird das Verhalten von sogenannten Erhaltungsgrößen (z.B. Masse, Energie oder Impuls) beschreiben. Diese physikalische Größen können nicht vernichtet und auch nicht geschaffen werden. In Gleichung (2-10) ist der Erhaltungssatz für die Energie ersichtlich. Es ist erkennbar, dass die zeitlich Änderung der Energie in einem infinit kleinen Volumen plus der Energiestrom, welcher vom Kontrollvolumen ab- bzw. zufließt, gleich null ist.

$$\int_V \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} dV + \int_A \mathbf{q} \cdot \mathbf{n} dA = 0 \quad (2-10)$$

Bei der Finite-Volumen-Methode (FVM) wird das zu berechnende Gebiet in kleine Kontrollvolumen geteilt. Abbildung 2-5 stellt schematisch ein Gitternetz mit dem eingezeichneten Kontrollvolumen  $V_K$  dar. Nach der Diskretisierung von Gleichung (2-10) kann der Näherungswert für jedes Kontrollvolumen berechnet werden. Im Unterschied zur FDM wird der Näherungswert bei der FVM für das ganze Kontrollvolumen ausgerechnet. Bei der FDM wurde der Näherungswert nur für die Knotenpunkte berechnet<sup>1,2</sup>.

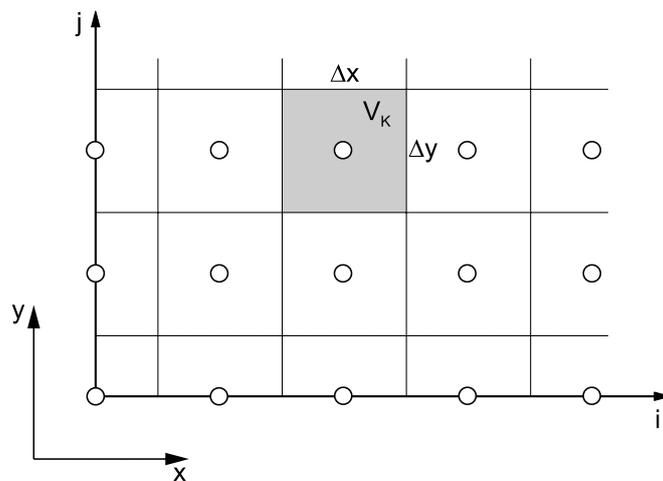
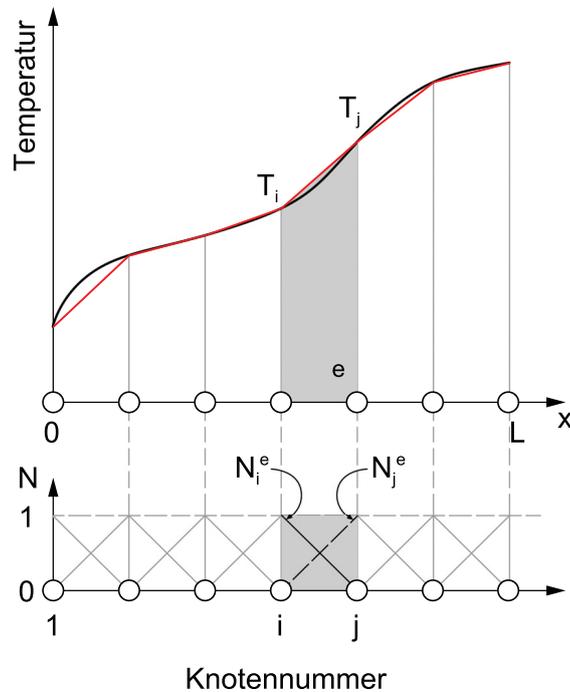


Abbildung 2-5.: Schematische Darstellung eines diskretisierten Gitternetzes für die Finite-Volumen-Methode<sup>1</sup>.

### 2.1.2.3. Finite-Elemente-Verfahren

Die Finite-Elemente-Methode (FEM) ist eine weit verbreitete Methode zur numerischen Lösung von partiellen Differentialgleichungen. Dabei wird das zu berechnete Gebiet in kleine finite Elemente unterteilt. Für jedes Element sowie jeden Knoten wird eine Ansatzfunktion  $N$

definiert. Abbildung 2-6 zeigt für ein eindimensionales Wärmeleitungsproblem den analytischen sowie den mittels FEM berechneten Temperaturverlauf.



**Abbildung 2-6.:** Schematische Darstellung eines diskretisierten Gitternetzes für die Finite-Elemente-Methode<sup>1</sup>.

Für die Berechnung mittels FEM wurde die zu berechnende Domain in mehrere Elemente zerlegt. Jedem Element wurde eine Ansatzfunktion zugewiesen. Das Element e in Abbildung 2-6 weist, in diesem Fall, zwei Ansatzfunktionen auf  $N_i^e$  und  $N_j^e$ . Außerhalb des Elements haben beide Ansatzfunktionen den Wert 0. Innerhalb des Elements hat die Ansatzfunktion  $N_i^e$  den Wert 1 an der Stelle  $x_i$ . Die Ansatzfunktion nimmt linear bis zur Stelle  $x_j$  ab. An dieser Stelle besitzt die Ansatzfunktion  $N_i^e$  den Wert 0. Die Ansatzfunktion  $N_j^e$  verhält sich im Element e genau umgekehrt. Durch das Einsetzen der Ansatzfunktionen sowie der Anfangs-, Rand-, und Übergangsbedingungen in die Differentialgleichung kann diese gelöst werden<sup>1</sup>.

### 2.1.3. Ansätze für die numerische Berechnung der Erstarrung

Im vorherigen Kapitel wurden die unterschiedliche Ansätze für die numerische Berechnung eines Wärmeleitungsproblems besprochen. Zu diesen Ansätzen zählen die Finite-Differenzen-,

Finite-Volumen- und Finite-Elemente-Methode. Alle 3 Ansätze können nicht für die Berechnung eines erstarrenden Körpers verwendet werden, da die latente Wärme bei der Erstarrung nicht berücksichtigt wird. Um diesen Mangel zu kompensieren wurden unterschiedliche Methoden entwickelt, welche zum Teil wiederum auf FDM, FVM und FEM zurückgreifen. Im Folgenden werden vier dieser Methoden genauer erklärt.

### 2.1.3.1. Enthalpiemethode

Zu Beginn sollte noch einmal auf das zu verwendende Gitternetz eingegangen werden. Bei der numerische Berechnung der Erstarrung unterscheidet man hierbei zwischen einem fixen Gitternetz, indem sich die Knotenpunkte nicht mehr bewegen, und einem beweglichen Gitternetz, bei dem die Knotenpunkte noch verschoben werden können. Die Enthalpiemethode verwendet für die Erstarrungsberechnung ein fixes Gitter. Die Größenordnung eines Kontrollvolumens eines diskretisierten Gebiets befindet sich zwischen der makroskopischen und mikroskopischen Sichtweise. Dadurch kann in einem Kontrollvolumen gleichzeitig eine feste und eine flüssige Phase vorliegen. Für die Behandlung von zwei Phasen in einem Kontrollvolumen ist es von Vorteil, die Energiebilanz (Gleichung 2-10) auf eine andere Art zu schreiben. Gleichung (2-11) stellt die Energiebilanz für den eindimensionalen Fall in einer anderen Form dar<sup>1</sup>.

$$\frac{\partial \langle \rho h \rangle}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \alpha \frac{\partial T}{\partial x} \right) \quad (2-11)$$

Dabei ist  $h$  die spezifische Enthalpie in J/kg. Die Klammer  $\langle \rangle$  zeigt an, dass für die enthaltenen Variablen  $\rho h$  der Mittelwert  $\rho(h_s g_s + h_l g_l)$  gebildet wird. Hierbei entspricht  $g_s$  und  $g_l$  dem Volumenanteil der festen bzw. flüssigen Phase im Kontrollvolumen. Gleichung (2-11) stellt eine Vereinfachung dar, bei der die Konvektion von Wärme sowie Wärmequellen nicht berücksichtigt werden. Die bei der Erstarrung freiwerdende latente Wärme wird auf der linken Seite der Gleichung (2-11) durch den Ausdruck  $\langle \rho h \rangle$  berücksichtigt. Dieser Ausdruck kann noch weiter aufgespalten werden (Gleichung (2-12))<sup>1</sup>.

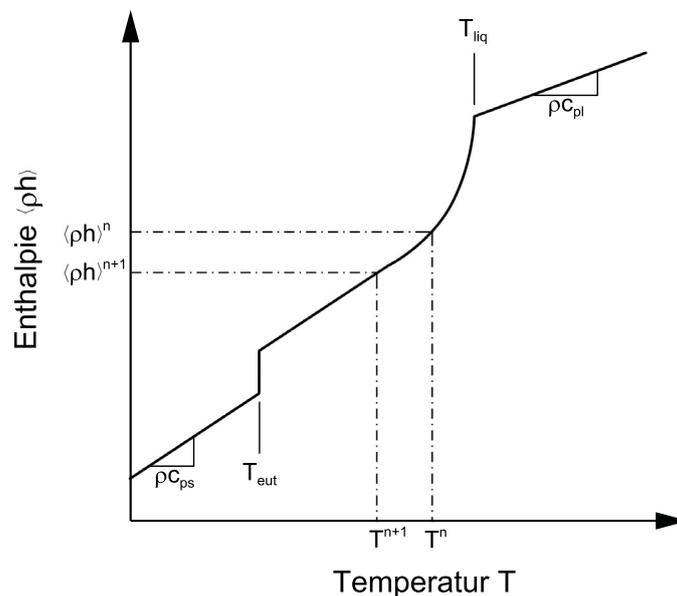
$$\langle \rho h \rangle = \int_{298}^T \langle \rho c_p \rangle dT + \rho L_f g_l \quad (2-12)$$

Dabei entspricht  $\langle \rho c_p \rangle = \rho(c_{ps} g_s + c_{pl} g_l)$  und weiters wurde angenommen, dass die Dichte in der festen sowie flüssigen Phase gleich ist ( $\rho_s = \rho_l = \rho$ ). Da die latente Wärme nur den zeitlichen Term von Gleichung (2-11) beeinflusst, kann für den ortsabhängigen Term dieser

Gleichung die unter Kapitel 2.1.2 besprochenen Methoden (FDM, FVM oder FEM) verwendet werden. Die Diskretisierung der Zeit von Gleichung (2-11) führt zu folgender Gleichung<sup>1</sup>:

$$\frac{\langle \rho h \rangle^{n+1} - \langle \rho h \rangle^n}{\Delta t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \alpha \frac{\partial T}{\partial x} \right) \quad (2-13)$$

Nach der Auflösung der rechten Seite der Gleichung (2-13), durch Verwendung von FDM, FVM oder FEM, kann die Enthalpie für den nächsten Zeitschritt berechnet werden  $\langle \rho h \rangle^{n+1}$ . Die Temperatur kann über die Enthalpie-Temperatur-Kurve (Abbildung 2-7) bestimmt werden<sup>1</sup>.



**Abbildung 2-7.:** Schematische Darstellung Enthalpie-Temperatur-Kurve für eine Legierung mit einer eutektischen Reaktion<sup>1</sup>.

Generell hat diese Form der Enthalpie-Methode einige unangenehme Aspekte. Einerseits ist es schwierig die Genauigkeit dieses Schemas in Abhängigkeit der Schrittweite der Zeit anzugeben, da die Änderung der Enthalpie mit dem Ort und der Zeit variiert. Weiters ist eine implizite Form dieses Algorithmus schwer zu implementieren.

Ein anderer, viel robuster Algorithmus ist durch Gleichung (2-14) gegeben. Hierbei wird die linke Seite der Gleichung (2-13) umgeformt. Da dieses Schema leicht in impliziter Form implementierbar werden kann, wird die rechte Seite zum Zeitpunkt  $t_{n+1}$  bestimmt<sup>1</sup>.

$$\left( \frac{\langle \rho h \rangle^{n+1} - \langle \rho h \rangle^n}{T^{n+1} - T^n} \right) \frac{T^{n+1} - T^n}{\Delta t} = \left( \frac{\partial}{\partial x} \left( \alpha \frac{\partial T}{\partial x} \right) \right)^{n+1} \quad (2-14)$$

Der Ausdruck  $\left(\frac{\langle \rho h \rangle^{n+1} \langle \rho h \rangle^n}{T^{n+1} - T^n}\right)$  in Gleichung (2-14) kann durch  $\rho c_p^{eff}$  ersetzt werden. Der Term  $\rho c_p^{eff}$  entspricht der Steigung der Enthalpie-Temperatur-Kurve (Abbildung 2-7). Die Variable  $c_p^{eff}$  entspricht der effektive spezifische Wärmekapazität und ist generell von der Temperatur abhängig. Gleichung (2-14) wird auch als Enthalpie - Spezifische Wärmekapazität - Methode bezeichnet und ist aufgrund der Temperaturabhängigkeit von  $c_p^{eff}$  nicht linear<sup>1</sup>.

C.R. Swaminathan et al.<sup>14</sup> berichtete von einem Algorithmus für die Berechnung von Erstarrungsverläufen auf Basis der Enthalpiemethode, die generell für alle Erstarrungsprobleme eingesetzt werden kann. Dabei liegt das Hauptproblem bei Erstarrungsberechnung mittels Enthalpiemethode in der Enthalpiefunktion, die je nach Verwendungszweck sehr unterschiedlich sein kann. Bei Reinsubstanzen kommt es zum Beispiel zu einem Sprung der Enthalpie-Temperatur-Kurve bei der Schmelzpunkt. Bei der Betrachtung einer binären Legierung kann die Enthalpie-Temperatur-Kurve zwischen der Solidus- und Liquidustemperatur linearisiert werde oder es kann die Mikroseigerungsrechnung miteinfließen. Abbildung 2-7 zeigt eine Enthalpie-Temperatur-Kurve, bei der die Mikroseigerung berücksichtigt wurde.

Der wesentliche Unterschied im Algorithmus von C.R. Swaminathan et al. liegt in der iterativen Berechnung der Enthalpie für den nächsten Zeitschritt  $t_{n+1}$ . Hierbei wird  $\langle \rho h \rangle$  bezüglich der Iterationsschritte nach der Taylorreihe entwickelt und nach dem zweiten Term abgeschnitten. Gleichung (2-15) zeigt die Taylorreihenentwicklung für die ersten zwei Terme für den Zeitschritt  $t^n$  nach der  $m$ -ten Iteration.

$$\langle \rho h \rangle_{m+1} = \langle \rho h \rangle_m + \left. \frac{\rho dh}{dT} \right|_{h_m} (T_{m+1} - T_m) \quad (2-15)$$

Dabei entspricht  $\rho dh/dT$  der Steigung in der Enthalpie-Temperatur-Kurve und kann durch  $\rho c_p$  ersetzt werden. Gleichung (2-15) wird in Gleichung (2-13) eingesetzt und ergibt folgende Gleichung:

$$\frac{\{\langle \rho h \rangle_m^n + \rho c_p|_{h_m}(T_{m+1}^n - T_m^n)\} - \langle \rho h \rangle_0^n}{\Delta t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \alpha \frac{\partial T}{\partial x} \right) \quad (2-16)$$

Dabei ist  $\langle \rho h \rangle_0^n$  die Enthalpiedichte am Beginn der Iteration. Sobald die vorgegebene Genauigkeitstoleranz unterschritten wird kann  $T_{m+1}^n$  als berechnete Temperatur für den Zeitschritt  $t_{n+1}$  angesehen werden. Für diesen Algorithmus können sehr gut Konvergenzeigenschaften nachgewiesen werden<sup>14</sup>.

### 2.1.3.2. Temperature Recovery-Methode

Die Temperature Recovery-Methode verwendet ebenfalls ein fixes Gitternetz. Eine Voraussetzung für die Anwendung dieser Methode ist die Verwendung von separaten Vektoren für die Temperatur, die Enthalpie sowie den Anteil der flüssigen Phase für jeden Knoten. In jedem Zeitschritt der Erstarrungsberechnung werden dabei zwei Teilschritte durchgeführt. Im ersten Teilschritt wird die spezifische Wärmekapazität als konstant angenommen. Somit wird keine Erstarrung berücksichtigt. Danach kommt es zu einer ersten Berechnung der Temperatur  $\bar{\mathbf{T}}_{n+1}$  und die Enthalpie wird nach Gleichung (2-17) aktualisiert<sup>1</sup>.

$$\{\rho\mathbf{H}\}^{n+1} = \{\rho\mathbf{H}\}^n + \rho c_p (\bar{\mathbf{T}}^{n+1} - \mathbf{T}^n) \quad (2-17)$$

Im zweiten Schritt wird die Enthalpieänderung auf einen anderen Weg nochmals gelöst. Dafür wird die Gleichung (2-18) verwendet, welche für den Knoten  $i$  angeschrieben wurde. Die Enthalpieänderung hängt hierbei von zwei Beiträgen ab. Zum einen Mal der Beitrag der latenten Wärme, welcher durch die Erstarrung entsteht, und zum anderen die spezifische Wärmekapazität, welche von der Temperatur beeinflusst wird<sup>1</sup>.

$$\langle \rho h \rangle_i^{n+1} - \langle \rho h \rangle_i^n = \int_{T_i^n}^{T_i^{n+1}} \rho c_p dT + \rho L_f \Delta \langle g_l \rangle_i \quad (2-18)$$

$\Delta \langle g_l \rangle_i$  ist die inkrementelle Änderung des Anteils der flüssigen Phase von Knoten  $i$ . Die Invertierung der Gleichung (2-18) ergibt eine Reihe von Temperaturen mit dazugehörigen Flüssigphasenanteile die der Enthalpieänderung entsprechen<sup>1</sup>.

### 2.1.3.3. Front Tracking-Methode

Die Erstarrungsfront konnte mit den bisher vorgestellten Methoden nur indirekt, über den numerisch berechneten Temperaturverlauf, verfolgt werden. Es gibt aber auch sogenannte Front Tracking-Methoden die der Erstarrungsfront direkt folgen, indem das Gitternetz lokal verändert wird. Da die Solidus-Liquidus-Front zum Teil sehr komplizierte Formen annehmen kann, ist es notwendig nicht strukturierte Gitternetze zu verwenden.

Für die Implementierung der Front Tracking-Methoden werden zwei zusätzliche Randbedingungen benötigt, welche an der Erstarrungsfront erfüllt werden müssen. Die erste Randbedingung ist die Energiebilanz zwischen der Solidus- und Liquidusfront (Gleichung (2-19)),

welche nach der Phasengrenzflächengeschwindigkeit  $v_n^*$  aufgelöst wurde. Für die zweite Randbedingung (Gleichung 2-20) wird die Gibbs-Thomson-Gleichung verwendet<sup>1</sup>.

$$v_n^* = \frac{(\alpha_s \nabla T_s \cdot \mathbf{n})^* - (\alpha_l \nabla T_l \cdot \mathbf{n})^*}{\rho_s L} \quad (2-19)$$

$$T^* = T_s - 2\Gamma_{sl}\bar{\kappa} \quad (2-20)$$

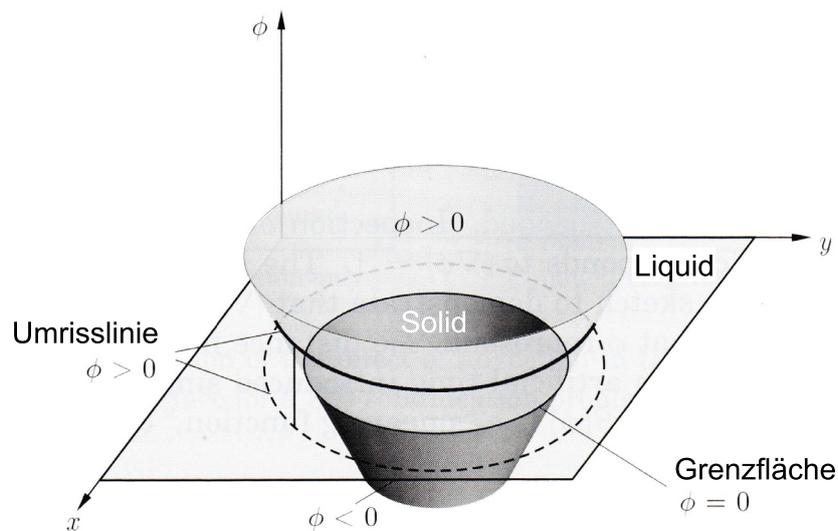
Dabei entspricht  $\Gamma_{sl}$  dem Gibbs-Thomson Koeffizient,  $\gamma_{sl}$  der Oberflächenspannung zwischen fester und flüssiger Phase und  $\bar{\kappa}$  dem Mittelwert der Flächenkrümmung.

$$\Gamma_{sl} = \frac{\gamma_{sl} T_s}{\rho_s L_f} \quad (2-21)$$

Bei fast allen Front Tracking-Methoden wird das Ergebnis durch zwei Teilschritt gelöst. Im ersten Schritt wird die Temperatur, durch Verwendung von einen der zwei Randbedingungen, gelöst. Hierfür wird sehr oft die Gibbs-Thomson-Gleichung verwendet, da diese über eine Dirichlet-Randbedingung implementiert werden kann. Das Gitternetz ist im ersten Teilschritt fix. Nach der Berechnung der Temperaturverteilung wird mittels der zweite Randbedingung (Gleichung (2-19)) die Phasengrenzflächengeschwindigkeit  $v_n^*$  berechnet und die Position des entsprechenden Knotenpunktes aktualisiert. Danach wird die Erstarrungsberechnung für den nächsten Zeitschritt fortgesetzt<sup>1</sup>.

#### 2.1.3.4. Level Set-Methode

Eine Erweiterung der Front Tracking-Methode ist die sogenannte Level Set-Methode. Die Grundidee dieser Methode ist die Definition einer Funktion  $\phi$ , welche den senkrechten Abstand zur Solidus-Liquidus-Front angibt. Dabei ist, per Definition,  $\phi < 0$  im festen Bereich,  $\phi > 0$  im flüssigen Bereich und  $\phi = 0$  an der Phasengrenzfläche. Abbildung 2-8 zeigt diese Definition schematisch an einem zweidimensionalen Erstarrungsproblem<sup>1</sup>. Im Level Set-Algorithmus wird die Phasengrenzfläche implizit berechnet. Befinden sich die Knotenpunkte in nächster Nähe zur Phasengrenzfläche, so wird eine Spezialform der Diskretisierungsgleichung verwendet, anstatt neu Punkte an die Grenzfläche zu positionieren. Bei der FDM wird die Phasengrenzfläche erkannt, wenn sich zwischen zwei benachbarten Knotenpunkte das Vorzeichen von  $\phi$  ändert. Beim FEM wird die Solidus-Liquidus-Front entdeckt wenn sich innerhalb eines Elements das Vorzeichen von  $\phi$  ändert<sup>1</sup>.



**Abbildung 2-8.:** Schematische Darstellung für die Definition der Distanzfunktion  $\phi$  für ein 2-D Erstarungsproblem<sup>1</sup>.

Generall kann die Level Set-Methode für alle, unter Kapitel 2.1.2, genannten Diskretisierungsverfahren implementiert werden. Durch die implizite Berechnung des Phasengrenzfläche kann eine strukturiertes sowie nicht strukturiertes Gitternetz verwendete werden<sup>1</sup>.

## 2.2. Thermische Betrachtung der Stranggießanlage

Eine Stranggießanlage kann thermisch betrachtet in drei Bereich (Primär-, Sekundär und Tertiärkühlung) eingeteilt werden. Die Primärkühlung erfolgt in einer Kokille und dient dazu, eine Mindestdicke der Strangschale zu erreichen, welche den ferrorstatischen Druck nach der Kokille stand hält. In weiterer Folge kommt es zu Sekundärkühlung. Dem Strang wird hierbei mittels Konvektion, Wärmeleitung und Strahlung Wärme entzogen. Die Sekundärkühlzone endet mit der Durcherstarrung des Stranges. Im tertiären Bereich der Kühlung wird der Strang bis zur Raumtemperatur herunter gekühlt. Eine Ausnahme bildete hierbei der Direkt- bzw. Heißeinsatz des Stranges im Warmwalzwerk<sup>3</sup>.

### 2.2.1. Primärkühlung

Die Wärmeabfuhr in der Kokille ereignet sich über mehrere Schichten. Die Überhitzung der Schmelz wird über die erstarrte Schale, durch die Schlacken- bzw. Gießpulverschicht, den

Luftspalt und der Kokillenwand, welche mittels Kühlwasser gekühlt wird, abgeführt. Abbildung 2-9 zeigt den Temperaturverlauf zu zwei unterschiedlichen Zeitpunkten ( $t_1$  und  $t_2$ ) und die sich bildende Schalendicke. Den größten Beitrag zum Wärmewiderstand liefert der Luftspalt, somit ist der Temperaturgradient im Luftspalt am größten<sup>3</sup>.

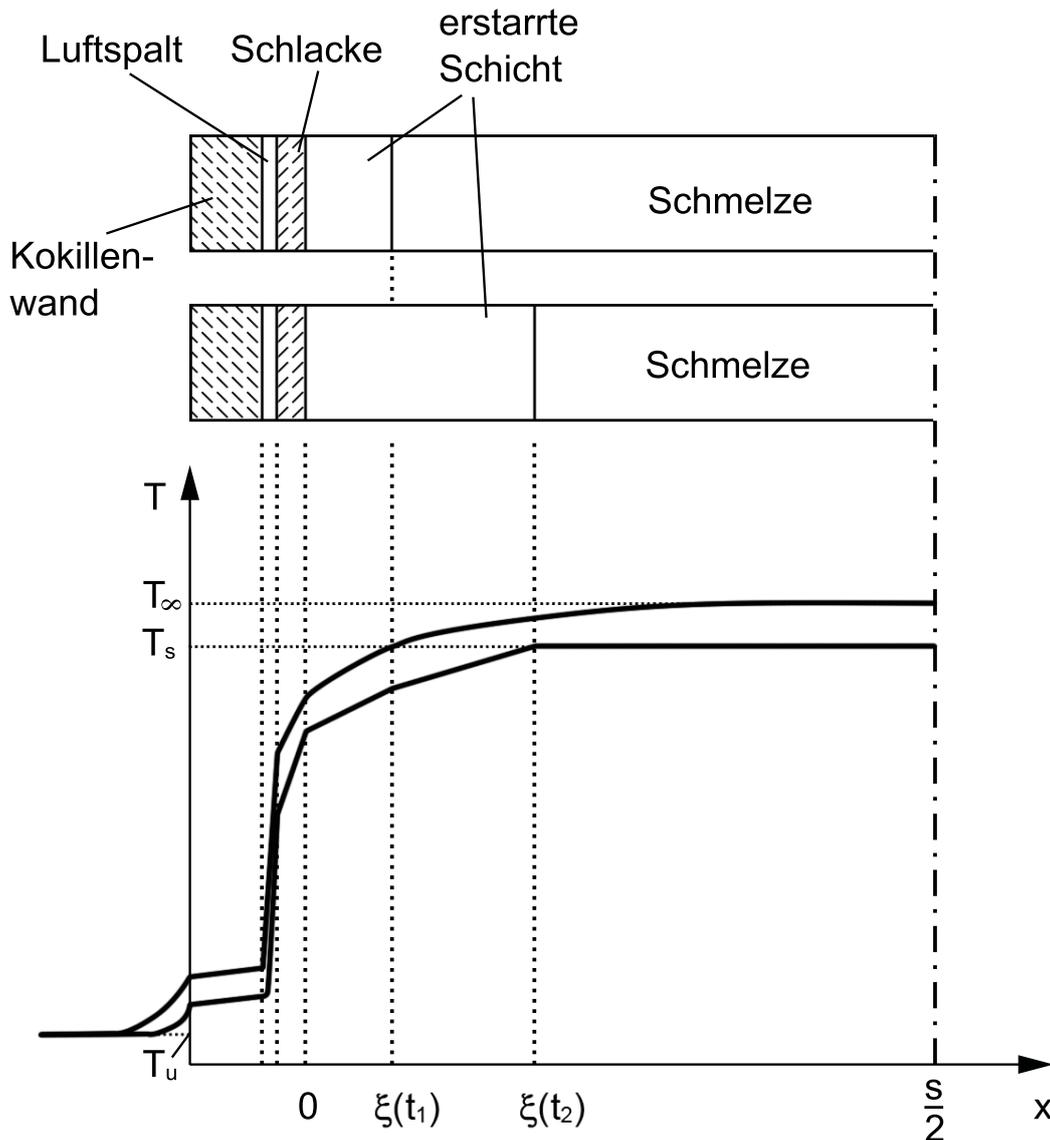


Abbildung 2-9.: Schematische Darstellung des Wärmeübergang in einer Kokille<sup>3</sup>.

Als Maß für die Wärmeabfuhr in einer Kokille wird die integrale sowie die lokale Wärmestromdichte  $q$  verwendet. Diese hängt stark von den Gießparametern (Gießgeschwindigkeit, Überhitzung, Stahlzusammensetzung, Konizität der Kokille, ...) ab. Die wichtigsten Parameter werden im Folgenden genauer besprochen<sup>3,4,15-18</sup>.

Der Kohlenstoffgehalt der Stahlzusammensetzung beeinflusst den Wärmeübergang stark. Abbildung 2-10 zeigt den Verlauf der Wärmestromdichte über den Kohlenstoffgehalt. Bei einem C-Gehalt über 0,5 Gew.-% nimmt die Wärmestromdichte leicht ab. Darunter gibt es bei ca. 0,1 Gew.-% Kohlenstoff ein Minimum. Im Bereich des Minimum treten starke Temperaturschwankungen auf. Aufgrund der Temperaturschwankung kommt es öfters zum Abheben der Strangschale, dies führt zu einer geringeren Wärmeabfuhr und somit zu einer kleineren Wärmestromdichte<sup>4,18</sup>.

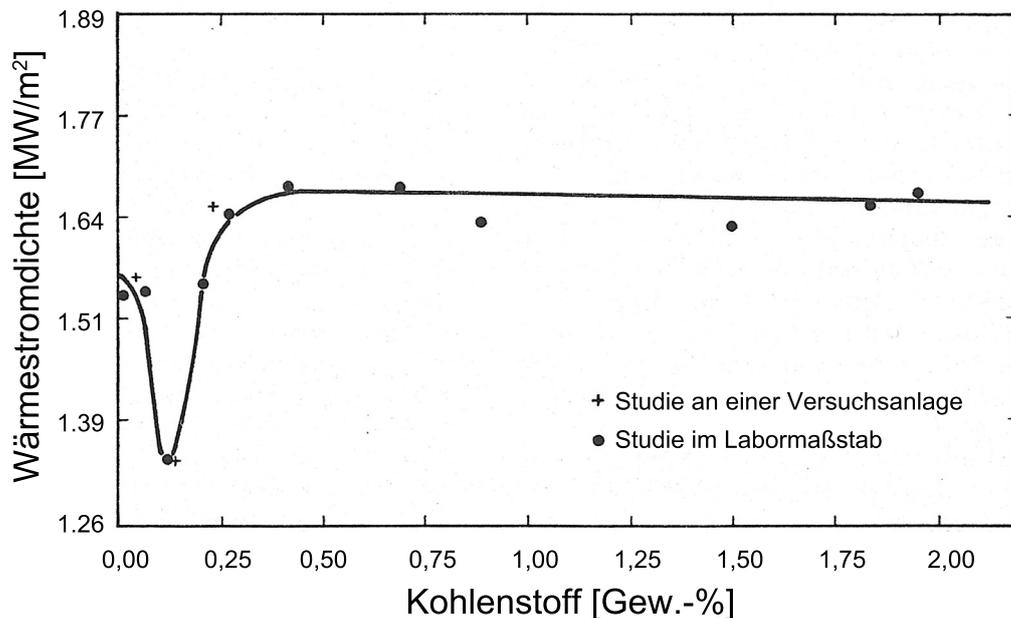


Abbildung 2-10.: Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die Wärmestromdichte<sup>4</sup>.

Die Wärmeabfuhr in der Kokille wird weiters durch die Gießgeschwindigkeit beeinflusst. Bei erhöhter Geschwindigkeit ist die Ausbildung der Strangschale, am Ende der Kokille, geringer. Da somit auch die Festigkeit der Strangschale sinkt, wird diese an die Kokillenwand gepresst. Dies wiederum führt zu einer besseren Wärmeabfuhr bzw. höheren Wärmestromdichte, da kein Luftspalt vorhanden ist. Abbildung 2-11 fasst die Verweildauer des Stranges in der Kokille über die mittlerer Wärmestromdichte für unterschiedliche Gießprozesse zusammen. Es ist gut zu Erkennen, dass mit kürzerer Verweildauer, und somit größerer Gießgeschwindigkeit, die Wärmestromdichte ansteigt<sup>5,15</sup>.

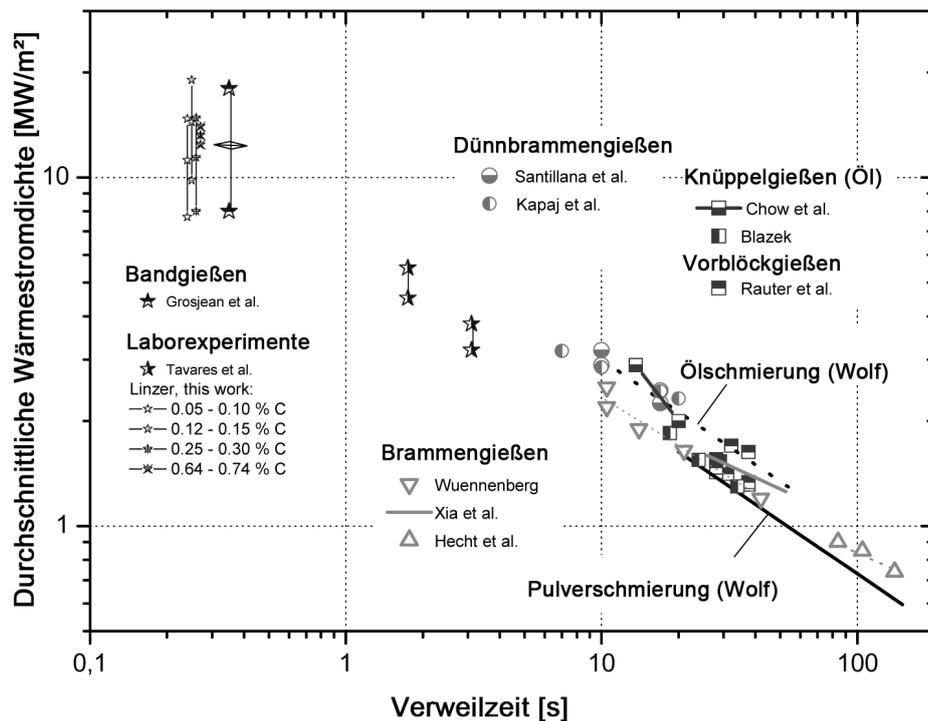


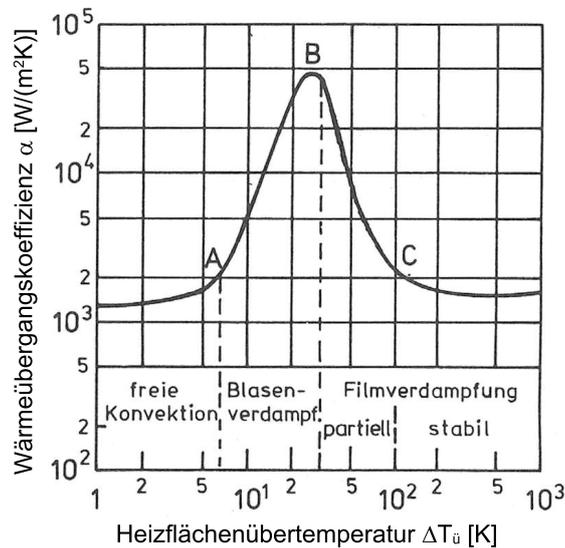
Abbildung 2-11.: Einfluss des Verweildauer auf die mittlere Wärmestromdichte<sup>5</sup>.

Der Einfluss der Überhitzung auf die Wärmestromdichte wird kontrovers behandelt. P. J. Koenig<sup>16</sup> und G. Xia et al.<sup>19</sup> stellen eine Erhöhung der Wärmestromdichte mit größerer Überhitzung fest. Während G. J. Koenig bei einer Erhöhung der Überhitzung um 60 °C eine 15 % Steigerung der Wärmeleistung pro Meter Strang beobachtet, stellen G. Xia et al. eine um 2 % erhöhte Wärmestromdichte bei einer 10 °C höheren Überhitzung fest. In beiden Fällen nahm die Schalendicke am Ende der Kokille zu. K. E. Blazek<sup>20</sup> stellte, bei einer Variation der Überhitzung zwischen 55 °C und 111 °C, keinen Einfluss der Überhitzung auf die Wärmestromdichte sowie der Schalendicke am Kokillenende fest. J. Dubendorff et al.<sup>15</sup> konnte ebenfalls keinen Zusammenhang zwischen Überhitzung und der Wärmeabfuhr feststellen.

Die Wärmestromdichte in der Kokille wird noch von einigen anderen Parameter (Oszillation, Konizität der Kokille, Gießpovler, ...) beeinflusst. Eine gute Zusammenfassung diesbezüglich sowie einen Vergleich mit experimentellen Werten liefert W. Rauter<sup>18</sup>.

### 2.2.2. Sekundärkühlung

Nach der Primärkühlung kommt es zur Sekundärkühlung. Hierbei wird der Strang durch die Wärmekonvektion, -leitung und strahlung gekühlt. Der größte Teil der Wärme wird hierbei mittels Konvektion abgeführt. Der Temperaturverlauf in der Sekundärkühlzone kann mittels des Wärmeübergangskoeffizienten beschrieben werden. Der Wärmeübergangskoeffizient ist stark vom Temperaturunterschied zwischen Heizfläche und kühlendem Medium abhängig. Der Einfluss der Heizflächenübertemperatur  $\Delta T_{\text{ü}}$  kann mittels dem Behältersieden erklärt werden. In Abbildung 2-12 ist der Wärmeübergangskoeffizient über die Heizflächeübertemperatur  $\Delta T_{\text{ü}}$  aufgetragen.



**Abbildung 2-12.:** Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten von der Heizoberflächeübertemperatur  $\Delta T_{\text{ü}}$  bei Wasser<sup>6</sup>.

Bei hohen Temperaturunterschieden kommt es zur Bildung einer stabilen Filmverdampf. Die Flüssigkeit berührt hier nicht direkt die Heizplatte sondern wird durch einen isolierend wirkenden Dampffilm davon abgehalten. Bei Verminderung der Übertemperatur  $\Delta T_{\text{ü}}$  wird der Dampffilm instabil. Es erreichen einige Wassertropfen die Oberfläche, somit steigt auch der Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha$  an. Je geringer der Temperaturunterschied ist, umso mehr Tropfen berühren die Oberfläche und desto größer wird der Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha$ . Beim Erreichen des Maximum, in Punkt B, liegt Blasenverdampf vor. Es bilden sich hierbei Blasen an der Heizfläche, welche aufgrund der Auftriebskraft aufsteigen. Durch die intensiven Durchmischung des Bades kommt es zu einer guten Wärmeübergang. Bei geringer Übertempe-

ratur schwächte die Durchmischung ab, bis in Punkt A schließlich keine Blasen mehr gebildet werden.

Der Einfluss der Wasserbeaufschlagungsdichte  $\dot{V}$  auf den Wärmeübergangskoeffizienten wurde schon in vielen Arbeiten<sup>6,7,21,22</sup> untersucht. Neben der Wasserbeaufschlagungsdichte  $\dot{V}$  fließt in einigen Berechnungsformeln noch die Spritzwassergeschwindigkeit  $v_W$  und die Oberflächentemperatur  $T_{aO}$  des Stranges ein. Abbildung 2-13 vergleicht die unterschiedlichen Berechnungsformeln für den Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$ . Hierfür mussten 2 Annahmen getroffen werden.

1. Die Oberflächentemperatur  $T_O$  beträgt 900 °C.
2. Die Spritzwassergeschwindigkeit  $v_W$  beträgt 4,9 m/s.

Da jede Formel für eine andere Stranggießanlage angepasst wurde, gibt es eine große Streuung bei der Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$  über die Wasserbeaufschlagungsdichte  $\dot{V}$ . Generell berechnen die Formeln den Wärmeübergangskoeffizient für eine bestimmten Kühldüse. Eine Ausnahme bildet hierbei die Formel nach C. Bernhard<sup>23</sup>. Diese wurde für die Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizient einer gesamten Sekundärkühlzone entwickelt. Des Weiteren sollte beachtet werden, dass diese Formeln nur in einen begrenzten Bereich gültig sind. In Tabelle 2-I sind die unterschiedlichen Gleichungen eingetragen.

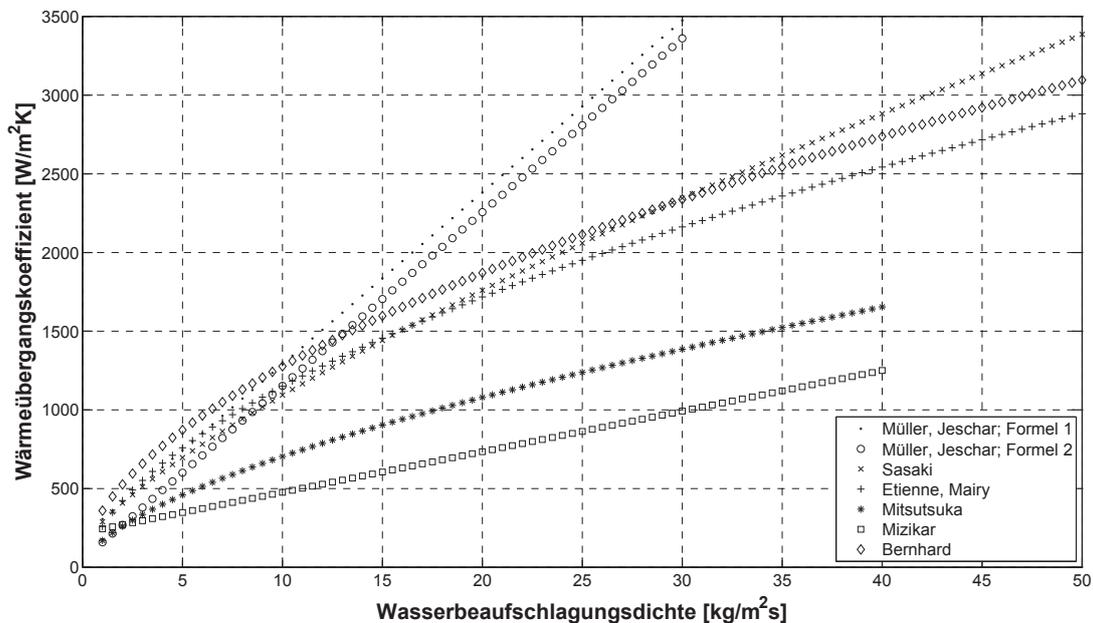


Abbildung 2-13.: Vergleich des Einflusses der Wasserbeaufschlagungsdichte  $\dot{V}$  auf den Wärmeübergangskoeffizient<sup>7</sup>.

**Tabelle 2-I.:** Formeln für die Berechnung des Wärmeübergangskoeffizienten

Müller, Jeschar - Formel 1	$\alpha = 109,2 \cdot \dot{V} + 198$
Müller, Jeschar - Formel 2	$\alpha = 10 \cdot v_W + (107 + 0,688 \cdot v_W) \cdot \dot{V}$
Sasaki et al.	$\alpha = 6,1 \cdot 10^5 \cdot \dot{V}^{0,75} \cdot \vartheta_O^{-1,2} + 116$
Etienne, Mairy	$\dot{q} = (-87,7 + 315,5 \cdot \dot{V}^{0,54}) \cdot 10^3$
Mitsutsuka	$\alpha = 28,5 \cdot 10^8 \cdot \dot{V}^{0,616} \cdot \vartheta_O^{-2,445}$
Mizikar	$\alpha = 8,75 \cdot \dot{V} \cdot v_W^{0,68} + 219$
Bernhard	$\alpha = 0,36 \cdot \dot{V}^{0,55} \cdot 1000$

Neben der Wasserbeaufschlagungsdichte  $\dot{V}$  hat die Oberflächenrauheit sowie die Kühlwassertemperatur einen Einfluss auf den Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$ . Weiters ist die Bestimmung der Leidenfrost-Temperatur wichtig, da unter dieser keine stabile Filmverdampfung stattfinden kann. Hierbei kann es aufgrund der erhöhte Wärmeabfuhr zu Oberflächenfehlern kommen. Eine gute Zusammenfassung über die Einflussparameter auf den Wärmeübergangskoeffizienten sowie der Leidenfrost-Temperatur liefert Kemminger<sup>22</sup>.

### 2.2.3. Tertiärkühlung

Die Tertiärkühlung schließt unmittelbar nach der Durcherstarrung des Stranges an. Hierbei wird der Strang mittels Wärmestrahlung sowie Konvektion gekühlt. Die Wärmeabfuhr kann hierbei mittels dem Wärmeübergangskoeffizienten beschrieben werden. In diesem Bereich werden auch Isolierhauben eingesetzt, um die Abkühlung zu verzögern. Dies wird zum Beispiel beim Warmeinsatz des Stranges im Warmwalzwerk benötigt. Durch die verzögerte Abkühlung können auch Härtegefüge vermieden werden. Weiters können in der Tertiärkühlung auch thermomechanische Behandlungen durchgeführt werden. Durch eine beschleunigte Abkühlung mit Spritzwasser kommt es zum Beispiel zu einer rascheren Umwandlung der Randzone<sup>3</sup>.

### 2.2.4. Weitere Randbedingungen

Neben den Randbedingungen für die Wärmeabfuhr in der Primär-, Sekundär- und Tertiärkühlzone gibt es noch weitere wichtige Parameter die das Rechenergebnisse beeinflussen. Zu diesen Parameter zählen die thermophysikalischen Materialdaten, die Überhitzung, die Vernetzung sowie die Phasenanteil-Temperatur-Verteilung.

Für die Lösung eines Wärmeleitproblems werden, für das zu berechnende Gebiet, Materialdaten benötigt. Zu den benötigten Materialdaten gehören die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , die Dichte  $\rho$  und die spezifische Wärmekapazität  $c_p$ . Dabei zeigen diese Materialdaten eine Abhängigkeit von der Temperatur auf. Abbildung 2-14 und 2-15 zeigen Anhaltswerte für die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , Dichte  $\rho$  und spezifische Wärmekapazität  $c_p$  von Stahl<sup>3</sup>.

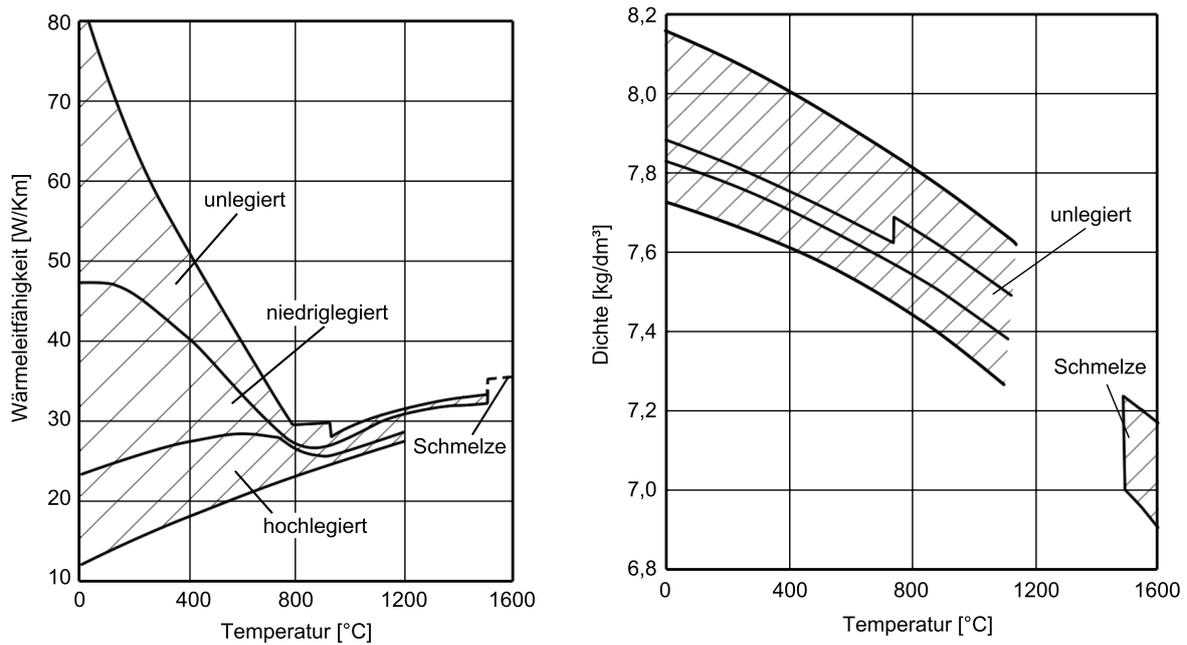


Abbildung 2-14.: Anhaltswerte für die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  und Dichte  $\rho$  von Stahl<sup>3</sup>.

Die Legierungselemente und deren Gehälter von Stahl beeinflussen die thermophysikalischen Daten. J. Miettinen<sup>24</sup> hat für niedrig legierte und korrosionsbeständige Stähle den Einfluss der Legierungselemente auf die thermophysikalischen Materialdaten untersucht. Dabei wurden einfach zu implementierende Formeln für die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  und die Dichte  $\rho$  entwickelt, welche die wichtigsten Legierungselemente Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Chrom, Molybdän und Nickel sowie die Phasenübergänge berücksichtigen. Bei der Berechnung der spezifischen Wärmekapazität  $c_p$  muss zuerst die Gibbs-Energie  $G$  berechnet werden. Mit der Gibbs-Energie kann die Enthalpie  $H$ , die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  sowie die Latente Wärme  $L_f$  berechnet werden<sup>24</sup>.

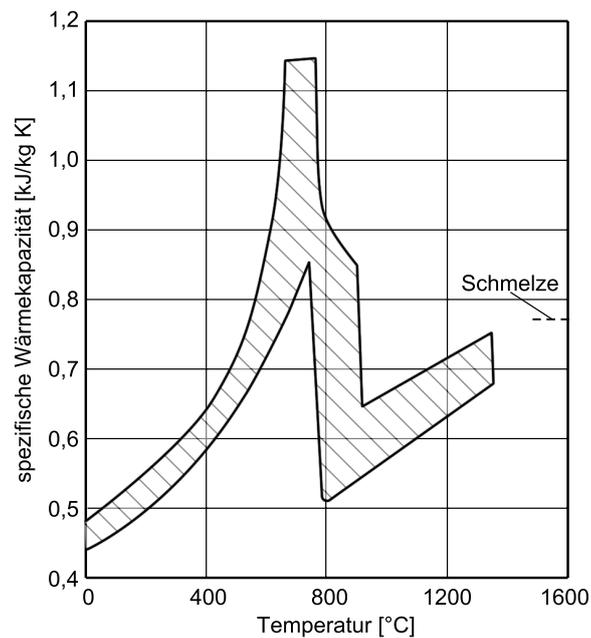


Abbildung 2-15.: Anhaltswerte für die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  von Stahl<sup>3</sup>.

Der Einfluss der Überhitzung auf die Wärmestromdichte sowie Schalenwachstum in der Kokille wurde in Kapitel 2.2.1 erwähnt. Generell gibt es verschiedene Meinungen bezüglich dem Einfluss der Überhitzung auf die Wärmestromdichte sowie Schalenwachstum. Bei der numerischen Erstarrungsberechnung beeinflusst die Überhitzung die Wärmeabfuhr aufgrund eines erhöhten Temperaturverlaufes. Bei Kenntnis der Überhitzung stellt dies kein Problem für die numerische Berechnung dar.

Für die numerische Berechnung ist die Feinheit des Gitternetzes ein wichtiger Punkt. Generell wird mit einem feineren Netz die berechnete Näherungslösung genauer. Gleichzeitig wird aber der Rechenaufwand erhöht, da für einen Zeitschritt mehr Knotenpunkte und somit mehr Rechnungen vorliegen. Deshalb muss in dieser Hinsicht ein Kompromiss zwischen Rechengenauigkeit und Rechenzeit gefunden werden. Des Weiteren sollte beachtet werden, dass ab einer gewissen Feinheit des Gitternetzes die Rechengenauigkeit nicht mehr erhöht werden kann. Bei expliziten Berechnungsmethoden sollte darauf geachtet werden, dass bei der Minimierung der Rechenzeit durch Vergrößerung des Gitternetzes, bei größeren Schrittweiten die Methode instabil wird. Dies ist bei einer impliziten Methoden nicht der Fall.

Ein weiterer wichtiger Parameter ist der temperaturabhängige Phasenanteil. Stahl hat unterschiedliche Phasen (flüssig, kubisch flächenzentriert, kubisch raumzentriert) deren Abhängig-

keit von der Temperatur und vom Kohlenstoffgehalt mittels dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm dargestellt werden kann. Durch die Verwendung des Kohlenstoffäquivalent könnte für jede Temperatur die Mengenanteil der Phase aus dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm herausgelesen werden. Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm gilt aber für den Fall des Gleichgewichts. Dies ist beim Stranggießen nicht zutreffend. Die Berechnung der temperaturabhängigen Mengenanteile der Phasen wird deshalb mit sogenannte Mirkoseigerungsmodellen gekoppelt. Abbildung 2-16 zeigt die Volumenanteile der verschiedenen Phasen in Abhängigkeit von der Temperatur für die Stahlsorte 42CrMo4. Bei der Berechnung der Phasenanteile wurde die Mikro-seigerung berücksichtigt.

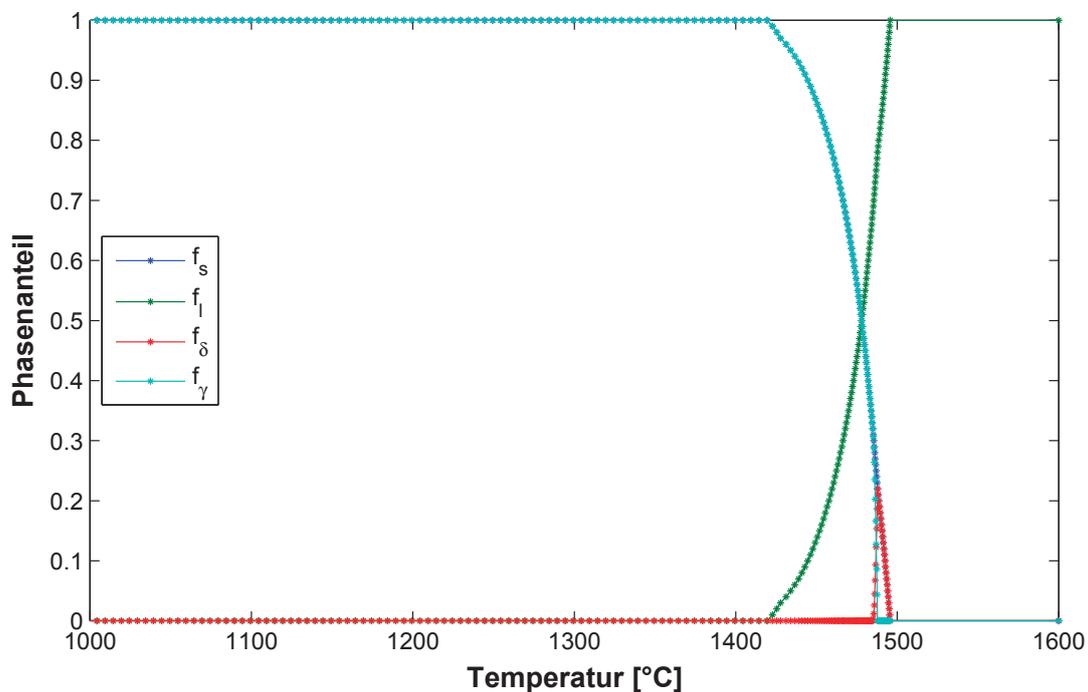


Abbildung 2-16.: Phasenanteile in Abhängigkeit der Temperatur für die Stahlsorte 42CrMo4.

Mit Mikro-seigerung ist der örtliche Konzentrationsunterschied bezogen auf die durchschnittlich Zusammensetzung eines Bauteils gemeint. Die Ursache hierfür ist eine begrenzte Aufnahmefähigkeit der festen Phase von gelösten Elemente sowie der, bezogen auf die flüssige Phase, kleine Diffusionskoeffizient. Es entsteht dadurch eine Konzentrationsgrenzschicht an der Solidus-Liquidus-Front, welche einen erhöhten Gehalt an gelösten Elementen aufweist. Die somit veränderte Zusammensetzung führt zu einer Veränderung der Solidustemperatur.

Die zwei einfachsten Modell sind jene nach Lever Rule und Gulliver-Scheil. Das Lever-Rule-Modell (Gleichung (2-23)) geht von einer unendlichen Diffusion in der flüssigen sowie festen

Phase aus. Beim Gulliver-Scheil-Modell (Gleichung (2-22)) tritt keine Diffusion in der festen Phase auf. Diese zwei Modelle stellen die Grenzfälle für die Mikroseigerungsberechnung dar.

$$\frac{C_l}{C_0} = (1 - f_s)^{k-1} \quad (2-22)$$

$$\frac{C_l}{C_0} = \{1 - (1 - k)f_s\}^{-1} \quad (2-23)$$

Der Verteilungskoeffizient  $k$  ist das Verhältnis zwischen  $C_s$  und  $C_l$ . Neben diesen Modellen gibt es noch weitere Modelle die eine begrenzte Diffusion in der festen Phase berücksichtigen. H.D. Brody und M.C. Flemings<sup>25</sup> führte den sogenannten Rückdiffusionskoeffizienten der festen Phase  $\alpha_{BF}$  ein. Dieser berücksichtigt die Diffusion von der festen zur flüssigen Phase. Dadurch ergibt sich folgende Gleichung:

$$\frac{C_l}{C_0} = \{1 - (1 - 2\alpha_{BF}k)f_s\}^{(k-1)/(1-2\alpha_{BF})} \quad (2-24)$$

$$\alpha_{BF} = 4D_s t_f / \lambda_2^2 \quad (2-25)$$

Dabei entspricht  $D_s$  dem Diffusionskoeffizienten in der festen Phase,  $t_f$  der lokalen Erstarungszeit und  $\lambda_2$  dem Sekundärdendritenarmabstand. Bei zu großen Rückdiffusionskoeffizienten  $\alpha_{BF}$  liefert Gleichung (2-24) zu niedrige Werte. Der Grund hierfür liegt in einer falschen Konzentrationsverteilung der gelösten Stoffe in der festen Phase. Deshalb wurde von T. W. Clyne und W. Kurz<sup>26</sup> der Rückdiffusionskoeffizient angepasst<sup>8</sup>.

$$\frac{C_l}{C_0} = \{1 - (1 - 2\Omega k)f_s\}^{(k-1)/(1-2\Omega)} \quad (2-26)$$

$$\Omega = \alpha_{BF} \{1 - \exp(-1/\alpha_{BF})\} - \frac{1}{2} \exp\left(-\frac{1}{2\alpha_{BF}}\right) \quad (2-27)$$

Gleichung (2-26) behandelt nur die Symptome der Probleme von Brody-Flemings-Modell, das falsche Ergebnis bei großen Rückdiffusionskoeffizienten. Die eigentliche Ursache wird nicht behandelt. Ohnaka<sup>8</sup> erweitert das Modell von Brody-Flemings durch die Annahme einer parabolischen Verteilungsfunktion für die gelösten Stoffe in der festen Phase,  $C_s = C_s^* + c(x^2 - x^{*2})$ . Dabei ist  $C_s^*$  die Konzentration des gelösten Stoffes an der Phasengrenzfläche und  $c$  eine Konstante, welche durch die Speziesbilanz in einem Kontrollvolumen bestimmt wird. Weiters wird ein parabolisches Wachstum angenommen und es kann sowohl das dendritische Platten- als auch das dendritische Zellenmodell berechnet werden. Ohnaka stellt hierfür folgende Gleichung auf<sup>1,8</sup>:

$$\frac{C_l}{C_0} = \{1 - \Gamma f_s\}^{(k-1)/\Gamma} \quad (2-28)$$

$$\Gamma = 1 - \frac{\beta k}{1 + \beta} \quad (2-29)$$

Wobei  $\beta = 2\alpha_{BF}$  für eine plattenförmige Geometrie und  $\beta = 4\alpha_{BF}$  für das zellenförmige Modell ist. Abbildung 2-17 zeigt einen Vergleich des berechneten C- und Mn-Gehalt von verschiedene Mikroseigerungsmodellen. Weiters sind die experimentellen Werte von T. Matsumiya<sup>27</sup> eingetragen.

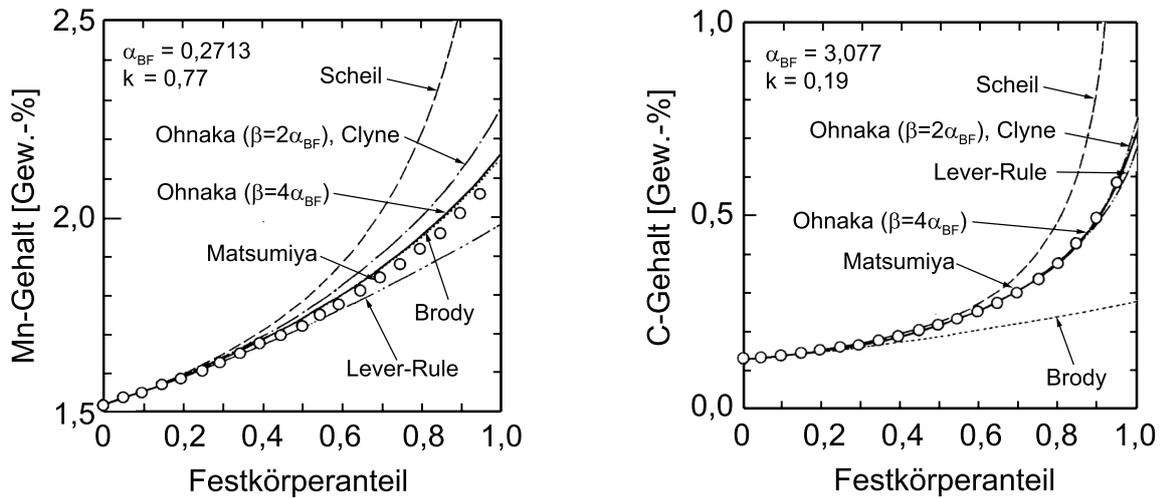


Abbildung 2-17.: Berechnete Gehalte an C und Mn durch verschiedene Mikroseigerungsmodelle und Vergleich mit experimentellen Werten<sup>8</sup>.

Generell liefert das dendritisch zellenförmige Modell nach Ohnaka für beide Fälle sehr gute Werte, welche mit den experimentellen Daten gut übereinstimmen. Bei kleinen Rückdiffusionskoeffizienten  $\alpha_{BF}$  stimmt das Modell von Brody und Flemings auch sehr gut mit den experimentell bestimmten Daten überein. Ist der Rückdiffusionskoeffizienten  $\alpha_{BF}$  zu groß, kann dieses Modell nicht mehr eingesetzt werden. Weiters ist gut zu erkennen, dass das dendritisch plattenförmige Modell nach Ohnaka und das Modell nach Clyne und Kurz für beide Fälle die gleichen Werte ergeben. Bei kleinem Rückdiffusionskoeffizienten  $\alpha_{BF}$  wird der Gehalt durch diese Modelle etwas zu hoch berechnet<sup>8</sup>.

### 2.3. Zusammenfassung

Die Berechnung eines Erstarrungsverlaufes kann mittels unterschiedliche Methoden durchgeführt werden. Die analytische Berechnungsmethode liefert exakte Ergebnisse, wobei hierbei nur temperaturunabhängige Materialdaten verwendet werden können. In der Praxis sind temperaturunabhängige Materialdaten nicht gegeben. Es ist somit sinnvoll, numerische Methoden

zu verwendeten, welche die Abhängigkeit der Materialdaten von der Temperatur berücksichtigen. Generell kann bei den numerischen Methoden unterschieden werden zwischen Lösungsmethoden ohne und mit Phasenumwandlung.

Für die Bestimmung der Randbedingungen zur Berechnung des Erstarrungsverlaufes einer Stranggießanlage wurde zuerst die betrachtete Stranggießanlage, thermisch betrachtet, in mehrere Bereiche aufgeteilt. In jedem dieser Bereiche (Primär-, Sekundär- sowie Tertiärkühlung) werden verschiedenen Randbedingungen für die Erstarrungsberechnung verwendet. In der Kokille wird die Wärmestromdichte als Randbedingung verwendet. Diese hängt unter anderem stark von der Gießgeschwindigkeit, dem Kohlenstoffgehalt der Stahlzusammensetzung, der Konizität, dem Gießpulver und der Oszillation ab. In der Sekundär- und Tertiärkühlzone wird der Wärmeübergangskoeffizient zur Beschreibung der Randbedingung verwendet. Der WÜK wird unter anderem beeinflusst von der Wasserbeaufschlagungsdichte, Kühlwassertemperatur und der Oberflächentemperatur. Des Weiteren sollte hierbei die Leidenfrost-Temperatur beachtet werden. Unterhalb dieser Temperatur kommt es zu einer vermehrten Wärmeabfuhr. Dies kann unter Umständen zu Oberflächenfehlern führen.

## 3. Verifizierungsmöglichkeit der Erstarrungssoftware

Um eine Stranggießanlage richtig abzubilden muss die Erstarrungssoftware zuerst verifiziert werden. In vorliegenden Fall werden zwei Möglichkeiten für die Verifizierung verwendet. Eine Möglichkeit ist die Messung der Oberflächentemperatur und der Vergleich des gemessenen mit dem berechneten Temperaturverlauf der Erstarrungssoftware. Eine andere Möglichkeit wäre die Bestimmung der Schalendicke an unterschiedlichen Positionen der Stranggießanlage. Durch den Vergleich der gemessenen mit der berechneten Schalendicke kann ebenfalls die Erstarrungssoftware verifiziert werden. Dieses Kapitel beschäftigt sich mit den unterschiedlichen Möglichkeiten zur Messung der Temperatur und der Schalendicke.

### 3.1. Messung der Temperatur

Für eine erfolgreiche thermische Abbildung der Stranggießanlage ist eine genaue Messung der Oberflächentemperatur des Rundstranges an verschiedenen Positionen wichtig. Bei der Wahl einer geeigneten Messmethode hat sich die berührungslose Temperaturmessung (Pyrometrie) durchgesetzt. Einige Vorteile dieses Verfahrens gegenüber berührenden Methoden sind<sup>13</sup>:

- Kürzere Einstellzeit

Die Spitze eines Thermoelementen bzw. Temperaturfühlers ist mit dem zu messenden Objekt verbunden. Sobald die Spitze die Temperatur des Messobjektes erreicht hat, kann diese exakt bestimmt werden. Diese sogenannte Einstellzeit ist bei einem Pyrometer um einiges kürzer, da die Strahlung gemessen werden muss.

- Rückwirkungsfreies Messen

Durch den Kontakt des Thermoelementes mit dem Messobjekt wird dessen Temperatur aufgrund des Wärmeflusses beeinflusst. Dies ist beim berührungslosen Messen der Temperatur nicht der Fall.

- Keinen Sensorverschleiß

Durch die berührungslose Messung wird der Sensor nicht beschädigt bzw. zerstört.

- Temperaturmessen von bewegten bzw. schwer zugänglichen Objekten

Durch die Kompaktheit des Pyrometer können auch schwer zugängliche Objekt gemessen werden. Bei der Temperaturmessung mittels Pyrometer ist eine freie Sichtlinie notwendig.

### 3.1.1. Grundlagen der Wärmestrahlung

Jeder Körper, welcher eine Temperatur oberhalb des absoluten Nullpunktes ( $-273,15\text{ °C}$ ) besitzt, sendet sogenannte Wärmestrahlung aus. Diese Wärmestrahlung hängt von den Eigenschaften des Materials und der Temperatur des Körpers ab. Die Strahlung breitet sich mittels einer transversalen elektromagnetischen Welle aus, welche senkrecht zur Ausbreitungsrichtung oszilliert. Die Einteilung der elektromagnetischen Wellen ist unter Abbildung 3-1 ersichtlich<sup>9</sup>.

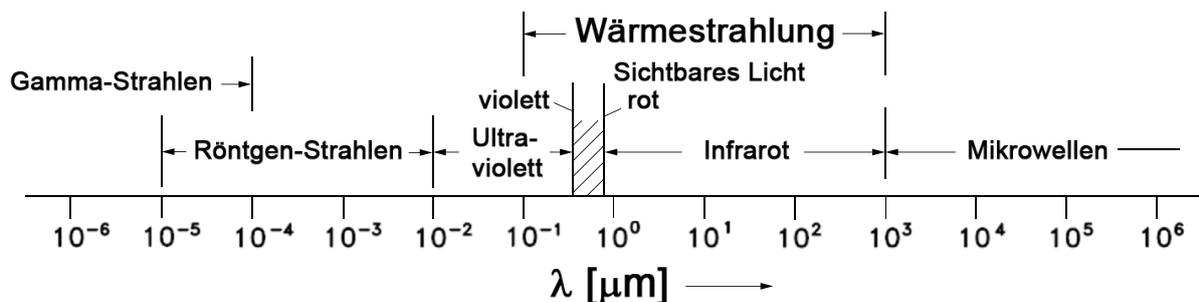


Abbildung 3-1.: Elektromagnetisches Wellenspektrum<sup>9</sup>.

Wellen mit kurzer Wellenlänge ( $\lambda < 0,01\text{ }\mu\text{m}$ ) werden als Gamma- oder Röntgen-Strahlen bezeichnet. Diese werden thermisch nicht angeregt und gehören somit nicht der Wärmestrahlung an. Strahlung mit langer Wellenlänge ( $\lambda > 10^3\text{ }\mu\text{m}$ ) wird ebenfalls nicht thermisch stimuliert. Der Bereich der Wärmestrahlung befindet sich zwischen  $10^{-1}$  und  $10^3\text{ }\mu\text{m}$ . Zur Wärmestrah-

lung zählt somit die kurzwellige und langwellige Infrarotstrahlung, ein Teil der ultravioletten Strahlung sowie die Strahlung im sichtbaren Licht<sup>9</sup>.

Die Energie die durch die Strahlung übertragen wird ist abhängig von der Wellenlänge  $\lambda$ . Bei einem schwarzen Körper wird die spektrale spezifische Ausstrahlung  $M_{\lambda_s}(\lambda, T)$  über deren Wellenlänge mittels Gleichung (3-1) definiert, welche von M. Planck<sup>28</sup> entdeckt wurde. Als schwarze Körper werden Objekt bezeichnet, welche die gesamte einfallende Strahlung absorbiert.

$$M_{\lambda_s}(\lambda, T) = \frac{C_1}{\lambda^5 [\exp(C_2/\lambda T) - 1]} \quad (3-1)$$

Die Konstanten  $C_1$  und  $C_2$  entsprechen hierbei:

$$C_1 = 2\pi h_P c_0^2 = 3,74 \cdot 10^{-16} \text{Wm}^2 \quad (3-2)$$

$$C_2 = h_P c_0 / k_B = 1,44 \cdot 10^{-2} \text{mK} \quad (3-3)$$

Abbildung 3-2 stellt Gleichung (3-1) grafisch für unterschiedliche Temperaturen und einem Wellenlängenbereich von 0 bis 14  $\mu\text{m}$  dar. Es ist eine Steigerung der spektralen spezifischen Ausstrahlung  $M_{\lambda_s}(\lambda, T)$  sowie eine Verschiebung des Intensitätsmaximums zu kleinerer Wellenlänge mit zunehmender Temperatur erkennbar. Weiters schmiegen sich die Kurven bei einer Wellenlänge  $\lambda=0$  der horizontale Tangente an.<sup>9</sup>

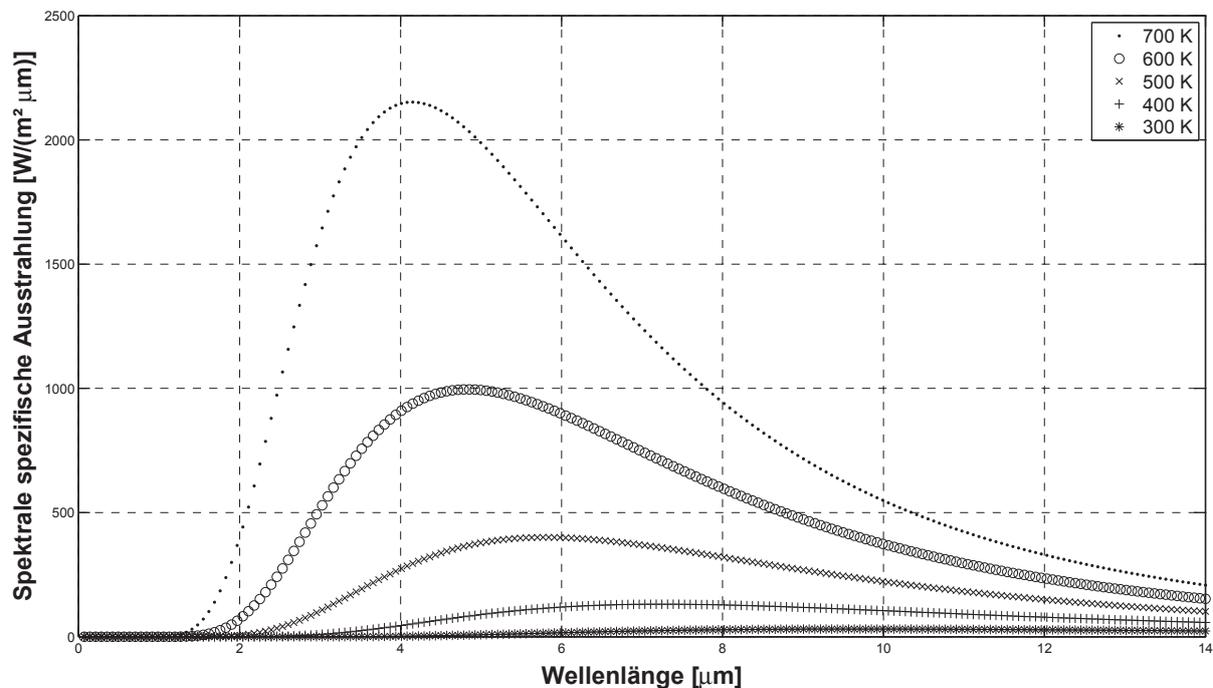


Abbildung 3-2.: Spektrale spezifische Ausstrahlung in Abhängigkeit von der Wellenlänge  $\lambda$ <sup>9</sup>.

Eine doppellogarithmische Darstellung der Gleichung (3-1) ist unter Abbildung 3-3 ersichtlich. Der starke Einfluss der Temperatur sowie der Wellenlänge  $\lambda$  auf die spektrale spezifische Ausstrahlung  $M_{\lambda s}(\lambda, T)$  ist sehr gut erkennbar. Der Abstand der Isothermen wird mit kleinerer Wellenlänge größer.

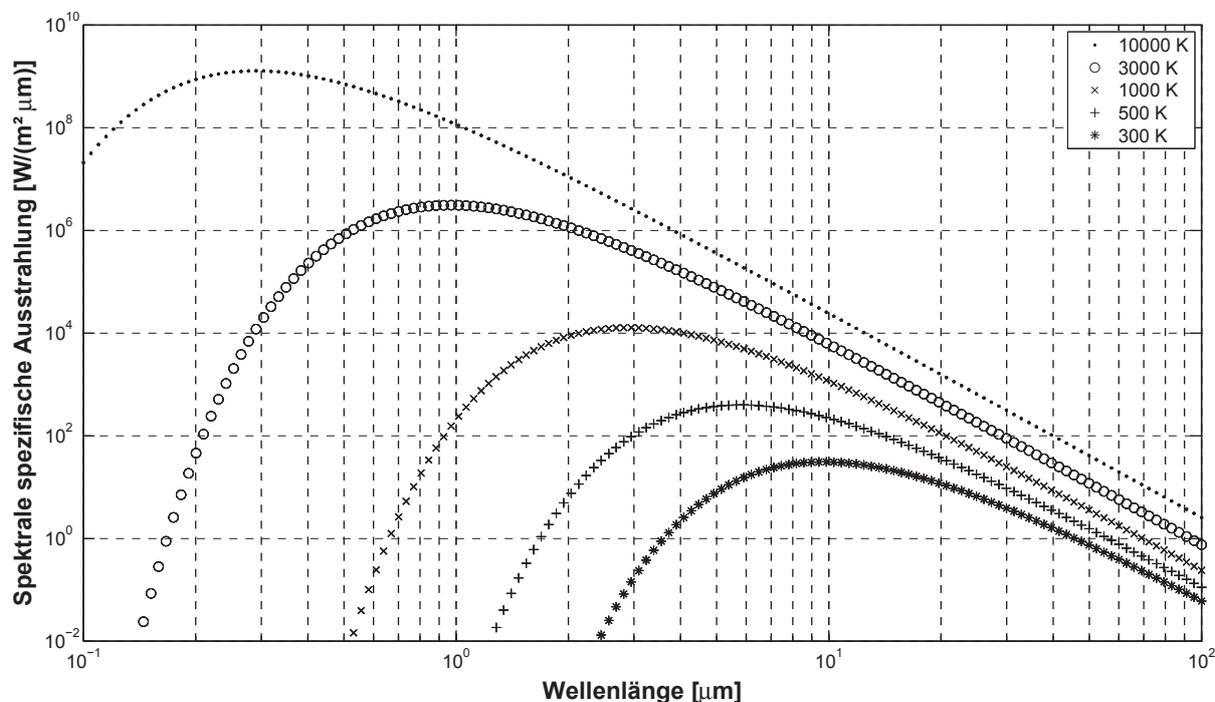


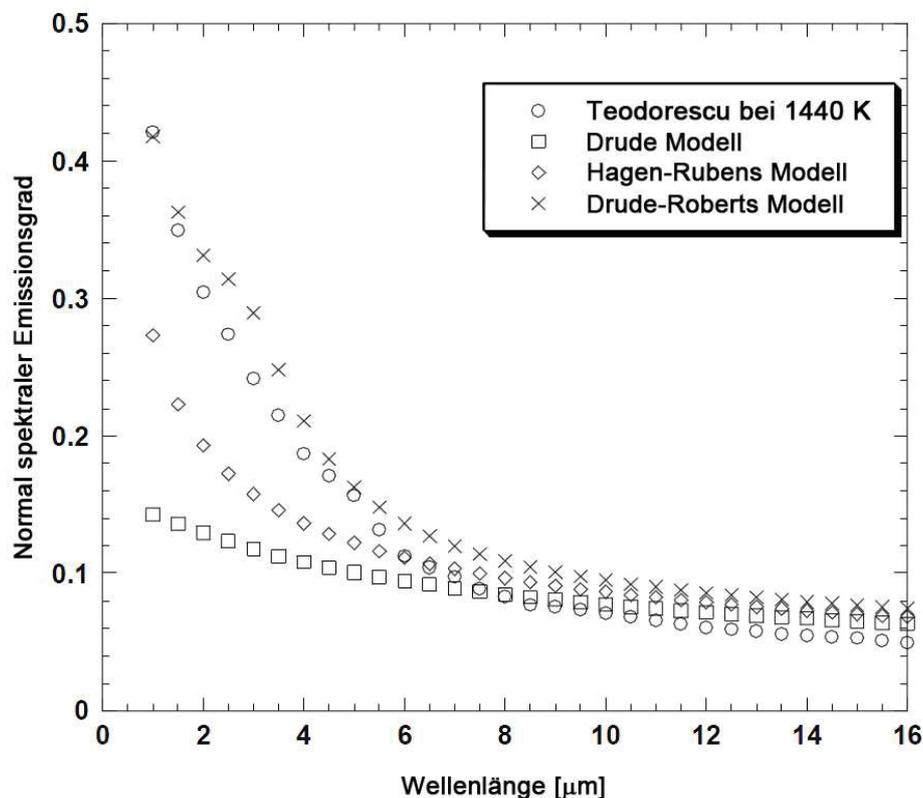
Abbildung 3-3.: Doppellogarithmische Darstellung der spektralen spezifischen Ausstrahlung in Abhängigkeit von der Wellenlänge  $\lambda$ .

### 3.1.2. Emissionsgrad und dessen Einflüsse

Bis jetzt wurde der Einfluss des Emissionsgrades  $\epsilon$  nicht berücksichtigt. Die Gleichung (3-1) gilt nur für einen schwarzen Körper, welcher ideal strahlt. Bei realen Körper ist eine ideale Strahlung aber nicht gegeben. Die spektrale spezifische Ausstrahlung wird deshalb mit dem Emissionsgrad multipliziert um die Verminderung der Ausstrahlung zu berücksichtigen. Der Emissionsgrad nimmt Werte zwischen 0 und 1 an, wobei für einen schwarzen Strahler  $\epsilon=1$  gilt. Der Emissionsgrad von realen Strahlern hat viele Einflussfaktoren. Die wichtigsten Einflussfaktoren sind die Temperatur, Wellenlänge, Oberflächenrauheit sowie die Bildung einer Oxidschicht. In weiterer Folge werden diese Einflüsse in Bezug auf Metalle detaillierter besprochen.

Für die Bestimmung des Emissionsgrades von Metallen gibt es unterschiedliche Modellvorstellungen. Drude, Hagen-Rubens sowie später Drude-Roberts versuchten die Eigenschaft

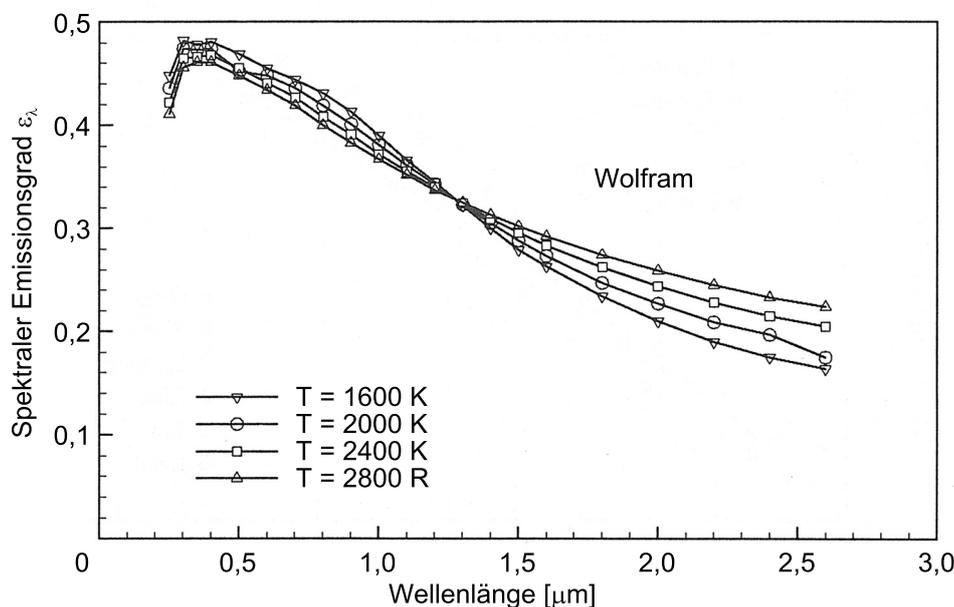
der Wärmestrahlung über die optischen Eigenschaften einer Metalloberfläche zu bestimmen. Dies gelingt auch einigermaßen für optisch glatte Oberflächen. Die Variation der Temperatur bzw. Wellenlänge wirkt sich bei allen 3 Modellen auf den Emissionsgrad aus. Die Rauheit bzw. Bildung von Oxidschichten bei Metalloberflächen wird dabei nicht berücksichtigt. Bei allen 3 Theorien kann eine Verminderung des Emissionsgrades mit größerer Wellenlänge beobachtet werden. Abbildung 3-4 vergleicht die normal spektralen Emissionsgrade der unterschiedlichen Theorien mit den experimentellen Daten von G. Teodorescu anhand von Nickel bei 1440 Kelvin. Hierbei stimmen die experimentell Werte mit den Werten des Drude-Roberts Modells am Besten überein<sup>10</sup>.



**Abbildung 3-4.:** Vergleich des normal spektralen Emissionsgrades von verschiedenen Modellen mit experimentellen Daten anhand von Nickel<sup>10</sup>.

Weiters wird von allen drei Modellen eine Abhängigkeit des Emissionsgrades von der Temperatur prognostiziert. Abbildung 3-5 zeigt den Anstieg des Emissionsgrad mit zunehmender Temperatur. Dieser Zusammenhang wurde von vielen Arbeiten experimentell bestätigt<sup>10,29-31</sup>. Bei vielen Metallen gibt es ein Wellenlänge  $\lambda$  (bei ca. 1 - 2  $\mu\text{m}$ ), bei der sich die Abhängigkeit des Emissionsgrades von der Temperatur umkehrt. Unterhalb dieser Wellenlänge steigt der

Emissionsgrad durch Senkung der Temperatur<sup>11</sup>. In Abbildung 3-5 liegt diese Wellenlänge bei ca. 1,3  $\mu\text{m}$ .



**Abbildung 3-5.:** Vergleich des spektralen Emissionsgrades von Wolfram für verschiedene Temperaturen<sup>11</sup>.

C.-D. Wen<sup>32</sup> schlägt für den Einfluss der Oberflächenrauheit auf den Emissionsgrad eine Einteilung der Rauheit in zwei Bereiche (optische glatte und raue Oberfläche) vor. Für eine optisch glatte Oberfläche gibt es mehrere Modelle, Drude, Hagen-Rubens sowie Drude-Roberts, welche zuvor schon erwähnt wurden. Bei einer rauen Oberfläche kommt es zu einer weiteren Unterteilung in einen spiegelnden und einen geometrischen Bereich. Als Kennzahl für die Einteilung wird die *optischen Rauheit* (Gleichung (3-4)), das Verhältnis des quadratischen Mittenrauwertes der Oberfläche  $R_q$  zur Wellenlänge  $\lambda$ , herangezogen.

$$\text{Optische Rauheit} := \frac{R_q}{\lambda} \quad (3-4)$$

Der quadratische Mittenrauwert  $R_q$  ist nach Gleichung (3-5) definiert.

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l (z - z_m)^2 dl} \quad (3-5)$$

Der spiegelnde Bereich befindet sich bei einer optischen Rauheit von 0 bis 1. In diesem Bereich kommt es zu Beugungseffekten, diese werden bei der Berechnung des Emissionsgrades berücksichtigt. Im geometrischen Bereich (Optische Rauheit > 1) wird die Oberflächentopografie idealisiert durch die Vorstellung von kleinen Kerben an der Oberfläche. Der Emissionsgrad

wird hierbei beeinflusst durch den Öffnungswinkel der Kerbe und dem Einfallswinkel des Strahles. Je kleiner der Öffnungswinkel der Kerbe ist umso größer wird der Emissionsgrad. Beim einer senkrechten Einfall der Strahlung (Einfallswinkel =  $0^\circ$ ) auf die Oberfläche wird der Emissionsgrad maximal. Die Berechnung des Emissionsgrades im spiegelnden und geometrischen Bereich ist von C.-D. Wen<sup>32</sup> genau beschrieben worden.

Abbildung 3-6 vergleicht verschiedenen Metall mit unterschiedlicher Oberflächenbeschaffenheit. Dabei ist ein Trend bezüglich der Steigerung des Emissionsgrades bei größerer Oberflächenrauheit für Aluminium und Nickel zu erkennen<sup>11,12</sup>.

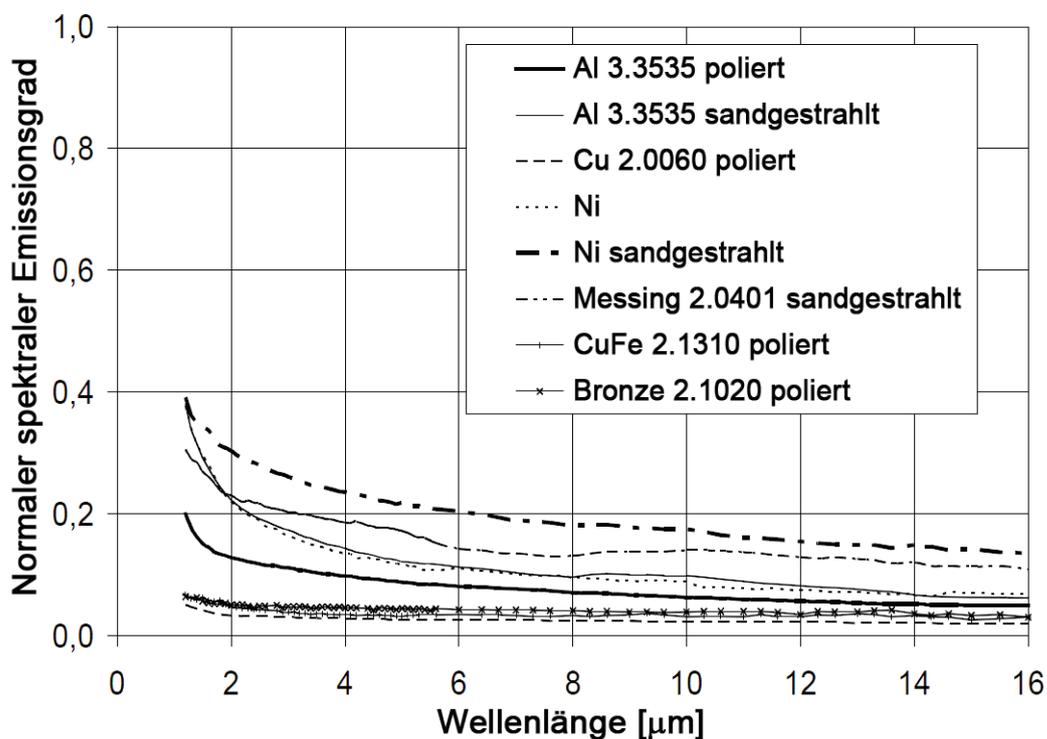


Abbildung 3-6.: Vergleich des spektralen Emissionsgrades für unterschiedliche Metalle und Oberflächenrauheit<sup>12</sup>.

Die Bildung einer Oxidschicht führt zu einer teilweisen signifikanten Erhöhung des Emissionsgrades. Der Grund hierfür ist ein komplett anderes Emissionsverhalten der Oxide verglichen mit dem Basismetall. Die Bestimmung des Emissionsverhaltens von Oxiden gestaltet sich schwierig, da eine gewisse Schichtdicke vorhanden sein muss, um korrekte Messergebnisse zu bekommen. Ansonsten kann es zu einer Überlagerung des Emissionsverhalten des Oxides mit dem Grundmaterial kommen. Der Einfluss der Oxidation auf den Emissionsgrad von verschiedenen Stählen bei 1000 °C ist unter Abbildung 3-7 ersichtlich. Der Emissionsgrad von

unbehandelten Stählen nimmt mit kleiner werdenden Wellenlänge zu. Unterhalb einer Wellenlänge  $\lambda$  von ca. 2  $\mu\text{m}$  kommt es zu einem starken Anstieg des Emissionsgrades. Die Bildung einer Oxidschicht auf der Stahloberfläche führt zu einer starken Veränderung des Emissionsgrades. Eine tendenzielle Abnahme des Emissionsgrades mit längerer Wellenlänge muss nicht gegeben sein<sup>12</sup>.

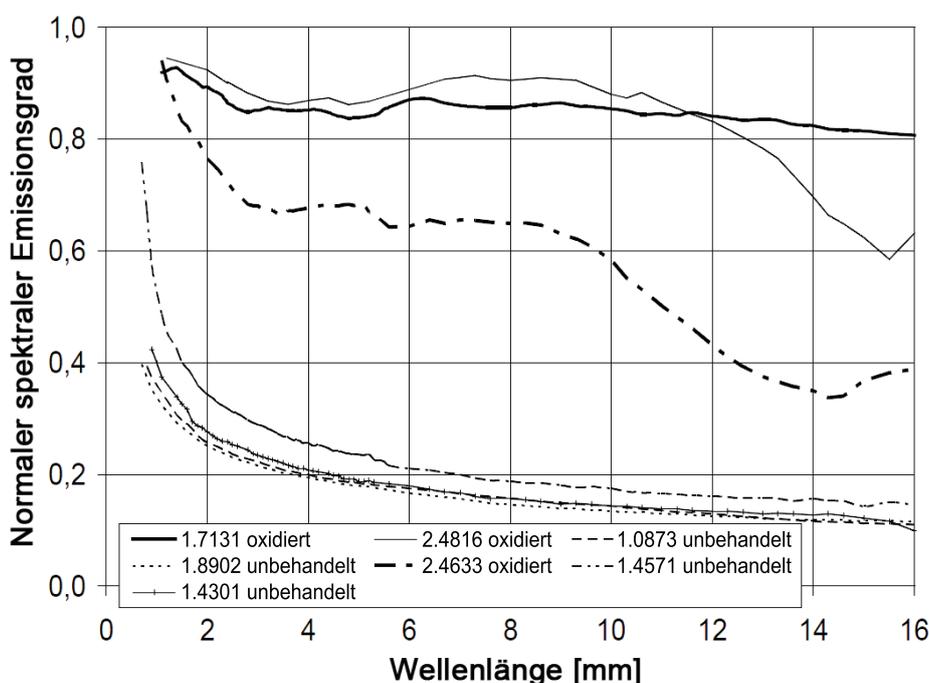


Abbildung 3-7.: Vergleich des normalen spektralen Emissionsgrades von unbehandelten und oxidierten Stähle bei 1000 °C<sup>12</sup>.

### 3.1.3. Einflüsse auf die pyrometrische Messung der Temperaturen

Bei der Messung der Temperatur mittels Pyrometer wird die Temperatur indirekt über die spektrale spezifische Ausstrahlung festgestellt. Dabei wandelt ein Detektor die einfallende Strahlung in ein elektrisches Signal um, wodurch die Oberflächentemperatur des Objektes berechnet werden kann. Ein wichtiger Faktor bei der Messung der Temperatur von realen Körpern ist, neben der Genauigkeit des Detektors, die Verwendung des richtigen Emissionsgrades. Die Bestimmung des Emissionsgrades ist nicht einfach, da dieser von vielen Einflussfaktoren abhängt. Durch die Verwendung eines günstigen Wellenlängenbereiches bei der Temperaturmessung kann die Temperaturabweichung aufgrund eines geringfügig falsch eingestellten Emissionsgrades vermindert werden. Abbildung 3-8 zeigt die Abweichung der Temperatur

bei einem 5 % fehlerhaft eingestellten Emissionsgrades für verschiedene Wellenlängenbereiche. Mit größer werdenden Wellenlänge wird auch die Temperaturabweichung größer. Deshalb sollte eine Temperaturmessung mittels Pyrometer bei einer kleinen Wellenlänge durchgeführt werden<sup>13</sup>.

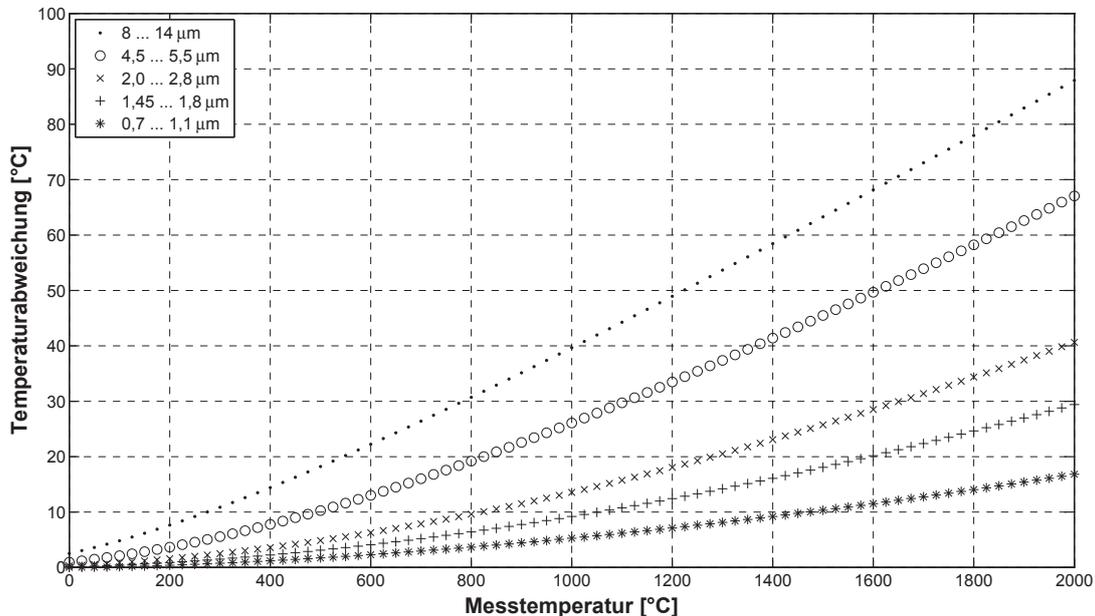


Abbildung 3-8.: Temperaturabweichung bei einem um 5 % fehlerhaft eingestellten Emissionsgrades<sup>13</sup>.

Bei der Temperaturmessung mittels Wärmestrahlung muss auch auf die umgebende Atmosphäre geachtet werden. Luft absorbiert in gewissen Wellenlängenbereichen Wärmestrahlung und verfälscht somit die Temperaturmessung. Abbildung 3-9 zeigt das Transmissionsverhalten von Luft für Wellenlängen von 0 - 12 μm.

Für die Temperaturmessungen an Luft werden jene Wellenlängenbereiche verwendet, bei der die Transmission von Luft hoch und somit die Absorption gering ist. Die verwendeten Detektoren, für die jeweiligen Wellenlängenfenster, sind in Abbildung 3-9 ebenfalls eingetragen. Für die Messung der Temperatur von Metallen eignen sich vor allem Si-, Ge-, InGaAs- und PbS-Detektoren.<sup>13</sup>

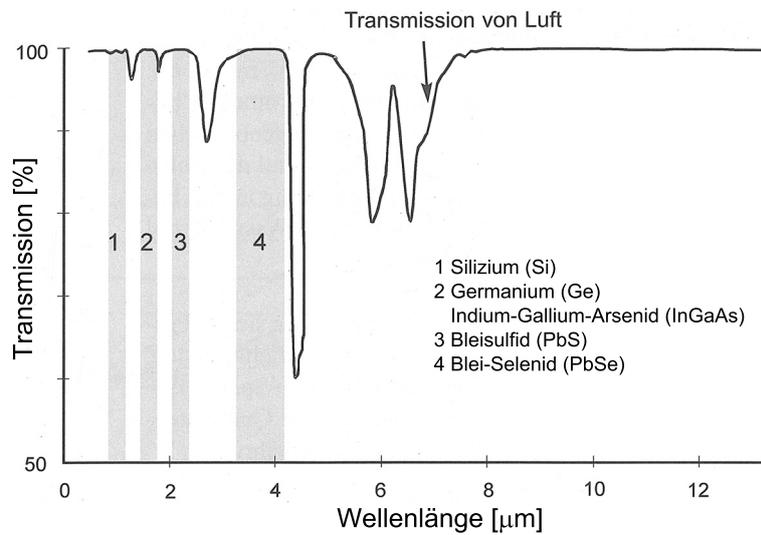


Abbildung 3-9.: Atmosphärische Fenster von Luft und verwendete Detektoren<sup>13</sup>.

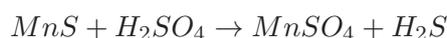
## 3.2. Messung der Schalendicke

Die Bestimmung der Schalendicke kann über 3 unterschiedliche Methoden erfolgen. Beim Einwalzversuch wird durch das Einwalzen eines Keils an einer bestimmten Rollenposition ein Heißrisse initiiert. Mittels metallographischer Auswertung kann die Schalendicke gemessen werden. Die Nail-Shooting-Methode stellt eine andere Möglichkeit dar. Hierbei wird einen Schwefelnagel in den Strang geschossen. Wiederum wird metallographisch die Schalendicke bestimmt. Eine zerstörungsfreie Bestimmung der Schalendicke kann mittels Ultraschall durchgeführt werden.

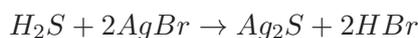
### 3.2.1. Einwalzversuche

Beim Einwalzversuch kommt es zur Bildung eines Heißrisses an der Fest-Flüssig-Phasengrenzfläche aufgrund eines Rollenversatzes. Der Abstand zwischen Heißriss und Stangoberfläche gibt Aufschluss über die Schalendicke. Der Rollenversatz wird hierbei durch das Einschieben eines Keils zwischen Rolle und Strangoberfläche simuliert. Passiert der Keil die Rolle wird dieser in die Strangoberfläche gedrückt und erzeugt somit einen Heißriss. Die Auswertung des Heißrisses kann mittels eines Baumann-Abdruck oder einer Makroätzung durchgeführt werden.

Beim Baumann- bzw. Schwefel-Abdruck wird der Schwefelgehalt der zu untersuchenden Probe auf einen fotografischen Papier festgehalten. Mangansulfid seigert, bei der Bildung eines Heißrissen, in den Heißriss hinein. Diese Seigerung wird beim Schwefel-Abdruck auf den Fotopapier sichtbar. Für den Abdruck wird Bromsilberpapier benötigt, welches in einer 5 %-iger Schwefelsäure getränkt wird. Das Papier wird zwischen 1 und 5 Minuten auf die geschliffene Probe gepresst. Dabei reagiert die Schwefelsäure mit dem Mangansulfid  $MnS$  und es bildet sich Schwefelwasserstoff  $H_2S$ .



Der Schwefelwasserstoff  $H_2S$  reagiert mit dem Silberbromid  $AgBr$ , im Fotopapier, zu schwarzbraunem Silbersulfid  $Ag_2S$ .



Auf dem Fotopapier erscheinen die Schwefelseigerung, und somit die Heißrisse, schwarzbraun<sup>33</sup>.

Für den Nachweis von Heißrissen kann auch eine Ätzung nach Bechet-Beaujard verwendet werden. Dabei wird  $100\text{ cm}^3$  mit  $5\text{ cm}^3$  Pikrinsäure und  $0,5\text{ g}$  Natriumalkylsulfonat gemischt. Die Ätzung kann bei Raumtemperatur oder erhöhten Temperatur ( $60\text{ °C}$ ) durchgeführt werden, wobei die Ätzzeit sich bei höheren Temperaturen auf einige Minuten verkürzt<sup>34</sup>.

Ein Vorteil des Einalzversuches zur Bestimmung der Schalendicke ist der geringe apparativer Aufwand beim Plazieren des Keils. Hierfür muss eine gewisse Zugänglichkeit zur Stranggießanlage gegeben sein. Ein Nachteil ist der große metallographische Aufwand (Schneiden, Schleifen, Polieren, Ätzen) zur Bestimmung der Heißrisse. Weiters muss der Schwefelgehalt in der Stahlzusammensetzung nicht zu gering sein, an sonst ist es schwierig die Heißrisseigerung mittels Baumann-Abdruck nachzuweisen. Außerdem muss eine gerichtete Erstarrung vorliegen um überhaupt Heißrisse initiieren zu können.

### 3.2.2. Nail-Shooting-Methode

Die Nail-Shooting-Methode stellt eine andere Möglichkeit dar, um die Schalendicke zu bestimmen. Dabei wird ein Stahlnagel durch die Strangschale geschossen. Der Nagel hat zwei längliche Kerben, welche Schwefel enthalten, und berührt gleichzeitig alle 3 Phasen (fest, flüssig,

fest/flüssig) des Stranges. Im festen Phasengebiet des Stranges verändert sich der Nagel nicht. Im Zweiphasen-Gebiet kommt es zu einer Auflösung des Schwefels, da dieser einen geringen Schmelzpunkt hat. Der Nagel bleibt aber erhalten. In der flüssigen Phase des Stranges kommt es zum Aufschmelzen des kompletten Nagels. Es ist somit möglich die Schalendicke für einen Festkörperanteil von 0 und 1 zu messen. Die weitere Auswertung erfolgt auf gleiche Art und Weise wie beim Einwalzversuch<sup>35-37</sup>.

Die Vorteile der Nail-Shooting-Methode liegen in einer sicheren Bestimmung der Schalendicke, auch bei Stahlzusammensetzungen die kaum seigern. Von Nachteil ist die metallographische Auswertung, welche genauso aufwendig ist, wie beim Einwalzversuch. Weiters sollte die Schießapparatur leicht zwischen den Rollen der Sekundärkühlzone fixiert werden können.

### **3.2.3. Bestimmung der Schalendicke mittels Ultraschall**

Mittels Ultraschall werden Bauteile auf Materialfehler zerstörungsfrei geprüft. Dabei wandert eine Ultraschallwelle durch den Bauteil und wird durch einen Defekt reflektiert. Das reflektierte Signal wird mit dem Ausgangssignal verglichen. Durch den zeitlichen Unterschied beider Signale kann die Position des Defektes festgestellt werden. Eine Fest/Flüssig-Phasengrenzfläche kann ebenfalls mittels Ultraschallwelle bestimmt werden, da es an der Phasengrenzfläche zur Änderung der Wellenimpedanz und somit zur Reflektion des Ausgangssignales kommt. Die Wellenimpedanz hängt von der Dichte und der Schallgeschwindigkeit ab, welche im festen Stahl größer ist als im flüssigen. Da nur ca. 1 % des Ausgangssignales reflektiert wird, muss der Ultraschall-Empfänger dementsprechend sensibel sein<sup>38</sup>.

Die Vorteile dieses Verfahrens liegen in einer schnellen sowie zerstörungsfreien Bestimmung der Schalendicke. Weiters ist eine aufwendige metallographische Auswertung der Proben, wie beim Einwalzversuch oder Nail-Shooting-Methode, nicht nötig. Nachteilig wirken sich die hohen Temperaturen aus, da der Prüfkopf sehr robust gebaut werden muss, damit dieser nicht beschädigt wird. Weiters führen die hohe Schmelztemperatur von Stahl sowie das Zweiphasengebiet zu schwachen Signal, welches teilweise nicht identifizierbar ist. Die Interpretierung der Ergebnisse ist mit einer gewissen Erfahrung verbunden.

### 3.3. Zusammenfassung

Die Verifizierung der Erstarrungssoftware erfolgt durch den Vergleich der gemessenen und berechneten Oberflächentemperatur sowie Schalenwachstums. Die Messung der Temperatur kann generell über berührende (z.B. Thermoelemente) oder berührungslose (z.B. Pyrometer) Messmethoden erfolgen. Bei der Temperaturmessung von bewegten Objekten ist die Verwendung einer berührungslosen Messmethode vorteilhaft, da eine eventuell schwierige Anbringung des Thermoelementes entfällt. Die Temperaturmessung bei ein Pyrometer erfolgt durch die Bestimmung der Wärmestrahlung mittels Detektor. Die gemessene Wärmestrahlung wird dann mittels Gleichung (3-1) in die entsprechende Temperatur umgerechnet. Für reale Körper muss diese Gleichung noch mit dem Emissionsgrad multipliziert werden. Der Emissionsgrad wird von vielen Parameter beeinflusst. Zu den wichtigsten Einflussfaktoren zählen die Temperatur, die Oberflächenrauheit sowie die Bildung einer Oxidschicht.

Es wurden in diesem Kapitel drei Möglichkeiten aufgezeigt um die Schalendicke zu bestimmen. Eine Möglichkeit wäre das Einwalzen von Keilen an bestimmten Strangpositionen. Durch das Eindringen des Keiles treten Dehnungen auf, die in der Nähe der Solidus-Front zu Heißrissen führen. In einer metallographischen Auswertung gibt der Abstand des Heißrisses zur Strangoberfläche Auskunft über die Schalendicke. Bei der zweiten Variante werden schwefelhaltige Nagel an vorgegebenen Positionen in die Strangoberfläche geschossen. Der Nagel berührt gleichzeitig die feste und flüssige Phase sowie das Zweiphasengebiet des Stranges. Durch den unterschiedlichen Auflösungsgrad des Schwefels in den drei Phasen kann die Solidus- sowie Liquidusfront, durch eine metallographische Auswertung, bestimmt werden. Bei der dritten Möglichkeit wird Ultraschall zur Bestimmung der Schalendicke verwendet. Beim Übergang der Ultraschallwelle von einer festen auf eine flüssige Phase kommt es zu einer Reflektion. Die Zeit zwischen Aussenden der Welle und Detektion der reflektierten Welle gibt Auskunft über die Schalendicke.

## 4. Aufbau der Erstarrungssoftware

Für die Berechnung des Temperaturprofils von Wärmeleitungsproblemen wurde vom Lehrstuhl für Metallurgie eine Erstarrungssoftware programmiert. Die grundlegende Idee der Erstarrungssoftware war ein durchgängiger modularer Aufbau dieser Software, um eine möglichst hohe Flexibilität zu gewährleisten. Dies wurde durch das Vordefinieren der einzelnen Komponenten, wie Kokille, Rollenteppich, Düsentepich, Materialdaten usw., realisiert. Es ist somit möglich die thermischen Randbedingungen einer Stranggießanlage, durch Variation der vordefinierten Komponenten, in kürzester Zeit zu ändern.

Die Software basierte auf der Finite-Differenzen-Methode und verwendete die implizite Form der Enthalpiemethode nach C.R. Swaminathan<sup>14</sup> für die Erstarrungsberechnung. Dabei wird ein eindimensionales Modell eingesetzt, welches in einem kartesischen oder zylindrischen Koordinatensystem liegt. Die Berechnung der thermophysikalischen Materialdaten erfolgt entweder durch die eigens implementierte Formeln, diese basiert auf dem Artikel von J. Miettinen<sup>24</sup>, oder durch die kommerzielle Software IDS. Mittels der eigens implementierten Formel können die Materialdaten für niedrig legierte Stähle berechnet werden. Die Software IDS bestimmt die thermophysikalischen Parameter sowohl für niedrig legierte als auch für korrosionsbeständige Stähle. Die Grenzen der Legierungselemente, für eine korrekte Berechnung der Materialdaten, können der Tabelle 4-I entnommen werden. Die Grenzwerte für niedrig legierte Stähle sind für die eigens implementierte Formel und der kommerziellen Software IDS gleich.

Für die Bestimmung der temperaturabhängigen Phasenanteile wird das dendritisch zellenförmige Mikrosegierungsmodell nach Ohnaka<sup>8</sup> verwendet, welches eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Werten (Abbildung 2-17) liefert. Für die Eingabe der benötigten thermischen Randbedingungen gibt es drei Möglichkeiten in der Erstarrungssoftware. Bei der

Tabelle 4-I.: Grenzwerte der Legierungselementen für die korrekte Berechnung der Materialdaten

Element	niedrig legierte Stähle	korrosionsbeständige Stähle
	Gehalt [Gew.-%]	Gehalt [Gew.-%]
C	0,05 - 1,2	0,0 - 0,5
Si	0,01 - 1,0	0,0 - 1,0
Mn	0,03 - 2,0	0,0 - 2,0
P	0,0 - 0,05	0,0 - 0,05
S	0,0 - 0,05	0,0 - 0,05
Cr	0,0 - 4,0	13,0 - 24,0
Ni	0,0 - 4,0	0,0 - 16,0
Mo	0,0 - 0,5	0,0 - 0,4

ersten Option wird die Stranggießanlage aus mehreren Komponenten (Kokille, Rollen- sowie Düsentepich) zusammengebaut. Dafür müssen diese Komponenten zuvor definiert werden. Der obere Teil von Abbildung 4-1 zeigt die graphische Benutzeroberfläche für die Eingabe der Wärmestromdichte der Kokille.

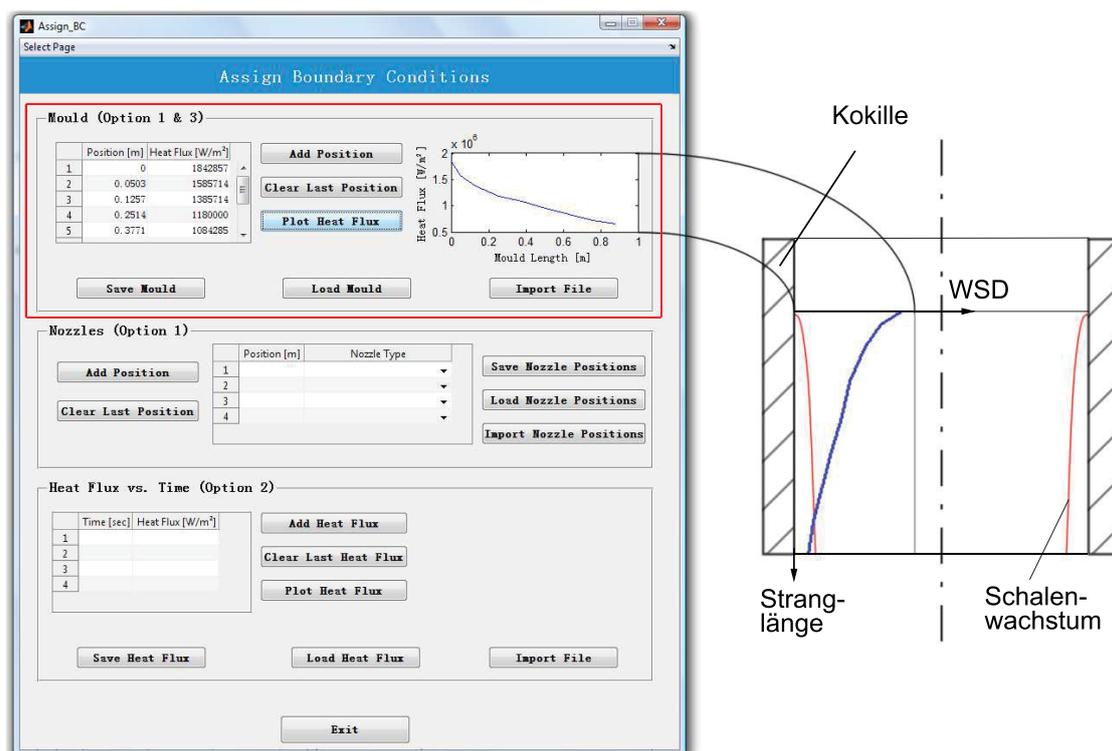


Abbildung 4-1.: GUI für die Eingabe der WSD der Kokille.

Dabei wird die Wärmestromdichte für verschiedene Positionen in der Kokille eingegeben. Nach der Kokille wird die Wärmeabfuhr in der Sekundärkühlzone über den Rollen- sowie Dü-

sentteppich bestimmt. Die GUI für die Eingabe des Rollenteppiches ist in Abbildung 4-2 oben dargestellt. Es wird zuerst die Position der Rolle eingegeben. Danach muss für jede Rolle noch die Kontaktlänge zwischen Rolle und Bramme angegeben werden. Die dadurch entstehende Wärmeabfuhr wird in der Erstarrungssoftware mittels dem WÜK in der Konaktzone bestimmt.

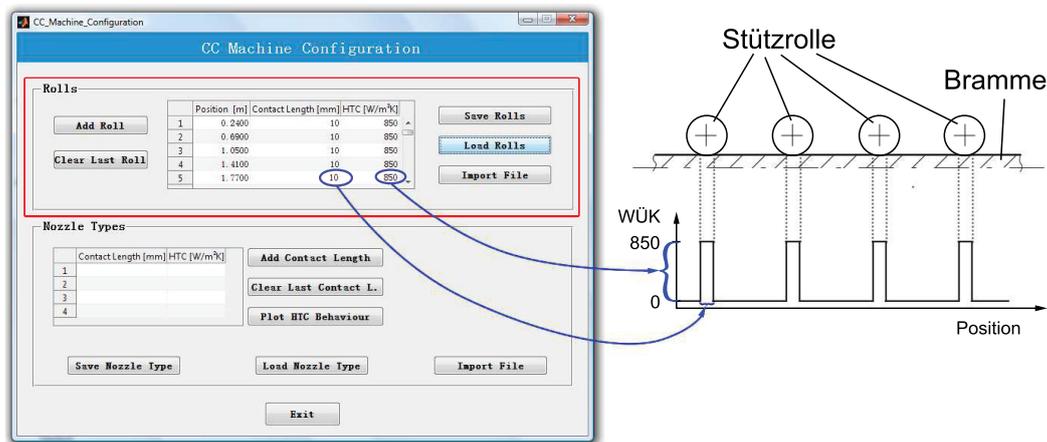


Abbildung 4-2.: GUI für die Eingabe des WÜK-Verlaufs des Rollenteppiches.

Für die Eingabe des Düsentteppichs müssen zuerst die einzelnen Düsen definiert werden. Bei der Definition der Kühldüsen wird der Verlauf des Wärmeübergangskoeffizient entlang der Kontaktlänge der Düse bestimmt. Das Eingabefenster für den WÜK-Verlauf der Kühldüse ist im unteren Teil der Abbildung 4-3 sichtbar.

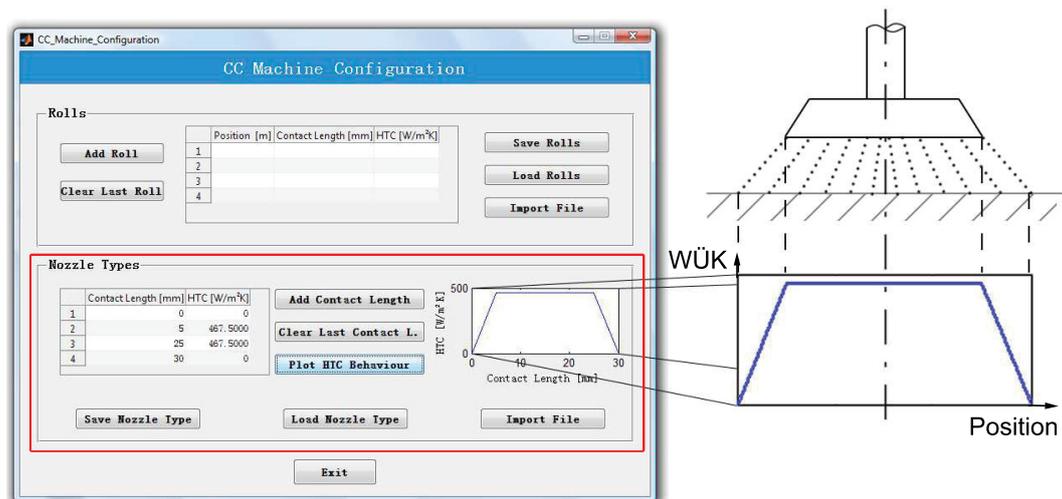
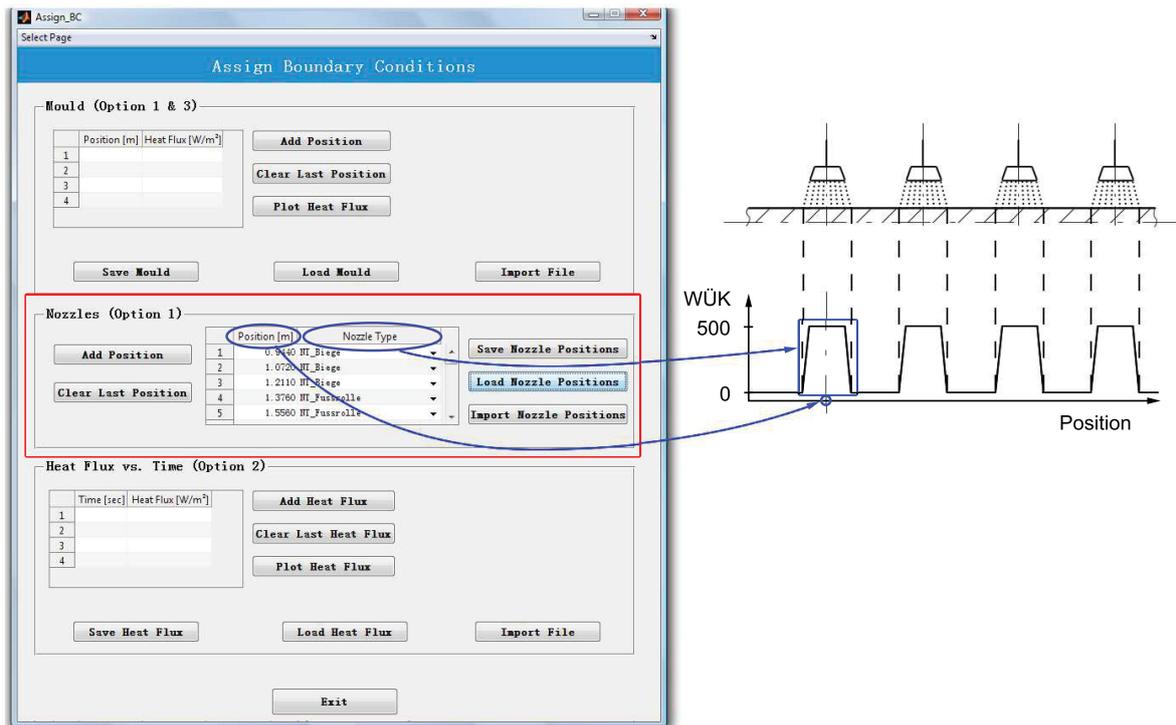


Abbildung 4-3.: GUI für die Eingabe des WÜK-Verlaufs einer Kühldüse.

In diesem Fall ist schematisch ein trapezförmiger Verlauf des WÜks dargestellt. Es können aber auch andere Verläufe, z.B. rechteckige, halbkreisförmige, parabolische, usw., beschrieben

werden. Nach der Definition der Kühltüsen kann der Düsentepich aus den einzelnen Düsen zusammengesetzt werden. Dies ist im mittleren Teil von Abbildung 4-4 ersichtlich. Hierbei muss für jede Düsenposition eine vorher definierte Düse angegeben werden. Durch die Position der Düse und dem WÜK-Verlauf der Düse kann den Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten für den gesamten Düsentepich bestimmt werden. Abbildung 4-4 zeigt schematische einen zusammengesetzten WÜK-Verlauf für einen Düsentepich.



**Abbildung 4-4.:** GUI für die Zusammensetzung des Düsentepiches aus verschiedenen Kühltüsen und deren Position.

Eine andere Möglichkeit die thermischen Randbedingungen einer Erstarrungsberechnung festzulegen, stellt die Option 2 dar. Dabei wird die Wärmeabfuhr für die gesamte Stranggießanlage durch einen zeitlich abhängigen WSD-Verlauf bestimmt. Abbildung 4-5 unten stellt das Eingabefenster für die Option 2 dar.

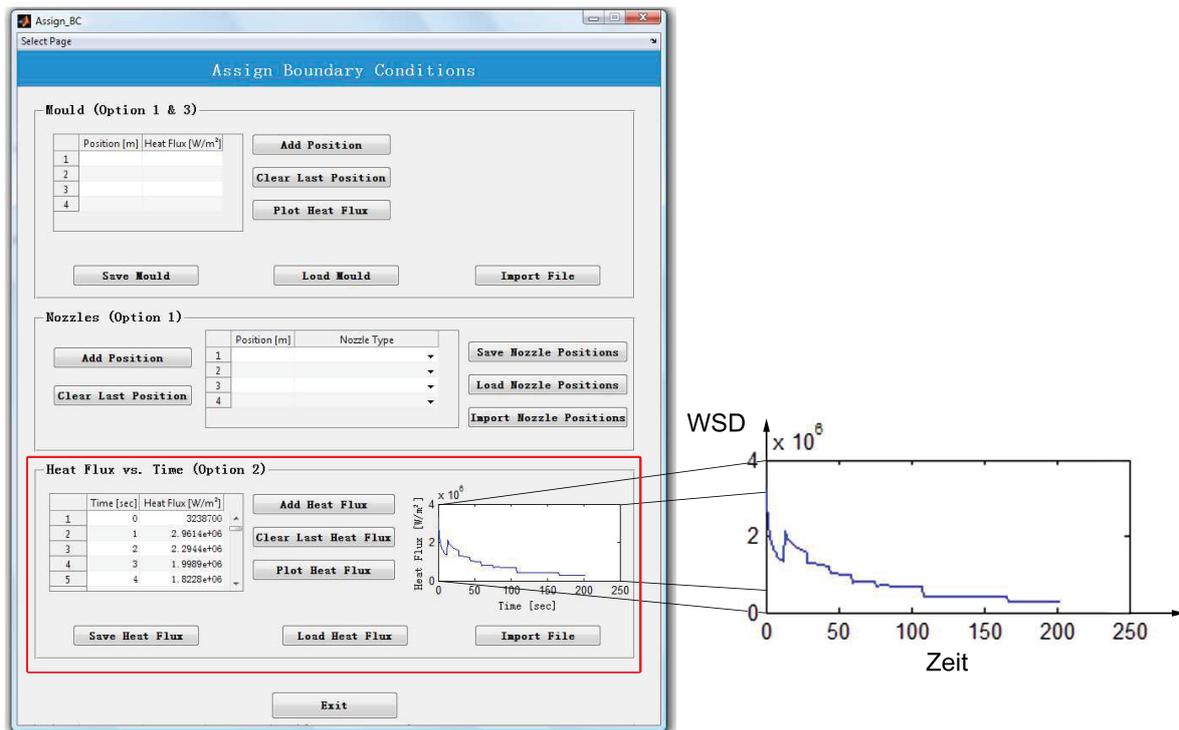


Abbildung 4-5.: GUI für die Eingabe der Wärmestromdichte in Abhängigkeit der Zeit.

Bei Option 3 wird die Definition der thermischen Randbedingungen in zwei Teilbeiträge unterteilt. Der erste Teil enthält die Wärmeabfuhr in der Kokille, welche durch die WSD definiert ist. Hierfür kann das schon erwähnte Eingabefenster für die Kokille (Abbildung 4-1 oben) verwendet werden. Im zweite Teilbetrag der thermischen Randbedingungen werden die Wärmeübergangskoeffizienten für die einzelnen Sekundärkühlzonen bestimmt. Abbildung 4-6 oben zeigt das Eingabefenster für die Eingabe der Sekundärkühlzonen. Hierbei wird für jede Sekundärkühlzone die Länge sowie der entsprechende WÜK definiert. In Abbildung 4-6 ist auch noch das Eingabefenster für den Emissionsgrad sowie für die Umgebungstemperatur ersichtlich. Beide Parameter haben einen Einfluss auf die Wärmestrahlung. Der Emissionsgrad wird in Abbildung 4-6 unten in Abhängigkeit von der Temperatur eingegeben. Die Umgebungstemperatur ist abhängig von der Stranglänge und wird in Abbildung 4-6 in mittleren Teil definiert.

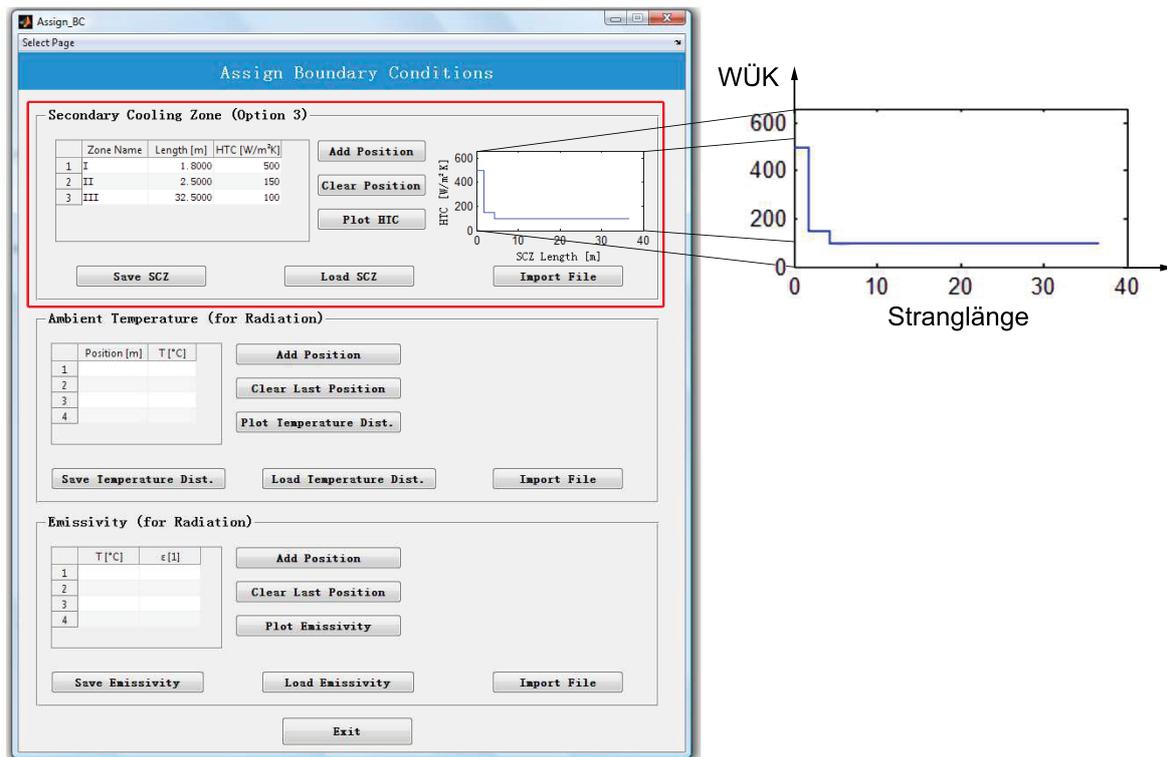


Abbildung 4-6.: GUI für die Eingabe der WÜK-Verlaufs in der Sekundärkühlzone.

Abbildung 4-7 zeigt die grafische Benutzeroberfläche für die Zusammenstellung der Stranggießanlage aus den vorher definierten Komponenten. Bei der Zusammenstellung der Stranggießanlage muss zuerst die Setupdatei ausgewählt werden. Diese Datei enthält die folgenden grundlegenden Parameter für die Erstarrungsberechnung:

- Länge der zu berechnenden Domain
- Anzahl an Knotenpunkte in der Domain
- Überhitzung
- Gießgeschwindigkeit
- Verwendetes Koordinatensystem (kartesisch oder zylindrisch)

Nach der Festlegung der Setupdatei werden die Materialdaten, wie Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , Dichte  $\rho$ , spezifische Wärmekapazität  $c_p$  und der Mengenanteil der einzelnen Phasen, ausgewählt. Danach wird die Eingabeoption, 1, 2 oder 3, für die thermischen Randbedingungen festgelegt. Der vierte und fünfte Schritt liegt in der Festlegung der Umgebungstemperatur sowie des Emissionsgrades. In Schritt 6 werden dann die entsprechenden Dateien für die thermischen

Randbedingungen bestimmt. Dabei wird bei Option 1 eine zuvor definierte Kokille, Rollen- sowie Düsenteppeiche ausgewählt. Bei Option 2 wird nur die Wärmestromdichte in Abhängigkeit der Zeit festgelegt. Bei der Option 3 muss wiederum eine vorab definierte Kokille sowie eine Datei mit den entsprechenden Sekundärkühlzonen bestimmt werden. Zuletzt wird noch der richtige Zeitschritt definiert. Danach kann die zusammengesetzte Stranggießanlage berechnet werden.

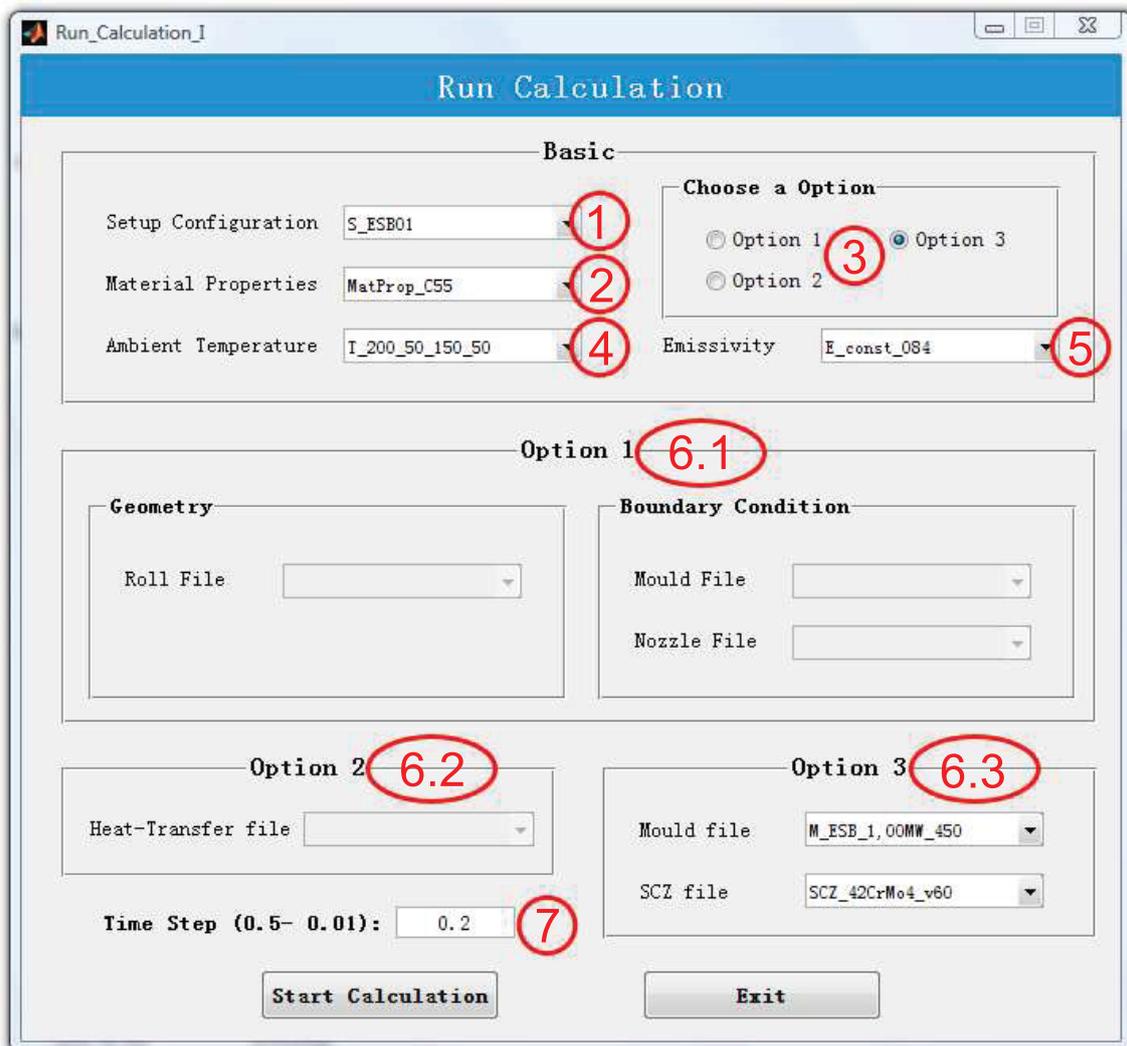


Abbildung 4-7.: GUI für die Zusammenstellung und Berechnung der Stranggießanlage.

Nach der Erstarrungsberechnung kann das Temperaturprofil des Stranges im Post-Processing-Menü (Abbildung 4-8) ausgewertet werden. In diesem Menü können unterschiedliche Operationen durchgeführt werden. Eine wichtige Funktion ist die Darstellung des Temperaturverlaufs in unterschiedlichen Abständen zur Strangoberfläche. Neben der Darstellung können

diese Temperaturverläufe auch exportiert werden. Des Weiteren ist es möglich das Schalenwachstum für verschiedenen Festkörperanteile zu plotten bzw. exportieren.

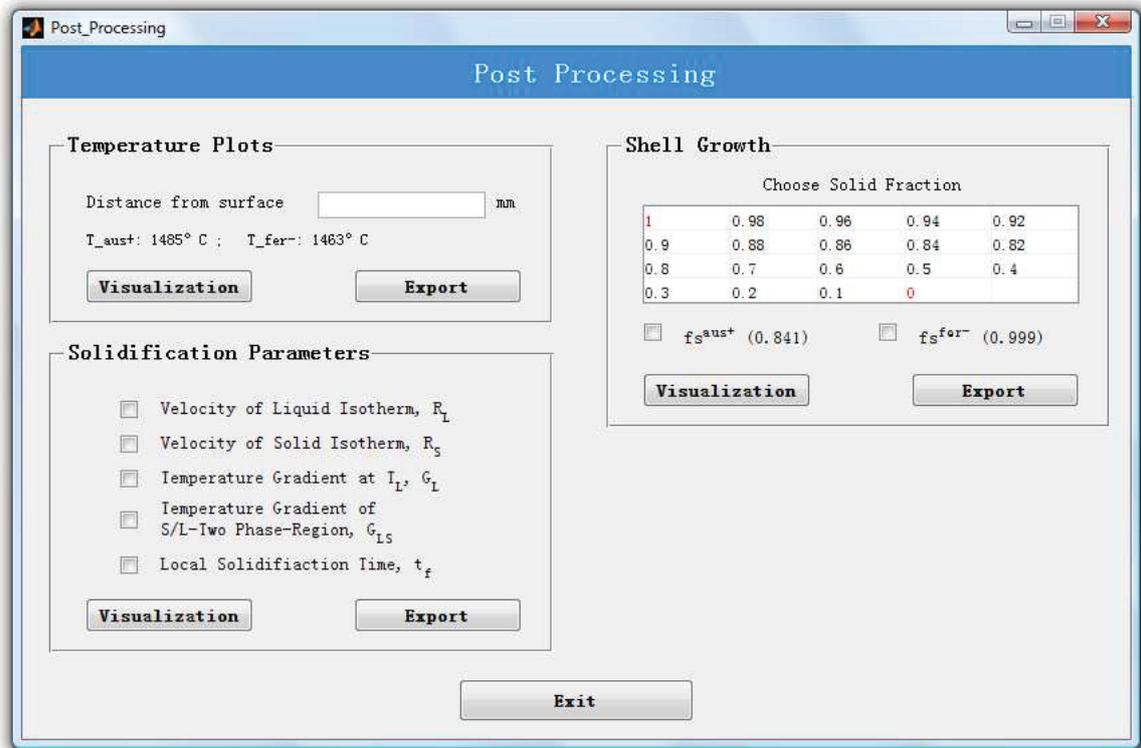


Abbildung 4-8.: GUI für die Auswertung des berechneten Temperaturprofiles.

Einige wichtige Erstarrungsparameter können ebenfalls im Post-Processing-Menü berechnet werden. Zu diesen Parameter gehören:

- Geschwindigkeit der Liquiduslinie
- Geschwindigkeit der Soliduslinie
- Temperaturgradient der Liquidustemperatur
- Temperaturgradient des Zweiphasengebiets
- Lokale Erstarrungszeit

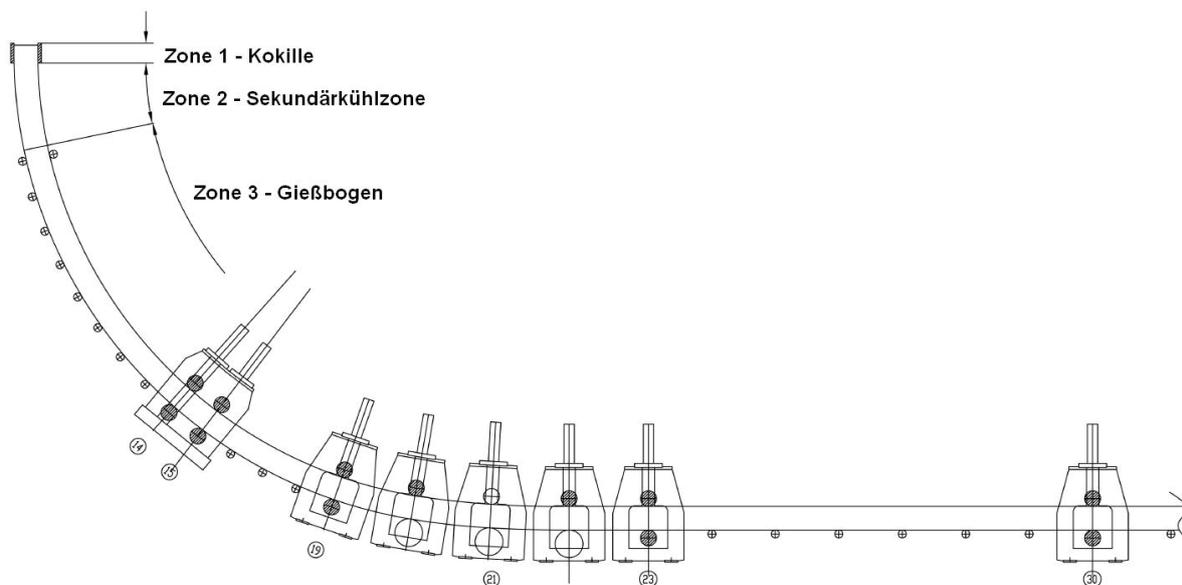
## 5. Randbedingungen für die Erstarrungsrechnung

Dieses Kapitel beschäftigt sich mit der Bestimmung der Randbedingungen, welche für die Durchführung der Erstarrungsrechnung benötigt werden. Es wird generell der Aufbau der Stranggießanlage sowie deren Einteilung in Zonen dargestellt. Für jede Zone kommt es zur Festlegung von Randbedingungen, wie Wärmestomdichte, Wärmeübergangskoeffizient, Emissionsgrad, usw.. Für diese Randbedingungen werden die entsprechenden Werte ermittelt, mit denen der Temperaturverlauf und das Schalenwachstum berechnet werden kann.

### 5.1. Aufbau der Stranggießanlage

Für die numerische Berechnung des Temperaturverlaufes der Stranggießanlage ist die thermische Unterteilung der Anlage sehr wichtig. Abbildung 5-1 stellt den Aufbau der Stranggießanlage der Firma ESB sprl Engineering Steel Berlgium grafisch dar. Diese kann generell in 3 Zonen (Kokille, Sekundärkühlzone, Gießbogen) eingeteilt werden kann.

In der Kokille kommt es zur Ausbildung einer ausreichend dicken Strangschale, welche am Kokilleneende dem ferrostatischen Druck stand hält. In der Sekundärkühlzone wird der Strang weiter abkühlt. Diese Zone kann in 2 Bereiche unterteilt werden. Im Bereich 1 der Sekundärkühlzone kommt es zu einer direkten Kühlung des Stranges mit Spritzwasser. Im zweiten Bereich erfolgt eine indirekte Kühlung, d.h. nicht der Strang sondern die Kühlkammer wird gekühlt. Der direkte Bereich der Sekundärkühlung umfasst eine Länge von 0,25 m, der indirekte



**Abbildung 5-1.:** Aufbau der Stranggießanlage von ESB sprl Engineering Steel Belgium.

Bereich 1,25 m. Im darauffolgende Gießbogen wird der Strang nicht mehr aktiv gekühlt, die Wärmeabfuhr findet hier hauptsächlich mittels Strahlung statt.

Die Umgebungstemperatur hat ebenfalls einen Einfluss auf den Temperaturverlauf der Strangoberfläche, aufgrund der Wärmeabfuhr mittels Strahlung. Bei der vorliegenden Stranggießanlage können diesbezüglich 4 Bereiche definiert werden. Von Beginn der Sekundärkühlzone bis Rolle 9 liegen massive erhöhte Umgebungstemperatur vor, da bis zu dieser Rolle der Kühlkammerverbau reicht. Im zweiten Bereich, Roll 9 bis Rolle 23, ist die Umgebungstemperatur nur geringfügig erhöht. Von Rolle 23 bis 30 kommt es wieder zu einer starken Erhöhung der Umgebungstemperatur, aufgrund eines Isoliertunnels. Danach wird die Umgebungstemperatur wie in Bereich 2 angenommen.

## 5.2. Wärmestromdichte in der Kokille

Die Bestimmung der Wärmestromdichte kann über eine instrumentierte Kokille mit eingebauten Thermoelementen oder über die Temperaturerhöhung des Kokillenkühlwassers erfolgen. Für die thermische Abbildung der Stranggießanlage reicht es die integrale Wärmestromdichte

te, welche über die Temperaturerhöhung des Kühlwassers berechnet wird, zu kennen. Hierfür kann Gleichung (5-1) verwendet werden.

$$WSD = \frac{\dot{m} \cdot c_p \cdot \Delta T}{A_k} \quad (5-1)$$

Die Eingangs- und Ausgangstemperatur des Kühlwasser wird bei ESB sprl Engineering Steel Belgium nicht automatisch gespeichert. Für die Stahlsorte 42CrMo4 konnte aber eine Temperaturerhöhung von 5 °C bei einer Durchflussmenge von 100 m<sup>3</sup>/h festgestellt werden. Die Gießgeschwindigkeit betrug dabei 0,56 m/min bei einem Strangdurchmesser von 400 mm. Die Kokille hat eine Länge von 600 mm, wobei der Gießspiegel ca. 150 mm unterhalb der Kokillenoberkante liegt.

Die Wärmestromdichte für die Stahlsorte 42CrMo4 liegt, nach Gleichung (5-1), bei 1,02 MW/m<sup>2</sup>. Bei einer durchschnittlichen Verweilzeit von 48 Sekunden in der Kokille beträgt die Wärmestromdichte, nach Abbildung 2-11, ca. 1 MW/m<sup>2</sup>. Dieser Wert stimmt gute mit der berechneten Wärmestromdichte überein. Es liegt leider keine Eingangs- und Ausgangstemperatur des Kokillenkühlwasser für Rundstränge mit einem Durchmesser von 600 mm vorliegen. Deshalb wurde die Wärmestomdichte über die Verweilzeit aus Abbildung 2-11 herausgelesen. Bei einer Verweilzeit von ca. 108 Sekunden liegt die Wärmestromdichte, für einen Strandurchmesser von 600 mm, bei 0,7 MW/m<sup>2</sup>.

### 5.3. Wärmeübergangskoeffizienten

Durch den Wärmeübergangskoeffizienten wird die Wärmeabfuhr in der Sekundärkühlzone und im Gießbogen aufgrund von Wärmekonvektion berücksichtigt. Dabei muss die Berechnung des WÜKs in den 2 Bereichen (direkte sowie indirekte Kühlung) der Sekundärkühlzone unterschiedliche betrachtet werden. Für die direkte Kühlung des Stranges wurden von C. Bernhard<sup>23</sup>) die Gleichung (5-2) verwendet, welche den WÜK mit Hilfe die Wasserbeaufschlagungsdichte  $\dot{V}$  berechnet. Zu beachten ist, dass Gleichung (5-2) den Wärmeübergangskoeffizienten für die gesamte Sekunärkühlzone bestimmt.

$$WÜK = 0,36 \cdot \dot{V}^{0,55} \cdot 1000 \quad (5-2)$$

Tabelle 5-I stellt die verwendeten Wasserdurchflussmengen sowie die daraus berechneten Wasserbeaufschlagungsdichten und Wärmeübergangskoeffizienten für die verschiedenen

Messreihen dar. Bei der Berechnung der Wassermenge wurde eine Stahldichte von  $7700 \text{ kg/m}^3$  angenommen.

**Tabelle 5-I.:** Berechneter WÜK in Sekundärkühlzone für die verschiedenen Messreihen

Messreihe	$v_c$ [m/min]	Strang $\varnothing$ [mm]	Wasserdurchfluss [l/h]	Wassermenge [l <sub>Wasser</sub> /kg Stahl]	$\dot{V}$ [kg/m <sup>2</sup> s]	WÜK [W/m <sup>2</sup> K]
1	0,56	400	1009	0,031	0,892	338
2	0,56	400	1009	0,031	0,892	338
3	0,52 - 0,60	400	1002	0,033	0,886	337
4	0,60	400	1138	0,033	1,006	361
5	0,60	400	1032	0,029	0,912	342
6	0,50	400	1023	0,035	0,904	341
7	0,25	600	1145	0,035	0,675	290
8	0,60	400	852	0,025	0,753	308
9	0,25	600	1076	0,033	0,634	280
10	0,25	600	1076	0,033	0,634	280

Die Berechnung des Wärmeübergangskoeffizienten bei der indirekten Kühlung sowie im Gießbogen erfolgt über die Nusselt-Zahl. Hierfür wurde der Strang als horizontaler Zylinder angenommen, an dem es zu einer freien Konvektion kommt. Die mittlere Nusselt-Zahl  $Nu_m$  für solch eine Gegebenheit kann mittels Gleichung (5-3) berechnet werden<sup>9</sup>.

$$Nu_m = \left\{ 60 + \frac{0,387 \cdot Ra^{1/6}}{\left[ 1 + \left( \frac{0,559}{Pr} \right)^{9/16} \right]^{8/27}} \right\}^2 \quad (5-3)$$

Die Gleichung (5-3) ist gültig für den Bereich  $0 \leq Ra \leq \infty$ . Die Rayleigh-Zahl  $Ra$  kann mittels Gleichung (5-4) und die Prandtl-Zahl  $Pr$  mittels Gleichung (5-5) berechnet werden. Für die charakteristische Länge  $L$  wurde der Strangdurchmesser eingesetzt.

$$Ra = \frac{\beta(T_O - T_U) \cdot g \cdot L^3}{a \cdot \nu} \quad (5-4)$$

$$Pr = \frac{\nu}{a} \quad (5-5)$$

Im zweiten Bereich der Sekundärkühlzone wurde als umgebendes Medium Wasserdampf bei einer Umgebungstemperatur von  $150 \text{ }^\circ\text{C}$  angenommen. Der berechnete Wärmeübergangskoeffizient liegt für einen Rundstrang mit  $400 \text{ mm}$  Durchmesser bei ca.  $50 \text{ W/m}^2\text{K}$  und für  $600$

mm Durchmesser bei  $47 \text{ W/m}^2\text{K}$ . Im Bereich des Gießbogens wurde ein Wärmeübergangskoeffizient von  $13 \text{ W/m}^2\text{K}$  für beide Durchmesser berechnet. Hierfür wurde für die Berechnung des Wärmeübergangskoeffizient nach Gleichung (5-3) die physikalischen Werte von Luft bei  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  verwendet.

## 5.4. Emissionsgrad

Einen wichtigen Beitrag zur Wärmeabfuhr in der Sekundärkühlzone sowie im Gießbogen liefert die Wärmestrahlung, welche vom Emissionsgrad maßgeblich beeinflusst wird. Bei der Stranggießanlage von ESB sprl Engineering Steel Belgium liegt eine kurze Sekundärkühlzone und ein langer Gießbogen vor. Gerade im Gießbogen wird der Großteil an Wärme über Wärmestrahlung abgeführt. Aufgrund von Erfahrungswerten wird mit einem Emissionsgrad von 0,84 gerechnet.

## 5.5. Umgebungstemperatur

Die Umgebungstemperatur hat indirekt über die Wärmestrahlung einen Einfluss auf den Temperaturverlauf der Strangoberfläche. Dabei wird die abgeführte Wärmemenge, aufgrund des Stefan-Boltzmann-Gesetzes, mit steigender Umgebungstemperatur weniger und somit die Oberflächentemperatur höher. Dies wird bei der Berechnung der Oberflächentemperatur ebenfalls berücksichtigt. Bei genauerer Betrachtung der Stranggießanlage kann diese in vier Bereiche mit unterschiedlicher Umgebungstemperatur unterteilt werden. Dies wurde in Kapitel 4 genauer besprochen. Die Umgebungstemperatur im erste Bereich (Kühlkammer) wurde mit  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  angenommen. Bereich 2 und 4 haben eine Umgebungstemperatur von  $50 \text{ }^\circ\text{C}$ . Im Isoliertunnel (Bereich 3) kommt es wiederum zu einer Erhöhung der Umgebungstemperatur. In diesem Bereich wurde ein Temperatur von  $150 \text{ }^\circ\text{C}$  angenommen.

## 6. Durchführung der Anlagenversuche

Im folgenden Kapitel werden die durchgeführten Versuche an der Stranggießanlage näher beschrieben. Zu diesen Anlagenversuchen gehören die Bestimmung der Oberflächentemperatur mittels Pyrometer sowie die Messung der Schalendicke durch Einwalzversuche. Die Auswertung der einzelnen Versuch wird ebenfalls erklärt.

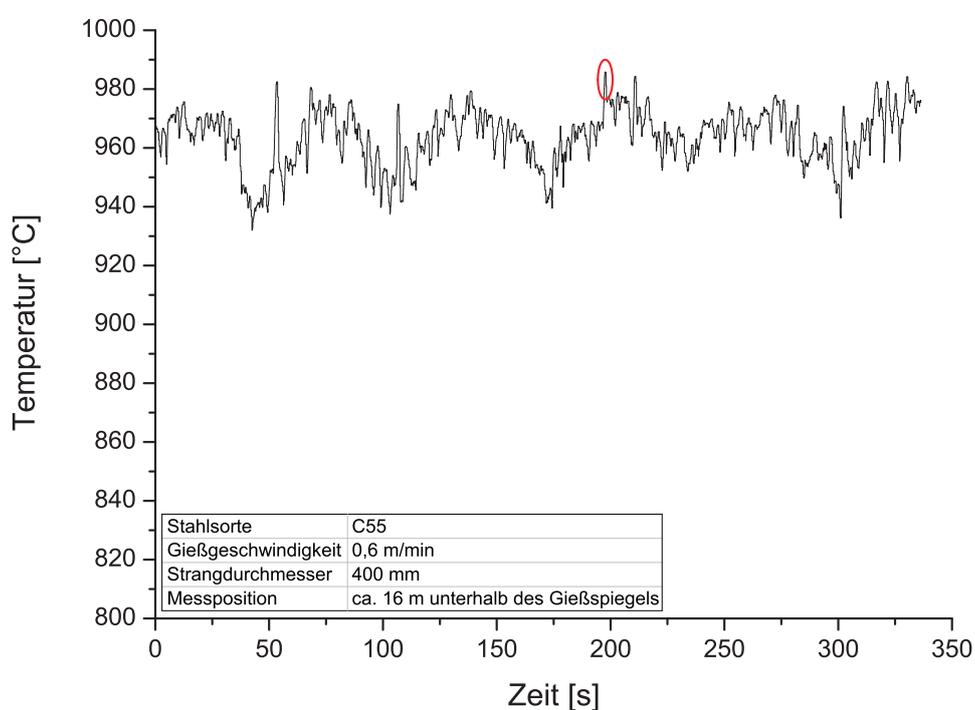
### 6.1. Bestimmung der Temperatur

Die Temperaturmessung der Strangoberfläche wurde mittels dem Pyrometer Metis MS09 von Sensortherm durchgeführt. Das verwendete Pyrometer ist für Messung im Bereich von 650 - 1400 °C ausgelegt. Die Auswahl des richtigen Emissionsgrades ist wichtig, aber auch schwierig, da sich dieser unter anderem mit der Temperatur oder Oberflächenrauheit ändert. In Kapitel 3.1.2 wurde der Einfluss eines geringfügig falsch eingestellten Emissionsgrades auf die gemessene Temperatur beschrieben. Bei gleichen Emissionsgradfehler wird der Temperaturunterschied mit kleiner werdenden Wellenlänge geringer. Deshalb wird in diesem Fall eine Wellenlänge von 0,9  $\mu\text{m}$  für die Temperaturmessung verwendet. Aufgrund von praktischen Erfahrungen wurde ein Emissionsgrad von 0,84 gewählt. Weitere Einstellung zum Pyrometer sind unter Tabelle 6-I ersichtlich.

**Tabelle 6-I.:** Verwendete Pyrometer-Einstellungen bei der Temperaturmessung

Einstellzeit T90	Minimum
Maximalwertspeicher	0,25 s
Analogausgangssignal	4 - 20 mA
Emissionsgrad $\epsilon$	0,84
Messwertfilter	-

Die Temperatur wurde an unterschiedliche Positionen für mehrere Minuten gemessen. Aus dem gemessenen Temperaturverlauf (Abbildung 6-1) wurde die maximale Temperatur bestimmt. Diese wurde für die Beschreibung des Oberflächentemperaturverlaufs entlang der Stranglänge herangezogen. Bei der Bestimmung der Temperatur der Strangoberfläche mittels Pyrometer kommt es, aufgrund von äußerer Einflüsse wie z.B. Bildung einer Zunder- sowie Schlackenschicht auf der Oberfläche, zu einer Verfälschung der Oberflächentemperatur. Die tatsächliche Oberflächentemperatur ist deshalb höher als der gemessene Wert. Daher wird die maximal gemessene Temperatur für jede Strangposition verwendet. In Abbildung 6-1 liegt die maximale Temperatur bei 985,8 °C.



**Abbildung 6-1.:** Zeitlicher Verlauf einer Temperaturmessung mit dem Pyrometer.

Die durchgeführten Messungen und deren Messwerte wurden zu insgesamt 10 Messreihen zusammengefasst. Die einzelnen Messreihen unterscheiden sich hinsichtlich der Stahlsorte, dem Strangdurchmesser, der Gießgeschwindigkeit sowie der Messrichtung. Der Strang konnte, aufgrund von örtlichen Gegebenheiten, von 2 Richtung gemessenen werden. Die erste Messrichtung war parallel zu den Stützrollen und ist in der Tabelle 6-II unter der Spalte Messrichtung als "Von Seite" gekennzeichnet. Die Temperatur wurde weiters noch senkrecht zu den Stützrollen gemessen. Dies ist in der Spalte Messrichtung als "Von Oben" deklariert. Tabelle 6-II listet die unterschiedlichen Parameter für die einzelnen Messreihen auf.

Tabelle 6-II.: Parameter für die unterschiedlichen Messreihen

Messreihe	Stahlsorte	$v_c$ [m/min]	Strang $\varnothing$ [mm]	Messrichtung	Anz. an Messungen
1	C45	0,56	400	Von Seite	5
2	C45	0,56	400	Von Oben	4
3	C45	0,52 - 0,60	400	Von Seite	9
4	C45	0,60	400	Von Seite	7
5	C55	0,60	400	Von Seite	7
6	P335NH	0,50	400	Von Seite	7
7	18CrNiMo7-6	0,25	600	Von Seite	8
8	42CrMo4	0,60	400	Von Seite	9
9	42CrMo4	0,25	600	Von Seite	8
10	42CrMo4	0,25	600	Von Oben	9

Die gemessenen Temperaturverläufe, entlang der Stranglänge, werden in Abbildung 6-2 für die verschiedenen Messreihen dargestellt. Die Verläufe für einen Strangdurchmesser von 600 mm liegen hierbei um ca. 200 °C niedriger als jene Rundstränge mit 400 mm Durchmesser. Dies ist auf die geringe Gießgeschwindigkeit, und somit längeren Abkühlungszeit, zurückzuführen.

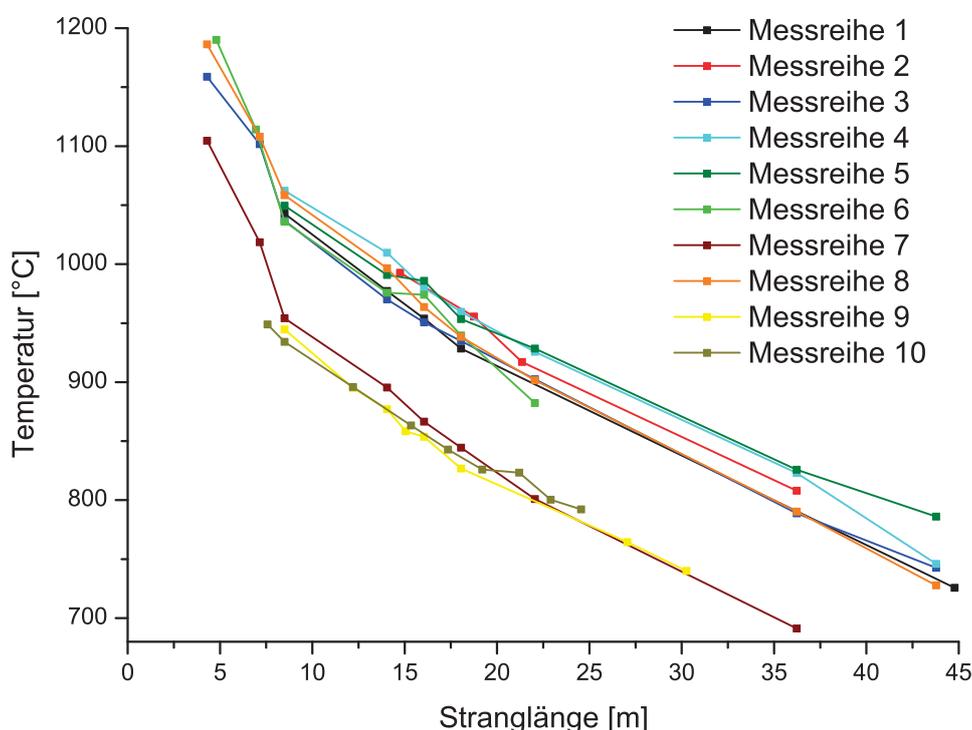


Abbildung 6-2.: Gemessener Temperaturverlauf der Strangoberfläche für verschiedene Messreihen.

## 6.2. Bestimmung der Schalendicke

Die Bestimmung der Schalendicke erfolgte mittels Einwalzversuche. Dabei wurde ein auf einem gebogenen Blech aufgeschweißter Keil (Abbildung 6-3) auf die Strangoberfläche gelegt und beim Passieren einer Rolle in die Oberfläche gedrückt. An der Oberseite des Bleches wurde eine Drahtschleife mittels 2 Punktschweißungen fixiert. Dadurch könnte die Konstruktion, unter Zuhilfenahme einer Stange, auf die Strangoberfläche gelegt werden. Es wurden insgesamt acht Keile an drei unterschiedlichen Einwalzpositionen (Rolle 14, 19 und 21) eingewalzt. Tabelle 6-III zeigt die verschiedenen Parameter für die einzelnen Einwalzversuche.

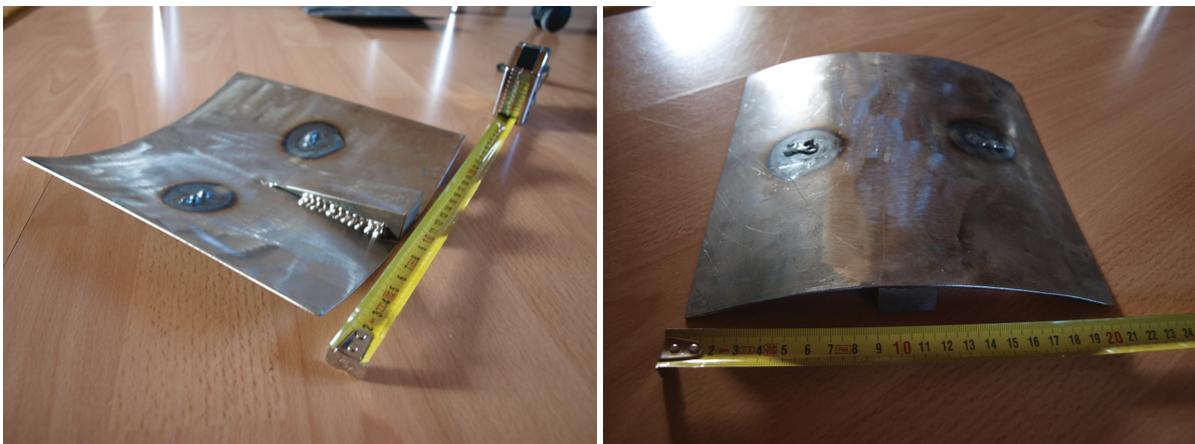


Abbildung 6-3.: Einwalzblech mit aufgeschweißtem Keil.

Tabelle 6-III.: Parameter der Einwalzversuche

Nummer	Strang Ø [mm]	Rollennummer	Einwalzposition [m]	Stahlsorte
1	400	Rolle 21	18,85	C55
2		Rolle 14	10,15	
3	400	Rolle 21	18,85	42CrMo4
4		Rolle 19	14,85	
5		Rolle 14	10,15	
6	600	Rolle 21	18,85	42CrMo4
7		Rolle 19	14,85	
8		Rolle 14	10,15	

Für die metallographische Auswertung mussten die Strangscheiben zuerst in handliche Proben zerschnitten werden. Dabei muss darauf geachtet werden, dass der Schnitt durch den Heißriss geht, um den Heißriss bei der metallographischen Auswertung mittels Baumann-Abdruck oder Makroätzung sichtbar zu machen. Um eine möglichst große Trefferquote zu erzielen, wurden 2 Proben aus jeder Strangscheiben entnommen. Abbildung 6-4 zeigt die Lage

der zwei Proben in der Strangscheibe. Eine Probe befindet sich hierbei quer zur Gießrichtung, die zweite Probe liegt entlang der Gießrichtung. Je nachdem wie sich der Heißriss ausbreitet, sollte dieser auf einen der zwei Proben wiedergefunden werden.

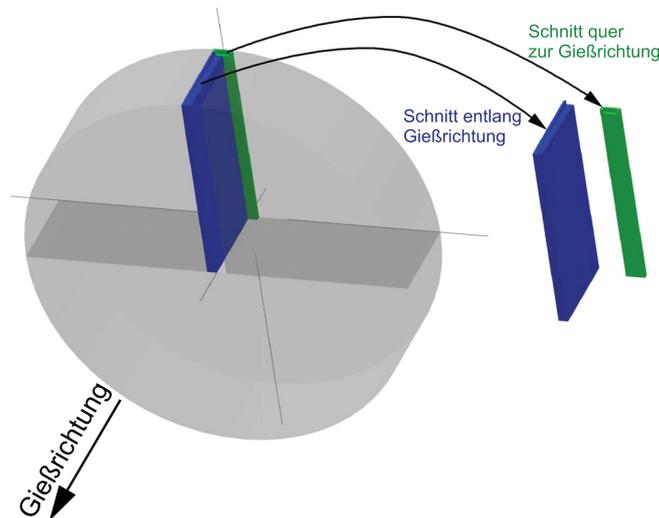


Abbildung 6-4.: Lage der Proben in der Strangscheibe.

Bei der metallographischen Auswertung wurde zuerst ein Baumann-Abdruck durchgeführt. Es wurde dabei von allen Proben ein Schwefel-Abdruck genommen. Dabei muss die Kontaktzeit zwischen getränktem Fotopapier und geschliffener Probenfläche aufgrund des Schwefelgehalts variiert werden. Für die Stahlsorte C55 reichten 5 Minuten aus, damit sich das schwarzbraune Silbersulfid auf dem Fotopapier bildet. Bei 42CrMo4 muss die Kontaktzeit auf über 10 Minuten angehoben werden.

Neben dem Baumann-Abdruck wurde auch noch eine Makroätzung nach Bechet-Beaujard durchgeführt. Aufgrund des hohen metallografischen Aufwandes wurden nicht alle Proben geätzt, sondern nur die Proben 3, 5 und 8. Die Probe muss hierbei, aufgrund einer Begrenzung der einspannbaren Probengröße bezüglich der Schleif- und Poliermaschinen, nochmals in 2 bzw. 3 Stücke zerteilt werden. Die Ätzung nach Bechet-Beaujard wird normalerweise bei erhöhter Temperatur (ca. 60 °C) durchgeführt, um die Ätzzeit zu verkürzen. Aufgrund der Probenmasse hätte sich aber, bei erhöhter Temperatur, ein Temperaturgradient entlang der zu ätzenden Fläche eingestellt. Eine gleichmäßige Ätzung über den gesamten Querschnitt wäre somit nicht gegeben. Durch die Ätzung bei Raumtemperatur ist dieses Problem nicht gegeben. Die Ätzzeit musste aber erhöht werden. Für die Probe 3, 5 und 8 wurde eine Ätzzeit von 4 Minuten, bei Raumtemperatur, verwendet.

## 7. Ergebnisse

Im diesem Kapitel werden die Ergebnisse aus der Erstarrungsberechnung sowie der metallografischen Auswertung zusammengefasst. Zuerst werden die Temperaturverläufe aus der Erstarrungsrechnung mit den gemessenen Werte verglichen. Um die Einflüsse der Randbedingungen und deren Auswirkung auf die Erstarrungsberechnung besser zu verstehen, werden diese variiert. Danach werden die Ergebnisse der metallographischen Auswertung, vor allem der Nachweis von Heißrissen mittels Baumann-Abdruck und Makroätzung, besprochen.

### 7.1. Vergleich der numerisch berechneten und gemessenen Temperatur

Bei der Berechnung des Temperaturverlaufes gibt es einige Parameter die für alle Messreihen gleich sind. Diese Parameter sind in Tabelle 7-I zusammengefasst.

**Tabelle 7-I.:** Gemeinsame Parameter für die Erstarrungsberechnung

WÜK im Gießbogen	13 W/m <sup>2</sup> K
Emissionsgrad	0,84
Länge der SKZ 1	0,25 m
Länge der SKZ 2	1,25 m
Länge des Gießbogens	40 m
Umgebungstemperatur in der Kühlkammer (Bereich 1)	200 °C
Umgebungstemperatur im Isoliertunnel (Bereich 3)	150 °C
Weitere Umgebungstemperatur (Bereich 2 und 4)	50 °C

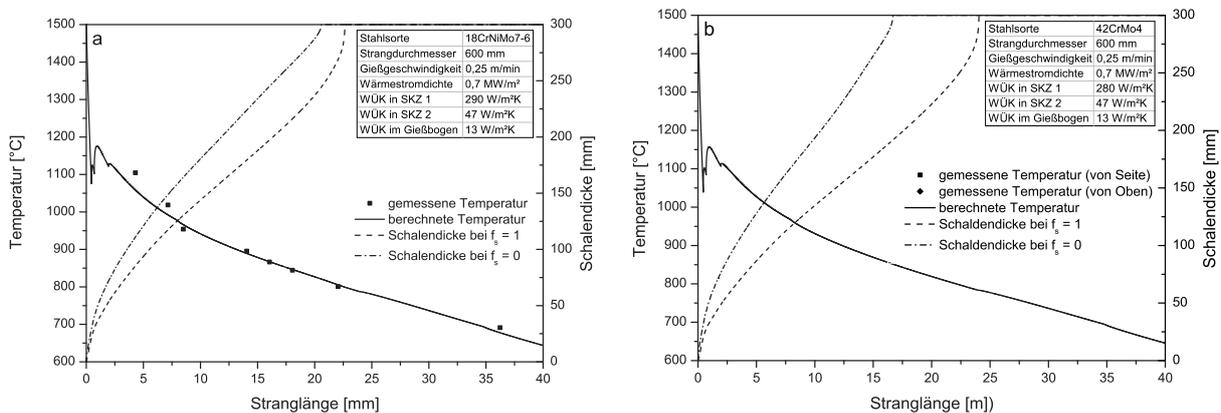
Jene Parameter die sich bei der Berechnung des Temperaturverlaufs und Schalenwachstums von Messreihe zu Messreihe ändern sind in Tabelle 7-II aufgelistet. Für die Messreihen 1 und

2 sowie 9 und 10 wurden die gleichen Werte verwendet, da sich diese bei der Temperaturmessung nur bezüglich der Messrichtung unterscheiden.

**Tabelle 7-II.:** Verwendete Parameter der einzelnen Messreihen für die Erstarrungsberechnung

Messreihe	Stahlsorte	Strang Ø [mm]	WSD [W/m <sup>2</sup> ]	WÜK in SKZ 1 [W/m <sup>2</sup> K]	WÜK in SKZ 2 [W/m <sup>2</sup> K]
1	C45	400	1,0	338	50
2	C45	400			
3	C45	400	1,0	337	50
4	C45	400	1,0	361	50
5	C55	400	1,0	342	50
6	P335NH	400	1,0	341	50
7	18CrNiMo7-6	600	0,7	290	47
8	42CrMo4	400	1,0	308	50
9	42CrMo4	600	0,7	280	47
10	42CrMo4	600			

Die Ergebnisse der Erstarrungsberechnung sind in Abbildung 7-2 für die Messreihen mit einem Strangdurchmesser von 400 mm und in Abbildung 7-1 für einen Durchmesser von 600 mm dargestellt. Neben dem Temperaturverlauf wurde auch das Schalenwachstum für einen Festkörperanteil von 0 und 1 entlang der Stranglänge dargestellt. Bei Abbildung 7-1 b und 7-2 a sind die Messwerte für beide Messrichtungen, von Oben und von der Seite, eingetragen.



**Abbildung 7-1.:** Temperaturverlauf und Schalenwachstum für jene Messreihen mit einem Strangdurchmesser von 600 mm.

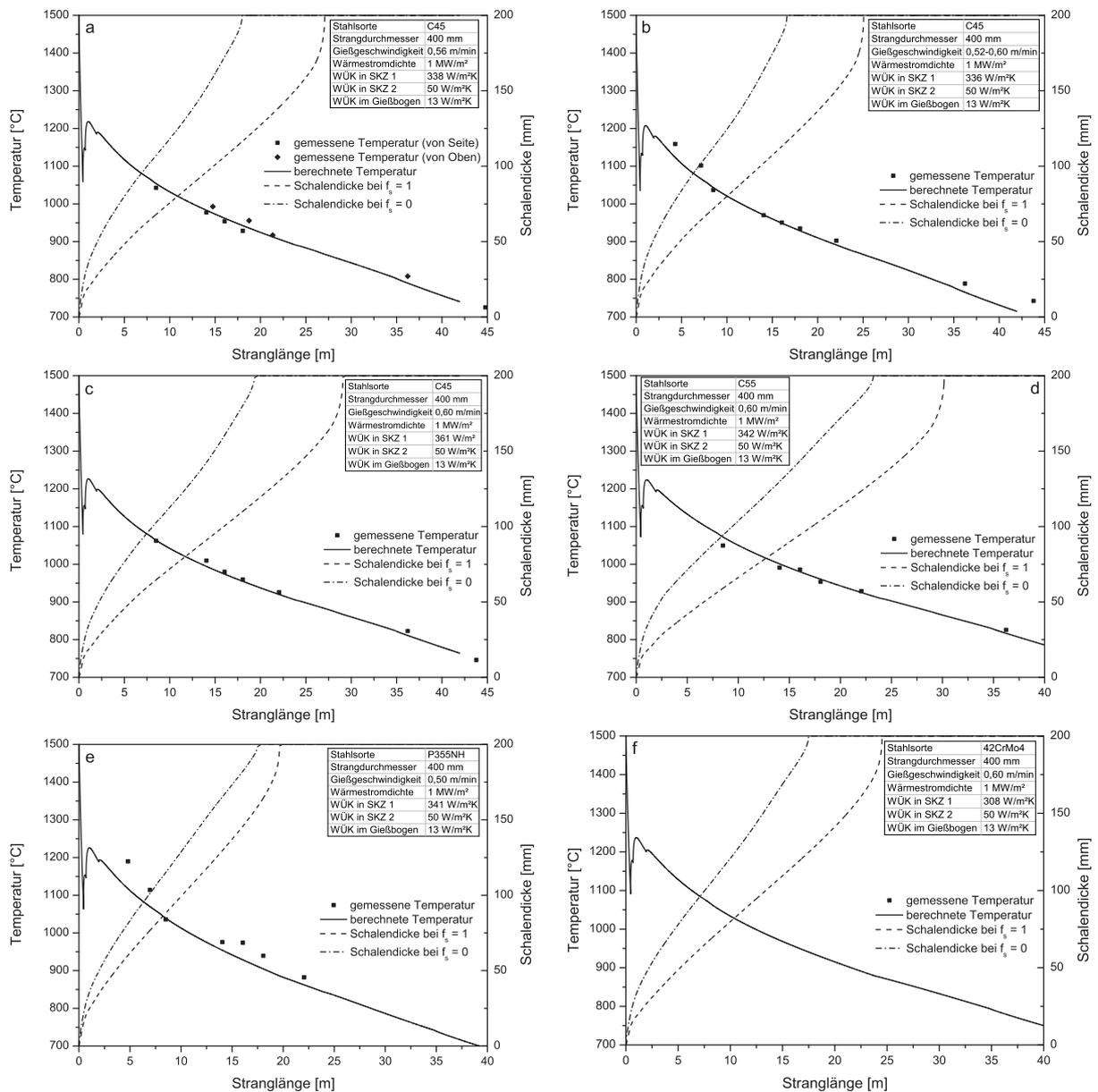


Abbildung 7-2.: Temperaturverlauf und Schalenwachstum für jene Messreihen mit einem Strangdurchmesser von 400 mm.

Die numerisch berechneten Temperaturverläufe für beide Strangdurchmesser, 400 und 600 mm, widerspiegeln die gemessenen Temperaturwert sehr gut. Generell zeigen die Messpunkte eine kontinuierlich fallende Tendenz, welcher von der Erstarrungsrechnung gut wiedergegeben wird. Eine Ausnahme bilden hierbei jene Messpunkte, die unterhalb einer Stranglänge von 7 m liegen. Diese Messpunkte weisen einen zu hohen Wert auf. Es kann generell ein kleiner Knick, nach einer Stranglänge von 7 m, bei diesen Messreihen (Abbildung 7-2 b, d und e sowie Abbildung 7-1 a) festgestellt werden. Diese Messpunkte wurden in der Kühlkammer

der Stranggießanlage gemessen. Dabei könnte es zu einer Verfälschung der gemessenen Temperatur zu höheren Werten gekommen sein. Ein Grund hierfür ist die Wärmeabstrahlung der heißen Kühlkammerwände auf den Temperaturmesspunkt an der Strangoberfläche.

Die gemessenen Temperaturverläufe für Rundstränge mit einem Durchmesser von 400 mm liegen generell um ca. 200 °C höher als jene Stränge mit 600 mm Durchmesser. Der Grund hierfür ist die geringe Gießgeschwindigkeit bei größeren Formaten. Der Einfluss der Geschwindigkeit auf den Temperaturverlauf wurde diesbezüglich gut vom Erstarrungsmodell wiedergegeben. Die Messpunkte wurden auch bei geringer Geschwindigkeit gute getroffen.

Aus Abbildung 7-1 b und 7-2 a kann ein Vergleich bezüglich der Messrichtung gemacht werden. In Abbildung 7-2 a sind jene Messpunkte, die von oben gemessen wurden, um ca. 20 °C höher, als jene von der Seite. Eine mögliche Erklärung ist die Bildung einer Zunderschicht, welche die Temperaturmessung an der Seite zu niedrigeren Werten verfälscht. Die Oberseite des Stranges wird, aufgrund des Rollenkontaktes, von der Zunderschicht befreit. In Abbildung 7-1 b ist dieser Temperaturunterschied, aufgrund geringerer Verzunderung, kleiner.

In Abbildung 7-2 b liegt der numerisch berechnete Temperaturverlauf, ab einer Stranglänge von 20 Meter, etwas zu niedrig. Der Grund hierfür liegt in einer Erhöhung der Gießgeschwindigkeit von 0,52 auf 0,6 m/min während der Durchführung der Temperaturmessung. Somit ist keine stationäre Wärmeabfuhr gegeben. Leider kann eine Erhöhung der Gießgeschwindigkeit mit dem verwendeten Erstarrungsmodell nicht berücksichtigt werden.

Bei genauerer Betrachtung des berechneten Temperaturverlaufes der Stahlsorte P355NH (Abbildung 7-2 e) erscheint dieser, verglichen mit den Messwerten, zu niedrig. Ein möglicher Fehler liegt in der Verwendung einer einheitlichen Wärmestromdichte für Rundstränge mit einem Durchmesser von 400 mm. Der Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Wärmestromdichte wird hierbei nicht berücksichtigt. Es sollte auch beachtet werden, dass die Gießgeschwindigkeit und die Wasserdurchflussmenge aus Gießberichten herausgelesen wurde, welche per Hand niedergeschrieben wurden. Dies könnte ebenfalls zu möglichen Fehlern führen.

## 7.2. Einflüsse auf die Temperaturmessung

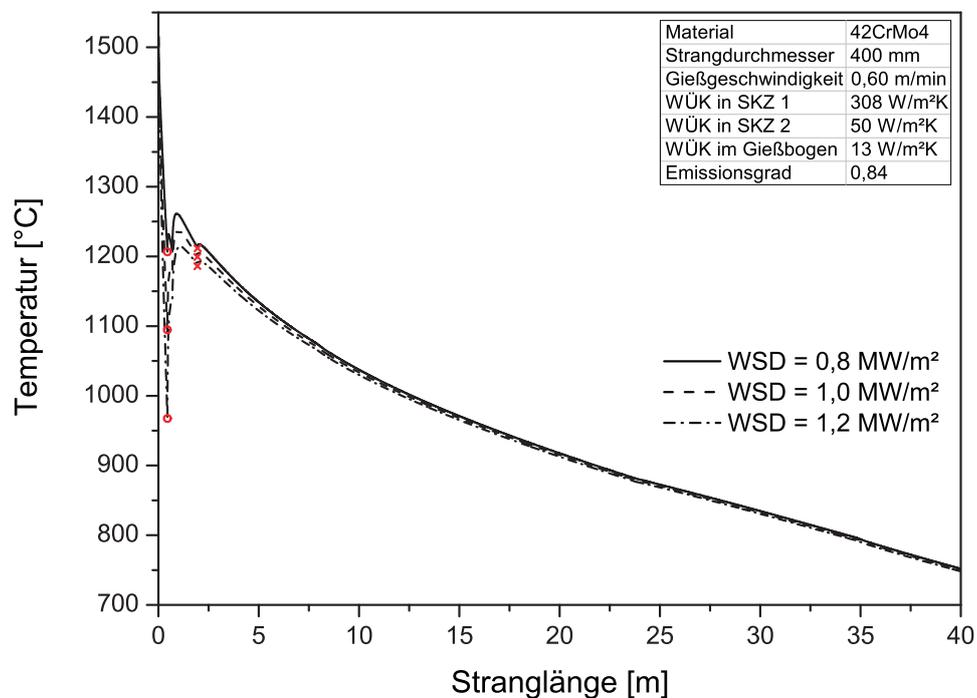
Im Folgenden sollen die Einflüsse der unterschiedlichen Parameter auf die Erstarrungsberechnung anhand der Messreihe 8 detailliert betrachtet werden. Die verwendeten Werte der Mess-

reihe 8 sind in Tabelle 7-III aufgelistet. Um den Einfluss der einzelnen Parameter nachzuvollziehen, wird immer nur ein Parameter (Wärmestromdichte, Wärmeübergangskoeffizient, Emissionsgrad oder Umgebungstemperatur) verändert. An der Länge der Kokille sowie Sekundärkühlzone wird keine Variation durchgeführt, da diese von der Stranggießanlage vorgegeben sind.

**Tabelle 7-III:** Parameter der Messreihe 8

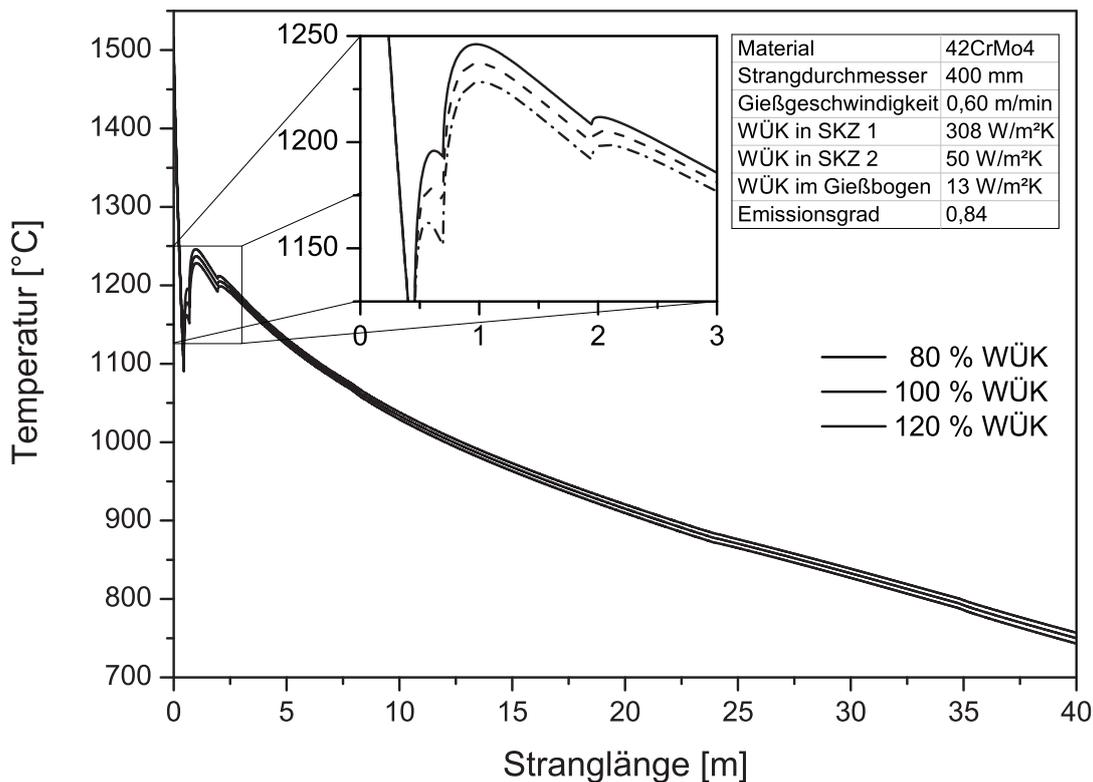
Stahlsorte	42CrMo4
Strangdurchmesser	400 mm
Gießgeschwindigkeit	0,6 m/min
Wärmestromdichte	1MW/m <sup>2</sup>
WÜK in SKZ 1	308 W/m <sup>2</sup> K
WÜK in SKZ 2	50 W/m <sup>2</sup> K
WÜK im Gießbogen	13 W/m <sup>2</sup> K
Emissionsgrad	0,84
Umgebungstemperatur	200-50-150-50 °C

Zu Beginn soll der Einfluss der Wärmestromdichte auf den Temperaturverlauf untersucht werden. In Abbildung 7-3 wird eine Veränderung der Wärmestromdichte von 1,0, auf 0,8 und 1,2 MW/m<sup>2</sup> dargestellt.



**Abbildung 7-3.:** Einfluss der Wärmestromdichte auf den Verlauf der Oberflächentemperatur.

Eine Variation der Wärmestromdichte um  $0,2 \text{ MW/m}^2$  führt zu einem Temperaturunterschied von mehr als  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  nach der Kokille (rote Kreise). Kurze Zeit später relativiert sich der massive Temperaturunterschied wieder. Nach der Sekundärkühlzone (rote Kreuze) liegt ein maximaler Temperaturunterschied von ca.  $25 \text{ }^\circ\text{C}$  vor. Die Variation des Wärmeübergangskoeffizienten um  $20 \%$  für alle 3 Bereiche wird in Abbildung 7-4 dargestellt.



**Abbildung 7-4.:** Einfluss des Wärmeübergangskoeffizienten auf den Verlauf der Oberflächentemperatur.

Im ersten Bereich der Sekundärkühlzone sind die Temperaturunterschiede der einzelnen Variationen am höchsten, da der Wärmeübergangskoeffizient in diesem Bereich am meisten verändert wurde. Der Temperaturunterschied ist in der zweiten Sekundärkühlzone kleiner und beträgt am Ende der Sekundärkühlung insgesamt  $18 \text{ }^\circ\text{C}$ . Im Gießbogen der Stranggießanlage erreicht die Temperaturdifferenz ein Minimum, welche zum Ende der Anlage wieder leicht ansteigt. Bei einer Stranglänge von  $40 \text{ m}$  sinkt die Temperatur, bei Erhöhung des Wärmeübergangskoeffizienten um  $20 \%$ , um ca.  $7 \text{ }^\circ\text{C}$ . Der Variation des Emissionsgrades wird in Abbildung 7-5 gezeigt.

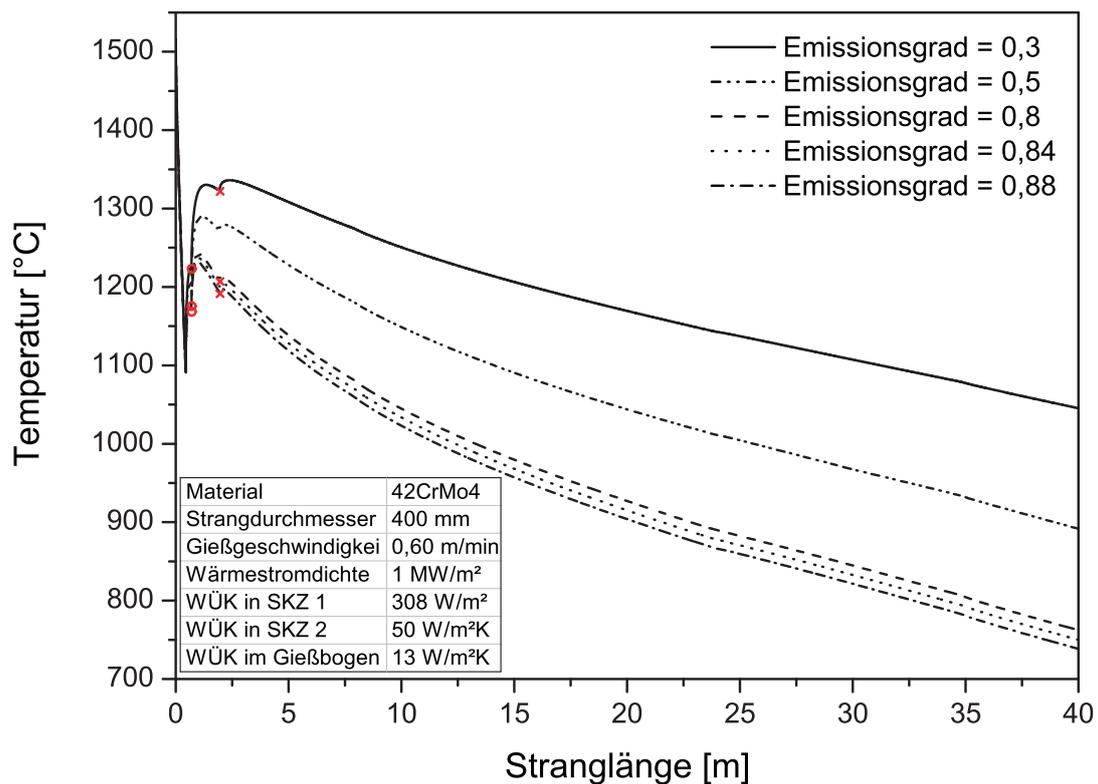


Abbildung 7-5.: Einfluss des Emissionsgrades auf den Verlauf der Oberflächentemperatur.

Es ist ein starker Einfluss des Emissionsgrades auf den Temperaturverlauf im Bereich der Sekundärkühlzone sowie des Gießbogens erkennbar. Hierbei muss aber beachtet werden, dass beim Vergießen von Stahl der Emissionsgrad sich in einen Bereich von 0,7 - 0,9 befindet. Eine Emissionsgrad von 0,3 kann bei einer blanke glänzende Aluminiumoberfläche beobachtet werden. Aus Abbildung 7-5 ist zu erkennen, dass die Temperaturdifferenz zwischen einem Emissionsgrad von 0,8 - 0,88 mit zurückgelegtem Weg steigt. Während der Temperaturunterschied nach 0,7 m Stranglänge bei 8 °C liegt, erhöht sich dieser auf 15 °C bei einer Stranglänge von 2 m. Nach 40 m beträgt die Temperaturdifferenz 23 °C.

Die Umgebungstemperatur beeinflusst über die Wärmestrahlung die Oberflächentemperatur des Rundstranges. Abbildung 7-6 vergleicht hierfür unterschiedliche Variationen der Umgebungstemperatur. Bei Betrachtung der konstanten Umgebungstemperatur (27 und 50 °C) ist nur ein geringer Unterschied ersichtlich. Bei Berücksichtigung der erhöhten Umgebungstemperaturen (350 °C) in Bereich 1, kommt es zu einer Temperaturdifferenz von bis zu 30 °C (in der Sekundärkühlzone 1). Im Bereich 2 wird der Temperaturunterschied wieder kleiner, da die Umgebungstemperatur auf 50 °C fällt. Der neuerliche Anstieg der Umgebungstemperatur, aufgrund des Isoliertunnels, führt zu einer Erhöhung der Oberflächentemperatur auf ca. 10 °C.

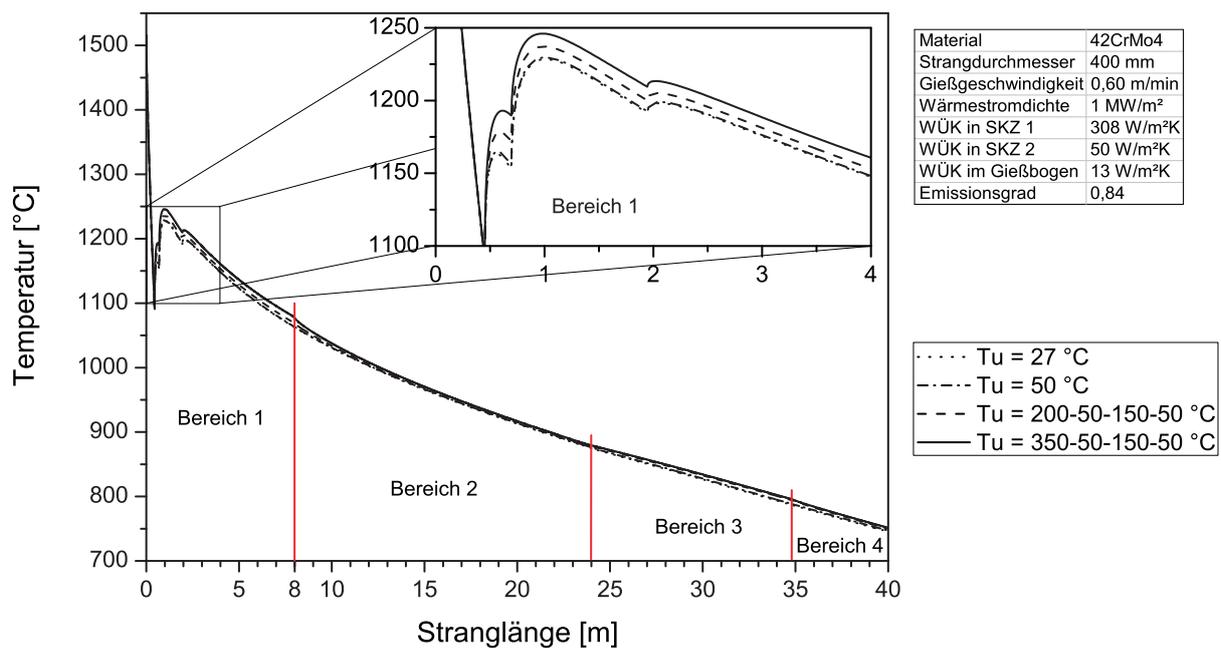


Abbildung 7-6.: Einfluss der Umgebungstemperatur auf den Verlauf der Oberflächentemperatur.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass für den betrachteten Bereich, also ab ca. 5 Meter Stranglänge, der Emissionsgrad den größten Einfluss auf das berechnete Ergebnis. Der Einflussbereich erstreckt sich hierbei über die Sekundärkühlzone und dem Gießbogen. Beim Vergleich des Schalenwachstums bei einem Emissionsgrad von 0,8 und 0,88 wird die metallurgische Länge um ca. 0,7 Meter verändert. Nach dem Emissionsgrad beeinflusst der Wärmeübergangskoeffizient den Temperaturverlauf sowie das Schalenwachstum am meisten. Wie der Emissionsgrad erstreckt sich hier der Einflussbereich ebenfalls über die Sekundärkühlzone und dem Gießbogen. Im Bereich 1 der Sekundärkühlzone ist der Einfluss am größten. Im Gießbogen kommt es zu einem Minimum der Temperaturdifferenz, welches bis zum Ende der Anlage wieder ansteigt. Der Einfluss der Wärmestromdichte ist direkt nach der Kokille am größten. Im betrachteten Bereich relativiert sich die große Temperaturdifferenz aber wieder. Diese nimmt mit steigender Stranglänge immer mehr ab. Die Umgebungstemperatur hat in der Kühlkammer einen gewissen Einfluss, der mit steigender Umgebungstemperatur ansteigt. Eine Umgebungstemperatur von über 200 °C ist in der Kühlkammer aber unwahrscheinlich. Im Isoliertunnel ist ebenfalls ein geringer Unterschied der Oberflächentemperatur bei unterschiedlichen Umgebungstemperatur erkennbar.

### 7.3. Abschätzen des Temperaturverlaufes und Schalenwachstums für größere Strangformate

Durch den Vergleich der Messwerte mit dem berechneten Temperaturverlauf konnte das Erstarrungsmodell sowie die verwendeten Werte verifiziert werden. Für größerer Strangformate kann mittels des Erstarrungsmodells eine Abschätzung des Temperaturverlaufs sowie des Schalenwachstums erfolgen. Abbildung 7-7 zeigt den Temperaturverlauf der Strangoberfläche und die Schalendicke für einen Rundstrang mit 750 mm Durchmesser. Als Stahlsorte wurde ein 42CrMo4 verwendet, welcher die gleichen Werte für die Randbedingungen verwendet wie die Messreihe 10. Einzige Ausnahme ist die Wärmestromdichte in der Kokille. Bei einer Verweilzeit von 169 Sekunden, konnte aus Abbildung 2-11 eine Wärmestromdichte von ca. 0,55 MW/m<sup>2</sup> bestimmt werden. Die metallurgische Länge liegt hierbei bei 23,7 Meter. Verglichen mit einem 600 mm Rundstrange ist dies um 0,3 Meter kürzer. Ein Grund hierfür ist die größere Oberfläche des Stranges und somit die vermehrte Wärmeabfuhr.

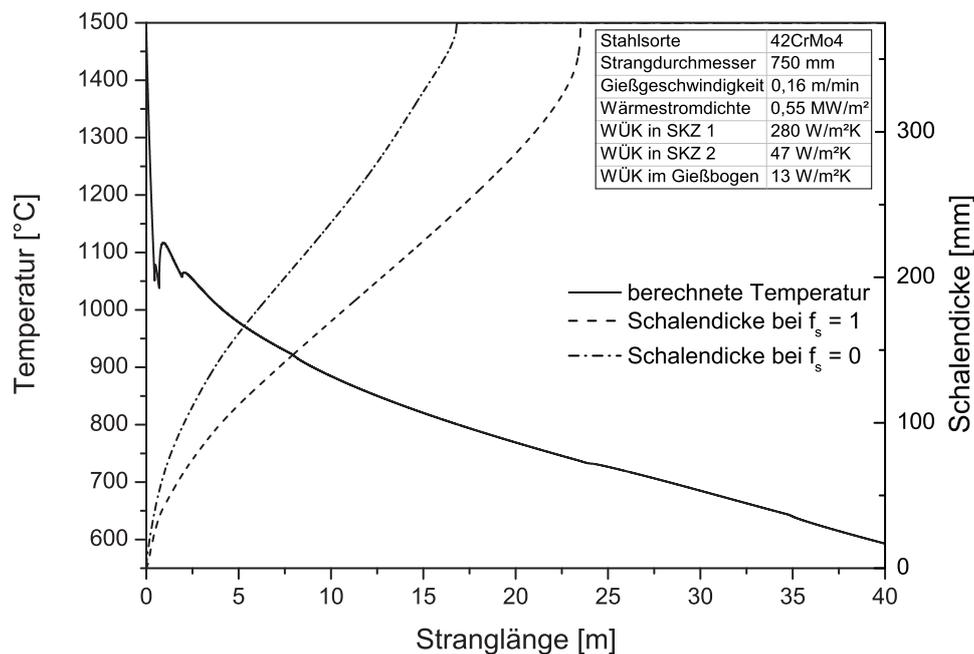


Abbildung 7-7.: Temperaturverlauf und Schalenwachstum eines Stranges mit 750 mm Durchmesser.

## 7.4. Bestimmung der Schalendicke

Im folgenden Kapitel wird die Auswertung der Schalendickenmessung beschrieben. Um die Suche nach Heißrissen zu erleichtern, wurde die Schalendicke für einen Festkörperanteil von 0 und 1 für die jeweilige Walzposition berechnet und im Baumann-Abdruck und der Makroätzung eingezeichnet. In Tabelle 7-IV werden die Rahmenbedingungen für die durchgeführten Einwalzversuche sowie die dazugehörige Schalendicke gezeigt.

**Tabelle 7-IV.:** Rahmenbedingungen bei den Einwalzversuchen

Nummer	Strang Ø [mm]	Rollennummer	Einwalzposition [m]	Schalendicke bei $f_s=1$ [mm]	Schalendicke bei $f_s=0$ [mm]	Stahlsorte
1	400	Rolle 21	18,85	108	164	C55
2		Rolle 14	10,15	67	104	
3	400	Rolle 21	18,85	133	200	42CrMo4
4		Rolle 19	14,85	108	167	
5		Rolle 14	10,15	81	122	
6	600	Rolle 21	18,85	224	274	42CrMo4
7		Rolle 19	14,85	186	232	
8		Rolle 14	10,15	145	182	

### 7.4.1. Nachweis von Heißriss mittels Baumann-Abdruck

In Abbildung 7-8 und 7-9 ist der Baumann-Abdruck für Probe 1 und 2 ersichtlich. Der Keil wurde für Probe 1 bzw. 2 bei Rolle 21 bzw. 14 eingewalzt. Der Rundstrang hatte einen Durchmesser von 400 mm. Die vergossene Stahlsorte war ein C55. In Abbildung 7-8 ist ein Heißriss im oberen Bild (Schnitt quer zur Gießrichtung) zu erkennen. Dieser Heißriss liegt 13,5 cm von der Oberfläche entfernt. Bei Betrachtung des Probenschnitt entlang der Gießrichtung (Abbildung 7-8 unten) ist kein Heißriss ersichtlich.

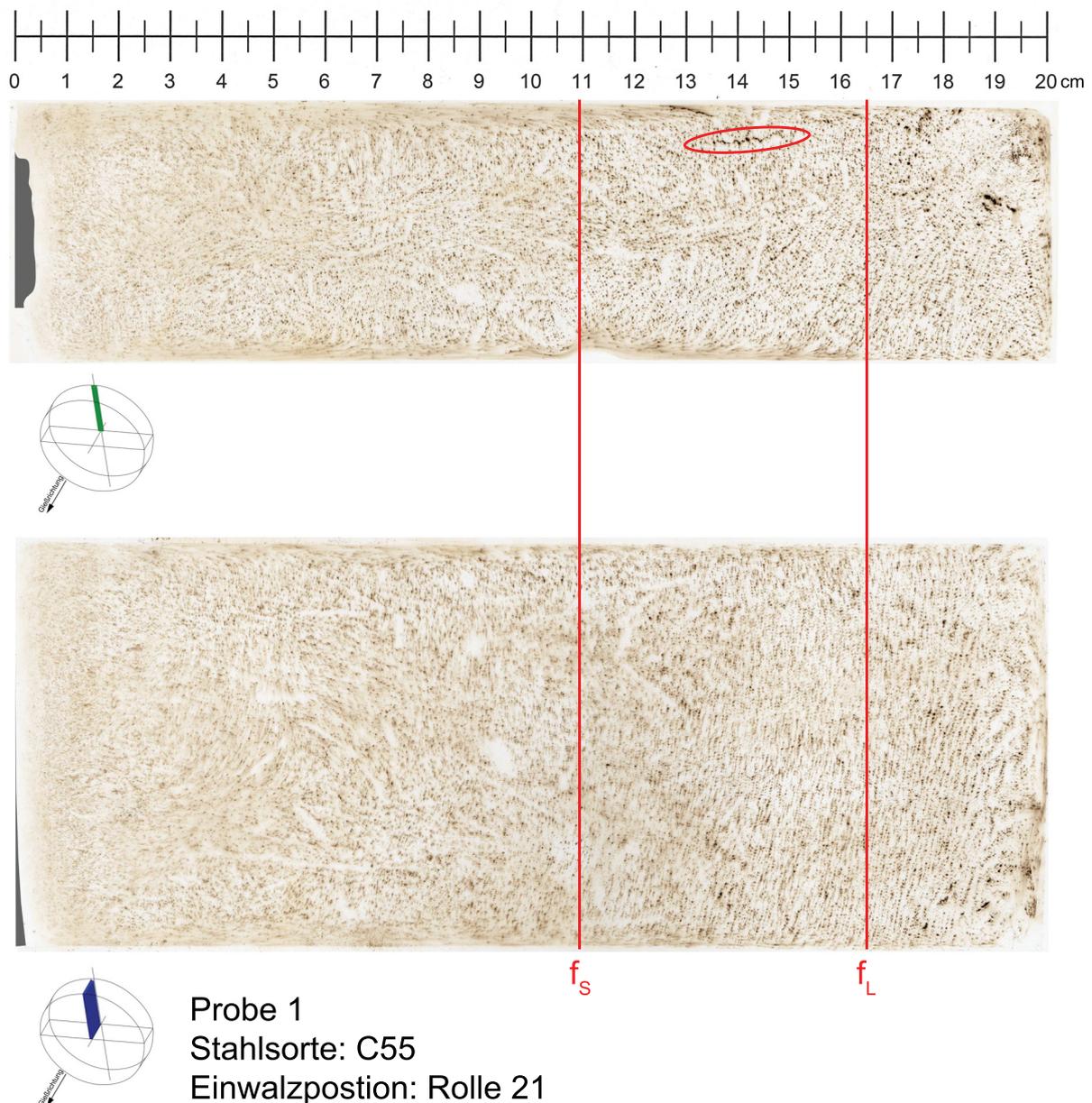


Abbildung 7-8.: Baumann-Abdruck der Probe 1.

Abbildung 7-9 zeigt im Längsschnitt einen Heißriss. Dieser Heißriss liegt ca. 7 cm unterhalb der Oberfläche und wurde durch Rolle 14 initiiert. Ein weiterer Heißriss ist im Querschnitt von Abbildung 7-9 erkennbar, welcher ca. 13 cm von der Oberfläche entfernt ist. Die Position dieses Heißrisses ist sehr ähnlich dem in Abbildung 7-8. Dabei sollte beachtet werden, dass der zweite Heißriss vom gleichen Einwalzkeil erzeugt wurde, wie der erste Heißriss. Da der Keil nach dem Passieren der Rolle 14 nicht von der Strangoberfläche entfernt wurde, kam es zur Bildung des zweiten Heißrisses bei Rolle 21.

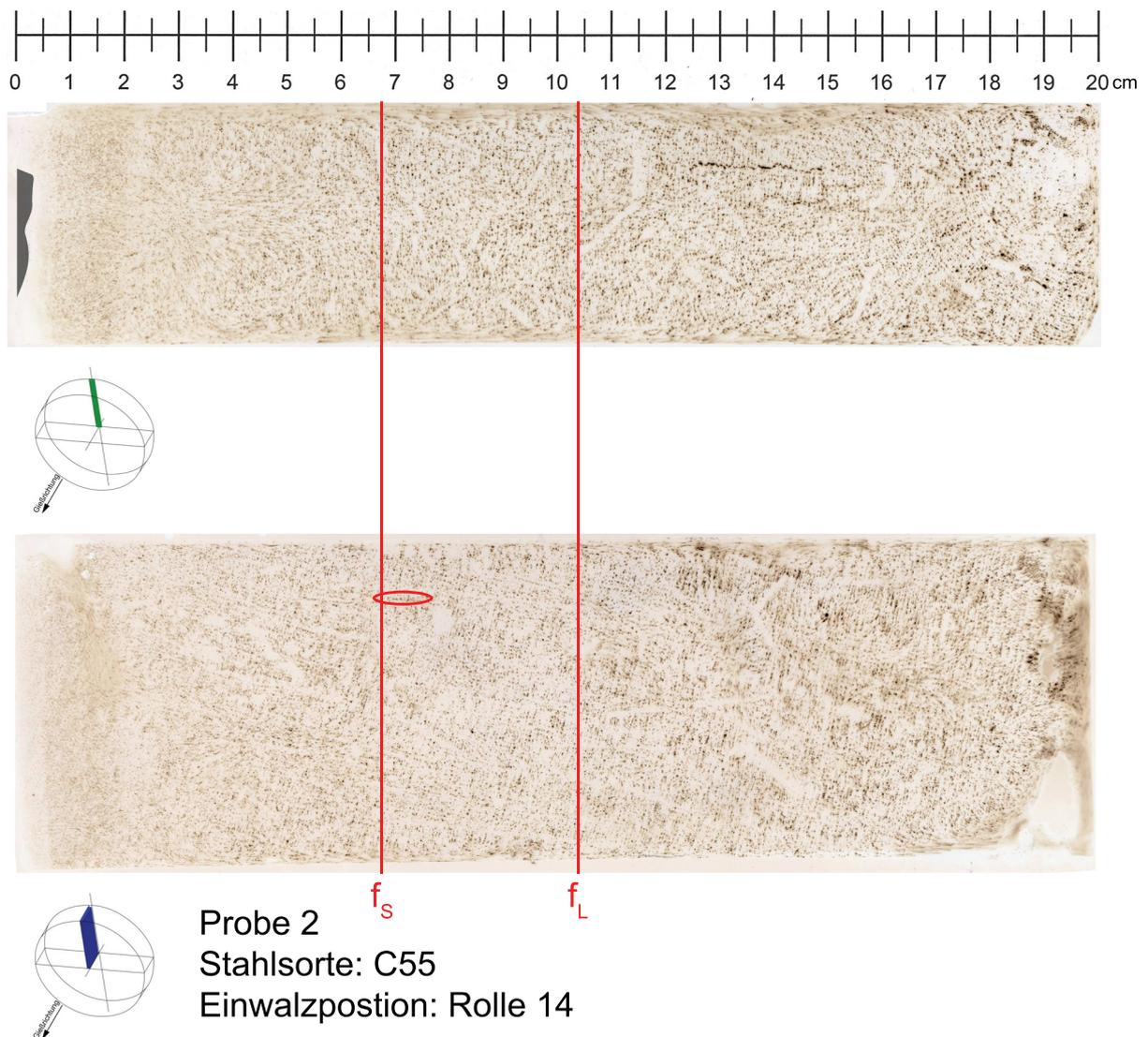


Abbildung 7-9.: Baumann-Abdruck der Probe 2.

Abbildung 7-10 zeigen den Baumann-Abdruck für die Einwalzversuch 5 der Stahlsorte 42CrMo4. Der Keil wurden bei einer Stranglänge von 10,15 m eingewalzt. Der Durchmesser des Rundstranges beträgt 400 mm. Es konnten, in diesen Abbildungen, keine Heißrisse nachgewiesen werden. Die Baumann-Abdrücke für die anderen zwei Einwalzpositionen sind im Anhang A zu finden.

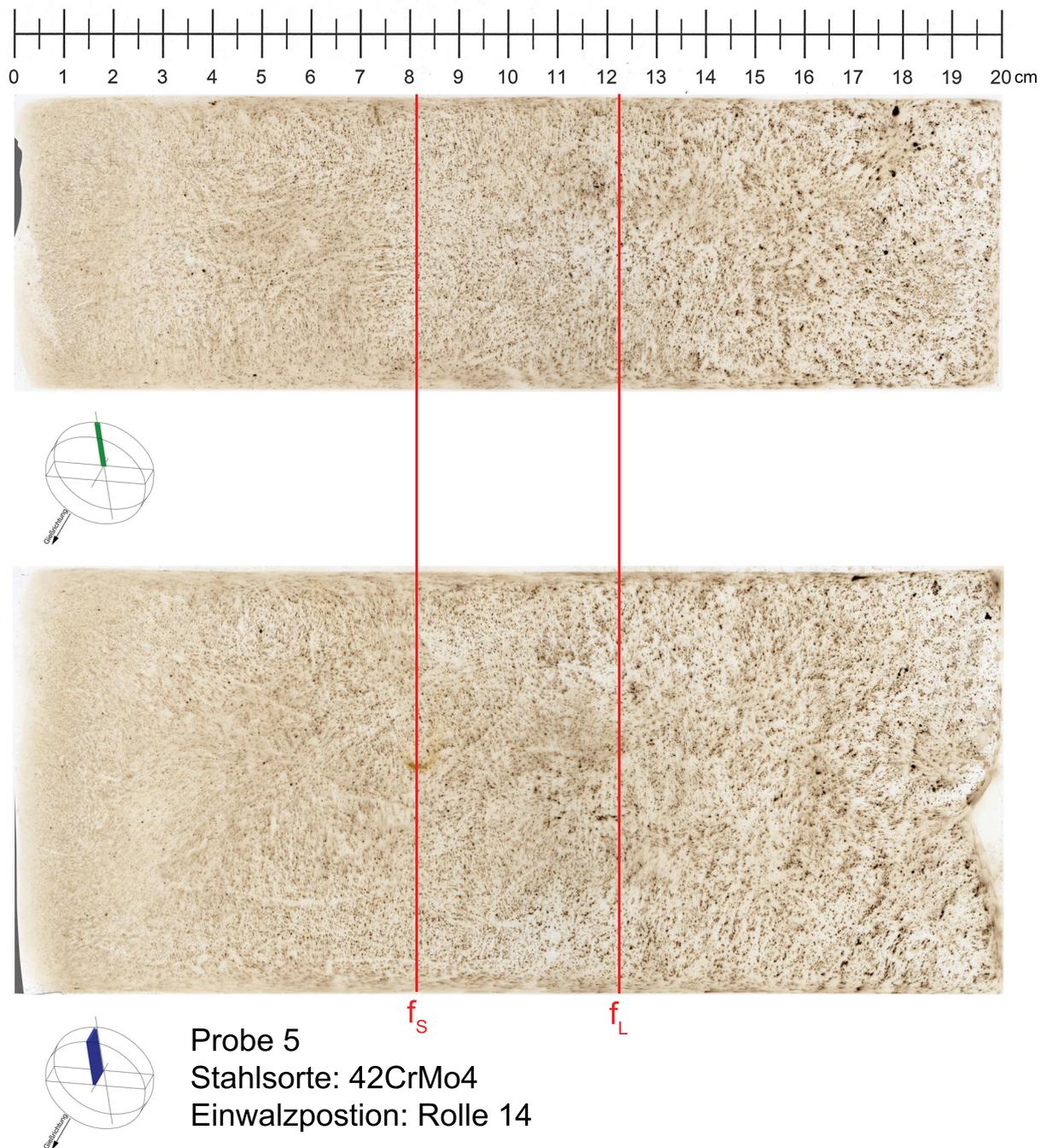


Abbildung 7-10.: Baumann-Abdruck der Probe 5.

Der Schwefel-Abdruck für die Stahlsorte 42CrMo4, bei einem Strangdurchmesser von 600 mm, ist in Abbildung 7-11 für die Einwalzposition Rolle 14 ersichtlich. Auch in diesen Abdruck konnte kein Heißriss entdeckt werden.

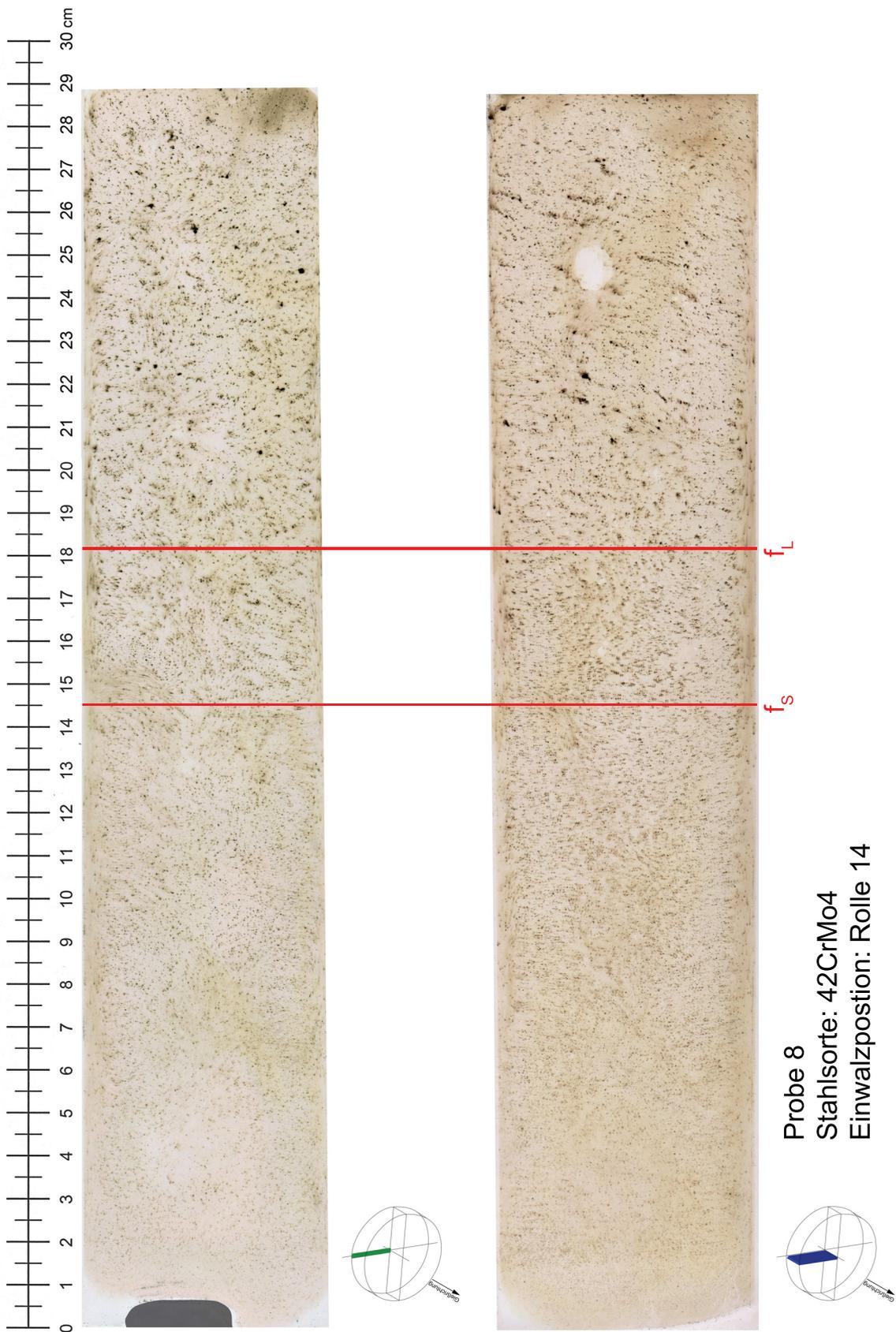


Abbildung 7-11.: Baumann-Abdruck der Probe 8.

### 7.4.2. Nachweis von Heißrissen durch Makroätzung

Für ausgewählte Einwalzproben wurde eine Makroätzung nach Bechet-Beaujard durchgeführt. Da bei der Stahlsorte 42CrMo4 in allen 6 Baumann-Abdrücken keine Heißrisse gefunden wurden, fokussiert sich die Makroätzung auf diese Stahlsorte. Bei der Rolle 14 ist die Wahrscheinlichkeit am größten durch das Einwalzen von Keilen einen Heißrisse zu initiieren. Deshalb wurde für einen Strangdurchmesser von 400 und 600 mm diese Einwalzposition gewählt. Um einen eventuellen Beschriftungsfehler auszuschließen, wurde eine Makroätzung an Einwalzprobe 3 ebenfalls durchgeführt. Abbildung 7-12 und 7-13 zeigen die Makroätzungen für die Stahlsorte 42CrMo4 bei einem Strangdurchmesser von 400 mm und den Einwalzpositionen Rolle 21 und Rolle 14.

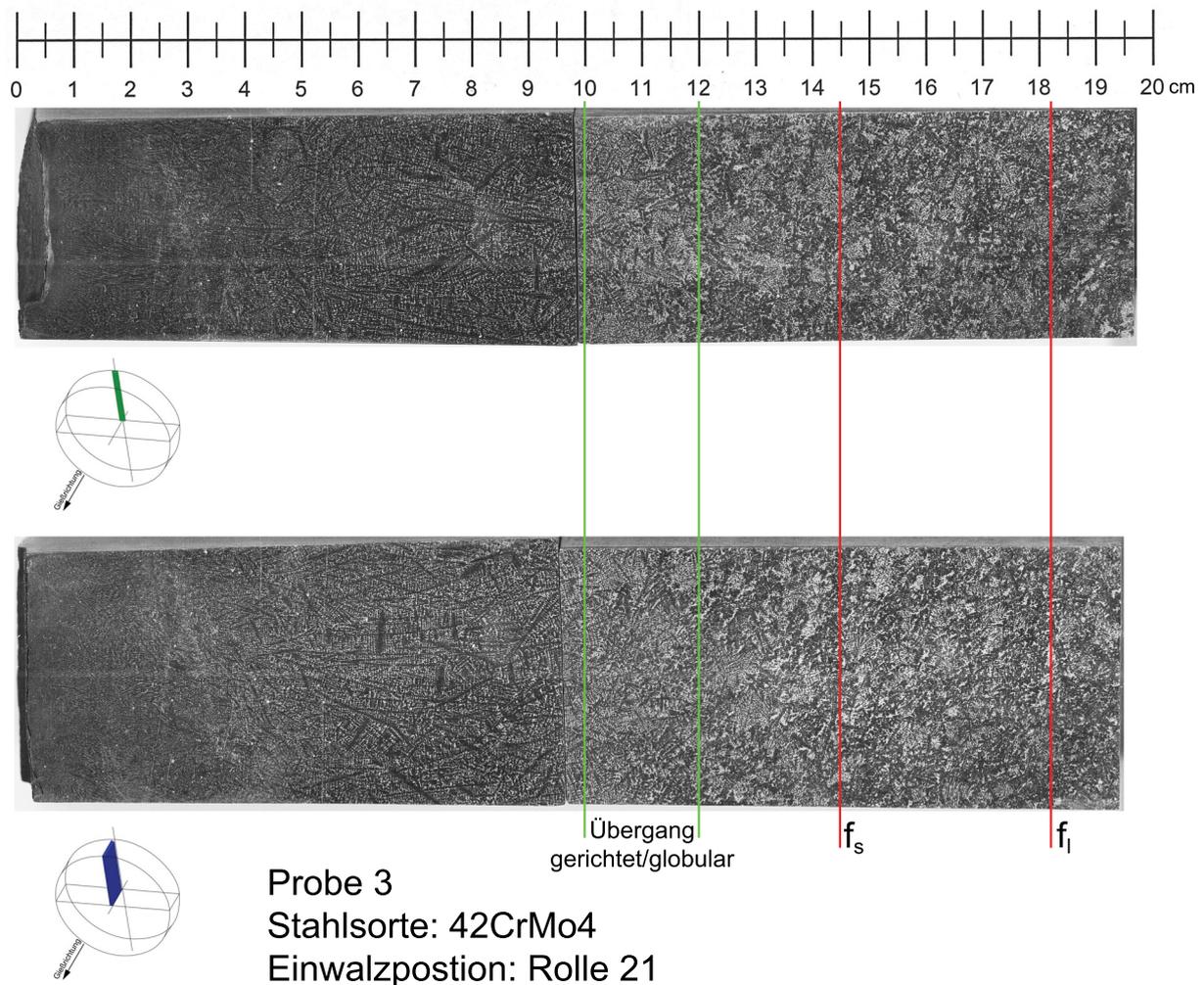


Abbildung 7-12.: Makroätzung der Probe 3.

Es sind in beiden Proben keine Heißrisse nachweisbar. Aus den Proben ist der Übergang von gerichteter zur globularen Erstarrung erkennbar, welcher ca. 11 cm unterhalb der Oberfläche liegt.

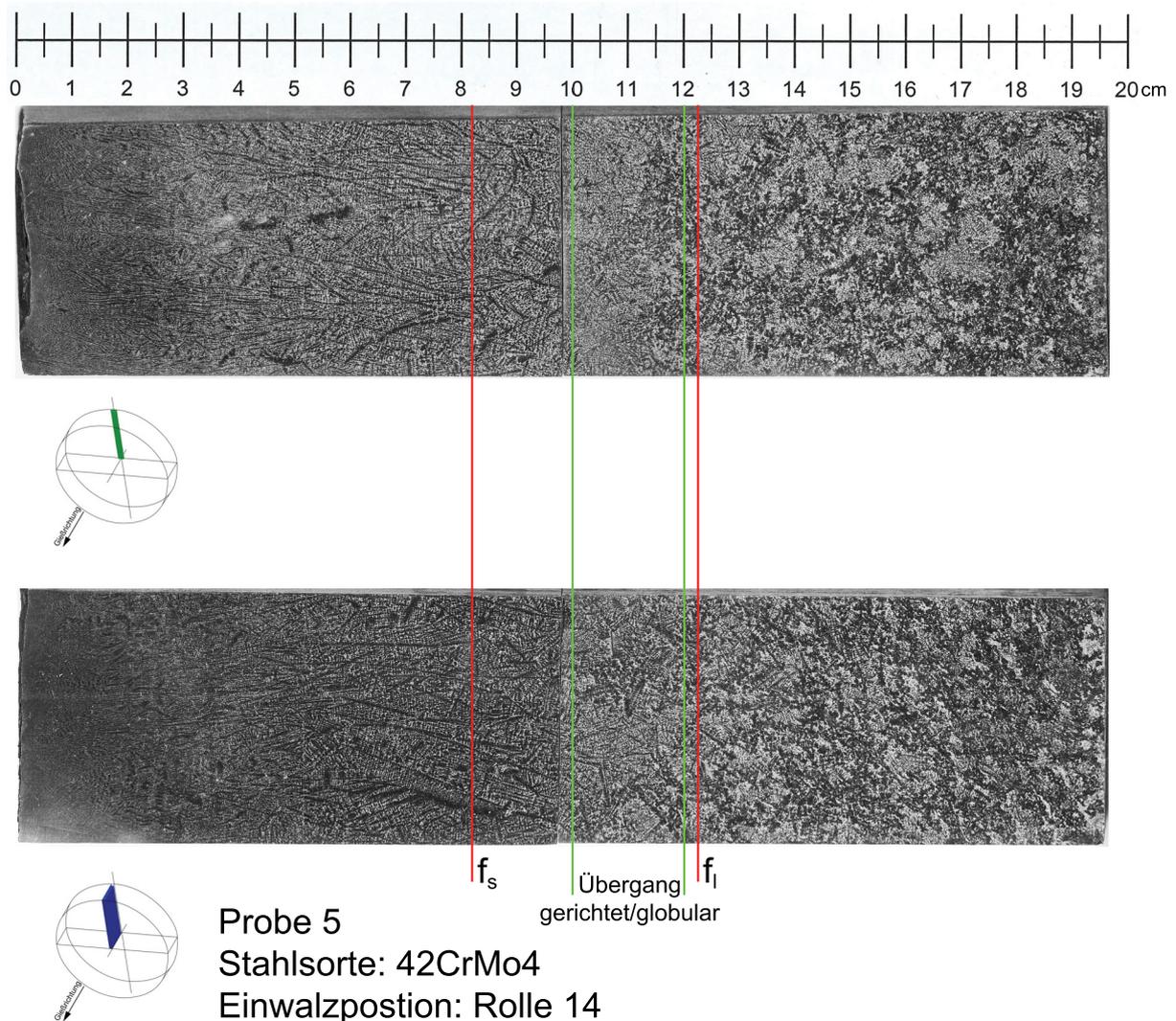


Abbildung 7-13.: Makroätzung der Probe 5.

In Abbildung 7-14 wird die Makroätzung eines Rundstranges mit einem Durchmesser von 600 mm dargestellt. Der Keil wurde bei Rolle 14 eingewalzt. Auch hier sind keine Heißrisse auffindbar. Der Übergang von gerichteter zu globularer Erstarrung liegt bei ca. 15 cm.

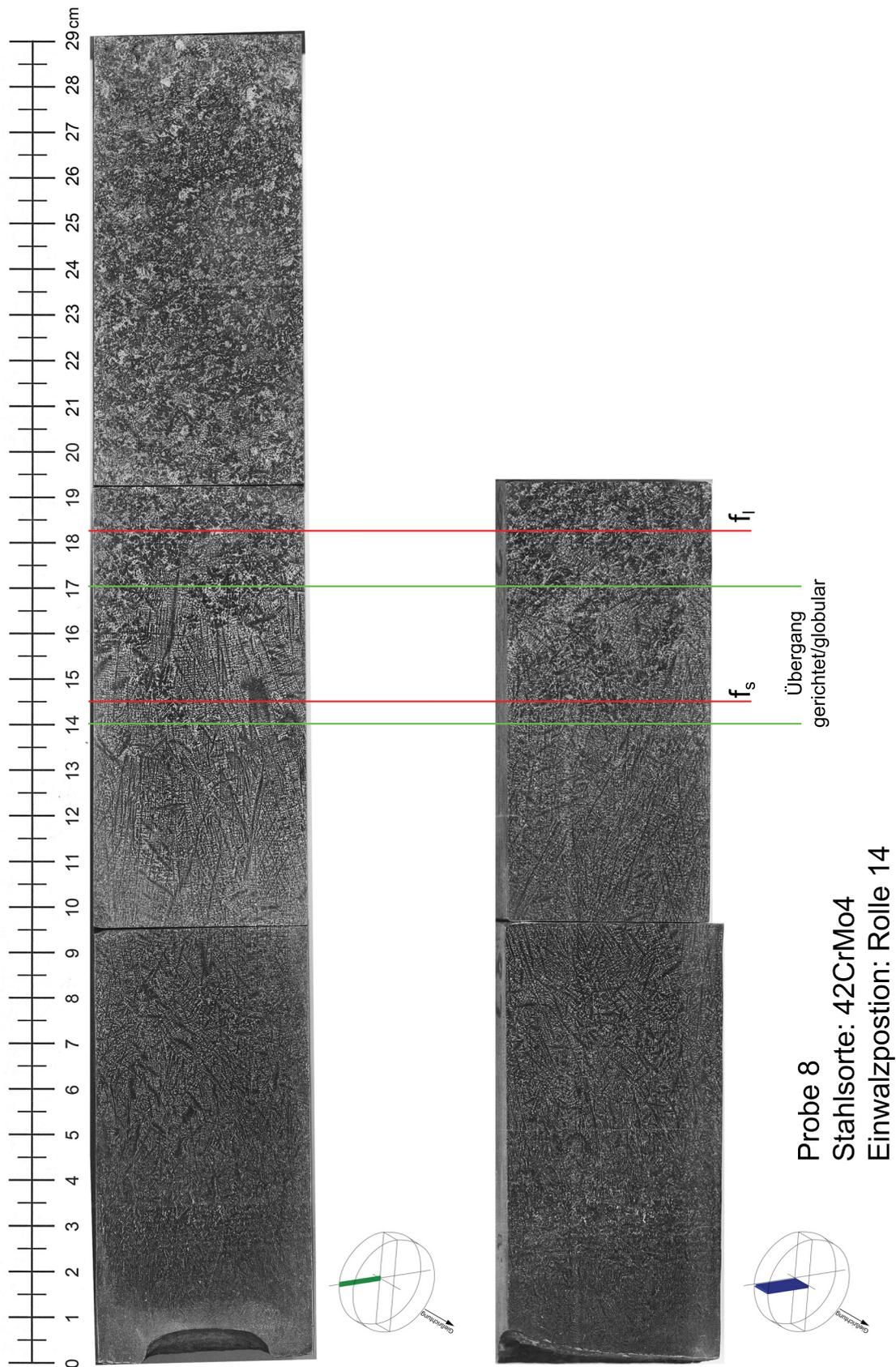


Abbildung 7-14.: Makroätzung der Probe 8.

Das Einwalzen von Keilen führt bei der Stahlsorte 42CrMo4 in keinen der 6 Versuche zu Heißrissen. Ein Ursache kann die auftretenden Erstarrungsmorphologie sein. Bei einer globularen Erstarrung ist die Initiierung von Heißrissen um einiges schwieriger, als bei einer gerichteten Erstarrung. Die Stahlsorte 42CrMo4 zeigt einem relativ frühen Wechsel von gerichteter zu globularer Erstarrung. Beim Einwalzen des Keiles kann durch die Rolle 14, bei einem Strangdurchmesser von 400 mm, noch ein Heißriss initiiert, da in diesem Bereich noch eine gerichtete Erstarrung vorliegt. Bei Rolle 19 kommt es zum Übergang von gerichteter zur globularer Erstarrung, d.h. hier könnte eventuell noch ein Heißriss auftreten. Rolle 21 befandete sich vollkommen in globular erstarrten Bereich. Eine Heißrissentstehung ist hier sehr unwahrscheinlich. Bei einem Strangdurchmesser von 600 mm findet der Übergang schon früher statt. Deshalb kann eine Initiierung eines Heißriss nur durch Einwalzen eines Keiles bei Rolle 14 stattfinden. Die anderen Rollenpositionen befinden sich schon im globularen Erstarrungsbereich.

Ein weiterer Faktor, der bei der Initiierung von Heißrissen berücksichtigt werden sollte, ist der Widerstand des Rundstranges gegenüber Verformung. Der Querschnitt des Rundstranges bei den Einwalzversuchen kann als kreiszylindrisches Hohlprofil angenommen werden. Das Widerstandsmoment von kreiszylindrischen Hohlprofilen liegt um ca. 18 % höher als jenes von quadratischen Hohlprofilen. Somit ist die Verformung sowie die Initiierung von Heißrissen in runden Strängen schwieriger als wie in quadratischen bzw. rechteckigen Strängen. Weiters wird die vorhandene Schalendicke ebenfalls einen Einfluss haben. Bei einem Rundstrang mit 600 mm Durchmesser ist die Schale, bei der Einwalzrolle 14, ca. 14 cm dick. Bei solch einer dicken Schale ist es schwierig einen Heißrisse an der fest/flüssig-Phasengrenzfläche zu initiieren. Es wird hier eher zu einer plastischen Verformung der festen Schale kommen, bevor sich ein Heißriss bildet.

Zuletzt spielt der Anpressdruck der Treiberrollen für die Bildung von Heißrissen eine wichtige Rolle. Ist der Druck zu gering kann der Keil nicht vollständig in die Oberfläche eingedrückt werden. Umso höher die Steifigkeit der gebildeten Schale ist, umso schwieriger ist es den Keil, mit einem gegebenen Anpressdruck der Treiberrolle, in die Oberfläche hineinzudrücken.

## 8. Zusammenfassung

Die Firma ESB sprl Engineering Steel Belgium produziert Rundstränge mit 310, 400, 500 und 600 mm Durchmesser. In nächster Zukunft sollen an der vorhandenen Stranggießanlage noch größere Formate gegossen werden. Hierfür wurde die Stranggießanlage zuerst thermisch abgebildet. Somit ist es möglich die Temperaturverteilung und das Schalenwachstum für größere Rundformate zu berechnen. Diese Daten werden für die mechanische Auslegung der Stranggießanlage benötigt.

Der Schwerpunkt dieser Arbeit beschäftigt sich mit der thermische Abbildung der Stranggießanlage von ESB sprl Engineering Steel Belgium sowie die Verifizierung der Erstarrungssoftware. Weiters werden für größere Rundformate Erstarrungsberechnungen durchgeführt. Mit diesen Daten kann die Firma TBR casting technologies die Stranggießanlage mechanische auslegen.

Die Erstarrungssoftware verwendet ein eindimensionales Modell zur Berechnung des Erstarrungsverlaufes. Dabei wird als numerische Berechnungsalgorithmus die Entahlpiemethode<sup>14</sup> verwendet. Diese wurde mit dem Mikroseigerungsmodell nach Ohnaka<sup>8</sup> gekoppelt. Für die Berechnung der temperaturabhängigen Materialdaten wurden eigens entwickelte Formeln, welche auf den Artikel nach Miettinen<sup>24</sup> basieren, implementiert. Alternativ können die Materialdaten auch von der kommerziellen Software IDS berechnet und danach in die Erstarrungsberechnung importiert werden. Der Vorteil der selber entwickelten Erstarrungssoftware ist der modularer Aufbau dieser Software. Die einzelnen Parameter werden am Beginn der Berechnung definiert. Diese vordefinierte Parameter können leicht variiert werden. Somit ist eine hohe Flexibilität der Erstarrungssoftware gegeben.

Ein wichtiger Faktor ist die richtige Bestimmung der Randbedingungen für die Erstarrungsberechnung. Hierfür muss zuerst die Stranggießanlage betrachtet werden um die richtigen Randbedingungen zu definieren. Generell schließt nach der Kokille eine kurze Sekundärkühlzone an die in zwei Bereich unterteilt werden kann. Im ersten Teil der Sekundärkühlzone wird der Strang direkt mit Wasser gekühlt. Der zweite Bereich der Sekundärkühlzone kühlt den Strang indirekt, indem die Kühlkammer gekühlt wird. Danach erfolgt der Gießbogen, wo es zu einer freien Kühlung durch Wärmestrahlung und Konvektion kommt. Die Festlegung der Randbedingung für die einzelnen Zonen erfolgte entweder durch eine Messung oder konnte aus der Literatur bestimmt werden. In der Primärkühlzone konnte aus dem Temperaturunterschied des Kühlwassers in der Kokille die Wärmestromdichte bestimmt werden. Für die Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizient im ersten Bereich der Sekundärkühlzone wurde zuerst die Wasserbeaufschlagungsdichte berechnet. Mittels der Gleichung von C. Bernhard<sup>23</sup> konnte der Wärmeübergangskoeffizient aus Wasserbeaufschlagungsdichte berechnet werden. Für den Wärmeübergangskoeffizient im zweiten Bereich der Sekundärkühlzone sowie im Gießbogen wurde der Wärmeübergangskoeffizient über die Nusselt-Zahl ermittelt. Für die Berechnung der Nusselt-Zahl wurde der Rundstrang als horizontaler Zylinder angenommen, wobei durch natürliche Konvektion Wärme abgeführt wird. Weitere Parameter für die Erstarrungsberechnung waren die Umgebungstemperatur und der Emissionsgrad. Die Umgebungstemperatur variiert zwischen 50 und 200 °C und der Emissionsgrad, wurde aufgrund von praktischen Erfahrung, mit 0,84 angenommen.

Die Verifizierung der Erstarrungssoftware erfolgt durch den Vergleich der gemessenen mit den berechneten Oberflächentemperatur des Stranges. Des Weiteren wurde auch noch das Schalenwachstum verglichen. Die Temperaturmessung wurde mittels eines Pyrometers durchgeführt. Es wurden mehrere Messreihen absolviert, die sich in der Gießgeschwindigkeit, Strangdurchmesser, Stahlsorte sowie Messrichtung unterscheiden. Die Messung der Schalendicke erfolgt mittels Einwalzen eines Keils an vorher definierten Strangpositionen. Der Keil wurde von der Stützrolle in die Oberfläche gedrückt. Die dadurch initiierten Dehnung führen in der Nähe der Solidusfront zu Heißrisse. Durch die metallographische Auswertung wird die Lage der Heißrisse bestimmt. Der Abstand zwischen Strangoberfläche und Heißrisse entspricht der Schalendicke des Rundstranges an der zuvor definierten Einwalzposition.

Die Auswertung der Temperaturverläufe zeigt einen signifikanten Temperaturunterschied von ca. 200 °C zwischen Rundstränge mit 400 und 600 mm Durchmesser. Dabei liegt der Tem-

peraturverlauf der 600 mm Rundstränge unter dem Temperaturverlauf der 400 mm, aufgrund der geringeren Gießgeschwindigkeit und somit längeren Zeit zur Wärmeabfuhr. Der Vergleich der gemessenen mit den berechneten Temperaturverläufen zeigt eine sehr gute Übereinstimmung der Verläufe. Es gibt eine geringe Abweichung der Messpunkt der Messreihe 4 (Abbildung 7-2 b) ab einer Stranglänge von ca. 20 Meter vom berechneten Temperaturverlauf ab. Die Ursache hierfür liegt in der Erhöhung der Gießgeschwindigkeit von 0,52 auf 0,60 m/min. Da die Oberflächentemperatur von zwei verschiedenen Messrichtungen (von Oben und von der Seite) gemessen wurde, kann auch die Messrichtung verglichen werden. Dabei wurden höhere Messwerte bei der Bestimmung der Oberflächentemperatur an der Oberseite des Stranges festgestellt. Ein möglicher Grund liegt in der Entfernung des Zunders durch die Rolle.

Zur Messung der Schalendicke wurden insgesamt 8 Einwalzversuche an drei Einwalzpositionen durchgeführt. Dabei konnten bei der Stahlsorte C55 2 Heißrisse an unterschiedlichen Einwalzposition entdeckt werden. Der Abstand der Heißrisse von der Oberfläche stimmt mit der berechneten Schalendicke gut überein. Bei den anderen 6 Einwalzversuchen konnten keine Heißrisse entdeckt werden. Ein möglicher Grund hierfür liegt in der vergossenen Stahlsorte 42CrMo4. Bei dieser Stahlsorte kommt es zu einem relativ frühen Übergang von gerichteter zu globularer Erstarrung. Bei einer globularen Erstarrung ist es um einiges schwieriger Heißrisse zu initiieren. Weiters spielt die Dicke der schon gebildeten Strangschale eine wichtige Rolle. Je dicker diese während des Einwalzversuches ist, umso weniger dringt die hervorgerufenen Dehnung bis zur Solidusfront durch. Es kommt hierbei vielmehr zu einem lokalen plastischen Fließen des Stranges an der Oberfläche. Des Weiteren muss von der Rolle, bei größerer Schalendicke, viel mehr Druck aufgebracht werden, um den Keil in die Oberfläche zudrücken. Bei zu geringer Rollendruck wird der Keil nur zum Teil in die Oberfläche gedrückt.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die Erstarrungssoftware die gemessenen Temperaturen und Schalendicken gut wiedergeben hat und somit für die Berechnung des Temperaturverlaufs und Schalenwachstums von größeren Rundformaten geeignet ist. Es wurden bereits Erstarrungsverläufe für Rundstränge mit einem Durchmesser von 800 mm durchgeführt. Diese Daten wurden von der Firma TBR casting technologies GmbH als Basis für die mechanische Auslegung der Stranggießanlage verwendet.

## Literaturverzeichnis

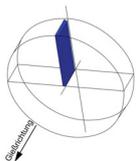
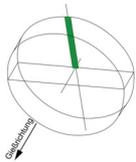
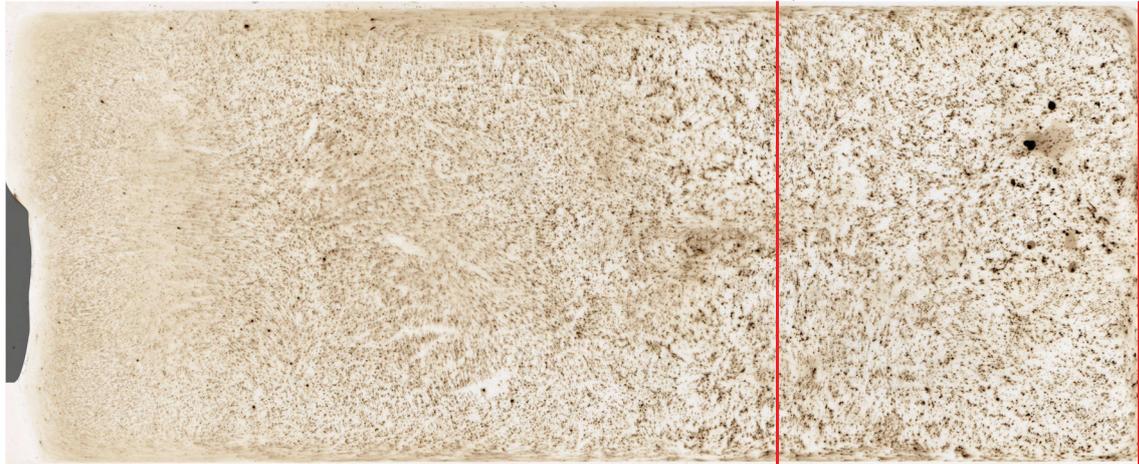
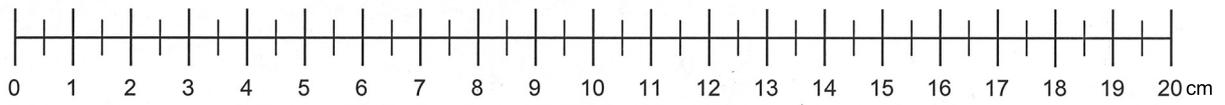
- [1] Dantzig, J. and M. Rappaz, Solidification, EPFL Press, Lausanne, Switzerland, 2009.
- [2] Munz, C.-D. and T. Westermann, Numerische Behandlung gewöhnlicher und partieller Differenzialgleichungen, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2006.
- [3] Schwerdtfeger, K., Metallurgie des Stranggießens, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1992.
- [4] Singh, S. and K. E. Blazek, Heat transfer and skin formation in a continuous-casting mold as a function of steel carbon content, Journal of Metals 26 (1974), 10, 26–27.
- [5] Linzer, B. et al., Experimental simulation of the solidification of steel at higher cooling rates, 2009, 253–260.
- [6] Reiners, U., R. Jeschar and R. Scholz, Wärmeübertragung bei der Stranggusskühlung durch Spritzwasser, Steel Research 60 (1989), 10, 442–450.
- [7] Lechner, M. et al., Bestimmung und Bedeutung der Randbedingungen für die Simulation von Stranggießprozessen, Berg- und Hüttenmännische Monatshefte 149 (2004), 101–106.
- [8] Ohnaka, I., Mathematical analysis of solute redistribution during solidification with diffusion in solid phase, Transactions ISIJ 26 (1986), 12, 1045–1051.
- [9] Baehr, H. and K. Stephan, Heat and Mass Transfer, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2006.
- [10] Teodorescu, G., Radiative emissivity of metals and oxidized metals at high temperature, Dissertation, Universität Auburn, 2007.

- [11] Modest, M. F., *Radiative Heat Transfer*, Academic Press, Amsterdam, Boston, London, New York, Oxford, Paris, San Diego, San Francisco, Singapore, Sydney, Tokyo, 2003.
- [12] Bauer, W., H. Oertel and M. Rink, *Spectral emissivities of bright and oxidized metals at high temperatures*, Fifteenth Symposium on Thermophysical Properties, 2003.
- [13] Pauly, H. and F. Engel, *Das Pyrometer-Kompendium*, Quickdruck, Frankfurt/Main, 1999.
- [14] Swaminathan, C. and V. Voller, *A general enthalpy method for modelling solidification processes*, *Metallurgical and Materials Transactions B* 23 (1992), 5, 651–664.
- [15] Dubendorff, J., J. Sardemann and K. Wünnenberg, *Wärmestromdichte und Schalenwachstum in der Kokille bei hohen Hießgeschwindigkeiten einer Rundstranganlage*, *Stahl und Eisen* 103 (1983), 25-26, 1327–1332.
- [16] Koenig, P., *Die Messung des Wärmehaushalts von Stranggießkokillen, eine verfahrenstechnische Informationsquelle*, *Stahl und Eisen* 92 (1972), 14, 678–688.
- [17] Kohler, K. et al., *Prozessüberwachung mit einer instrumentierten Brammenstranggießkokille*, *Stahl und Eisen* 116 (1996), 2, 103–108.
- [18] Rauter, W., *Einfluss ausgewählter Gießparameter auf die Wärmeabfuhr in der Rundstranggießkokille*, Masterarbeit, Montanuniversität Leoben, 2001.
- [19] Xia, G., C. Fürst, R. Martinelli and H. N. und H. Preßlinger, *Untersuchung der Wärmeabfuhr in der Stranggießkokille auf der Basis von Prozessdaten*, *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 145 (2000), 5, 1–6.
- [20] Blazek, K. E., *Mold heat transfer during continuous casting*, VIII, *Iron and Steelmaker* 15 (1988), 4, 27–29.
- [21] Müller, H. and R. Jeschar, *Untersuchung des Wärmeübergangs an einer simulierten Sekundärkühlzone beim Stranggießverfahren*, *Archiv Eisenhüttenwesen* 44 (1973), 8, 589–594.
- [22] Kemminger, A., *Charakterisierung der Kühlleistung unterschiedlicher Düsen beim Stranggießen von Stahl*, Masterarbeit, Montanuniversität Leoben, 2011.
- [23] Bernhard, C. and S. Michelic, *Simple solidification model for a billet caster*, Knet-MET Workshop, Chair of Metallurgy, 2006.

- [24] Miettinen, J., Calculation of solidification-related thermophysical properties for steels, *Metallurgical and Materials Transactions B* 28B (1997), 281–297.
- [25] Brody, H. D. and M. C. Flemings, Solute redistribution in dendritic solidification, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* 236 (1966), 5, 615–624.
- [26] Clyne, T. W. and W. Kurz, Solute redistribution during solidification with rapid solid-state diffusion, *Metallurgical and Materials Transactions A* 12 (1981), 6, 965–971.
- [27] Matsumiya, T. et al., Mathematical analysis of segregations in continuously cast slabs, *Transactions ISIJ* 24 (1984), 11, 873–882.
- [28] Planck, M., Über das Gesetz der Energieverteilung im Normalspectrum, *Annalen der Physik* 309 (1901), 3, 553–563.
- [29] Bauer, W., M. Rink and K. Smit, Determination of spectral and total emissivities of different new steel qualities, *Proceedings of SPIE* 5073 (2003), 31–40.
- [30] Bauer, W., A. Moldenhauer and H. Oertel, Thermal radiation properties of different metals, *Proceedings of SPIE* 6205 (2006), 1–12.
- [31] Oertel, H. and W. Bauer, Emissionsgrade von Buntmetallen und Stählen in Schutzgasatmosphären, *Gaswärme International* 48 (1999), 4/5, 282–287.
- [32] Wen, C.-D. and I. Mudawar, Modeling the effects of surface roughness on the emissivity of aluminum alloys, *International Journal of Heat and Mass Transfer* 49 (2006), 4279 – 4289.
- [33] Oettel, H. and H. Schumann, *Metallografie*, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2011.
- [34] Lober, D., Ätzmittel nach Bechet-Beaujard, <http://www.metallograf.de/start.htm?/probenvorbereitung/mikro13.htm>, abgerufen am 20.4.2012.
- [35] Feng, L. and M. Z. und K. Liu, Research on solidification numerical simulation of continuous casting slab based on nail-shooting experimentation, *Advanced Materials Research* (2011), 2181–2184.
- [36] Liu, Q. et al., Revised the formula of solidification coefficient in continuous casting based on nail-shooting and simulation, *Metalurgia International* 16 (2011), 11, 150–154.
- [37] Liu, Q. et al., Study on the mathematical model of slab solidification end point during continuous casting, *Metalurgia International* 16 (2011), 12, 5–9.

- [38] Parker, R. and J. Manning, Application of pulse-echo ultrasonics to locate the solid/liquid interface during solidification and melting, *Journal of Crystal Growth* 79 (1986), 341–353.

## **A. Nachweis von Heißrissen mittels Baumann-Abdruck**



Probe 3  
Stahlsorte: 42CrMo4  
Einwalzposition: Rolle 21

$f_s$

$f_L$

Abbildung A-1.: Baumann-Abdruck der Probe 3.

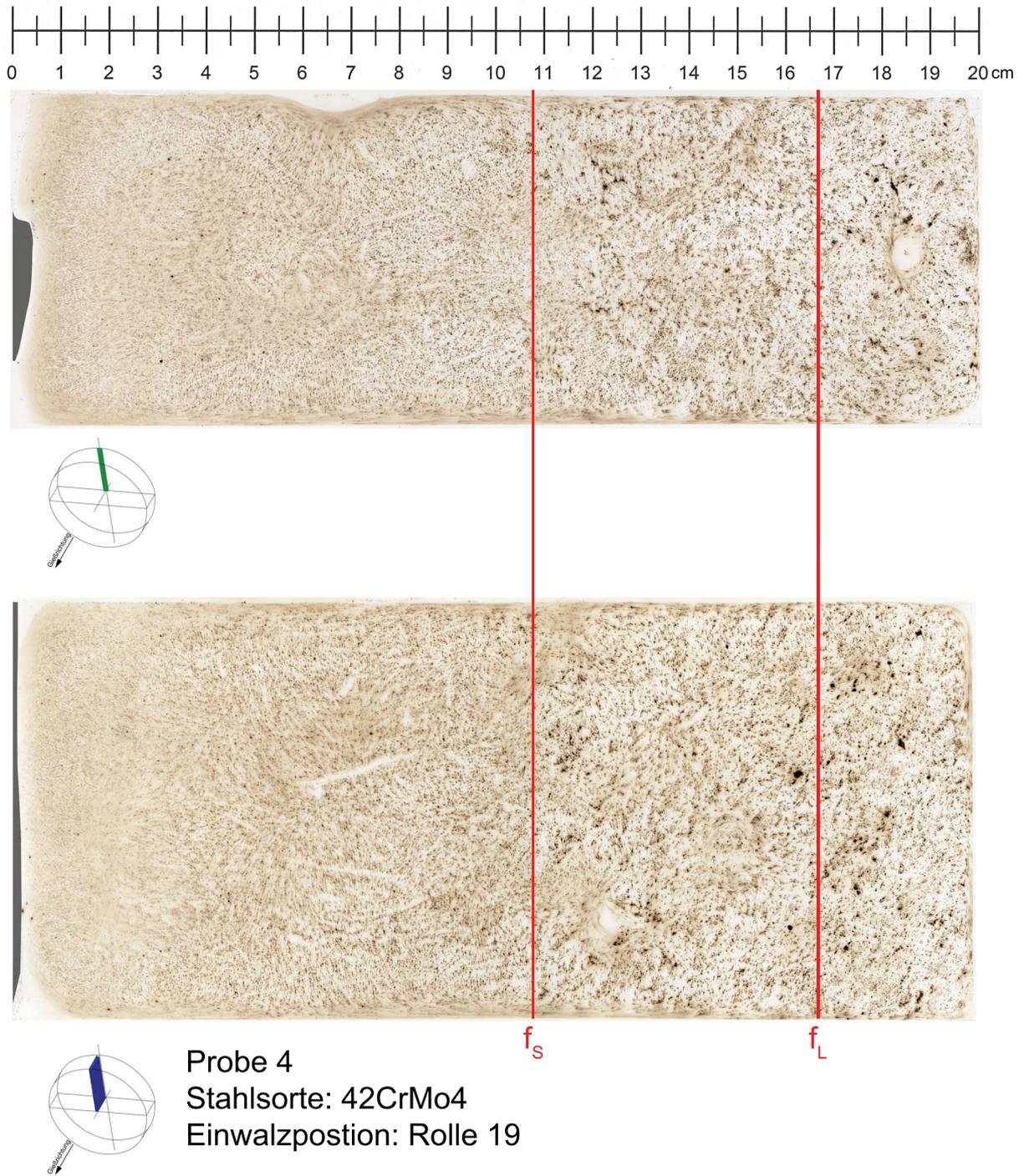


Abbildung A-2.: Baumann-Abdruck der Probe 4.

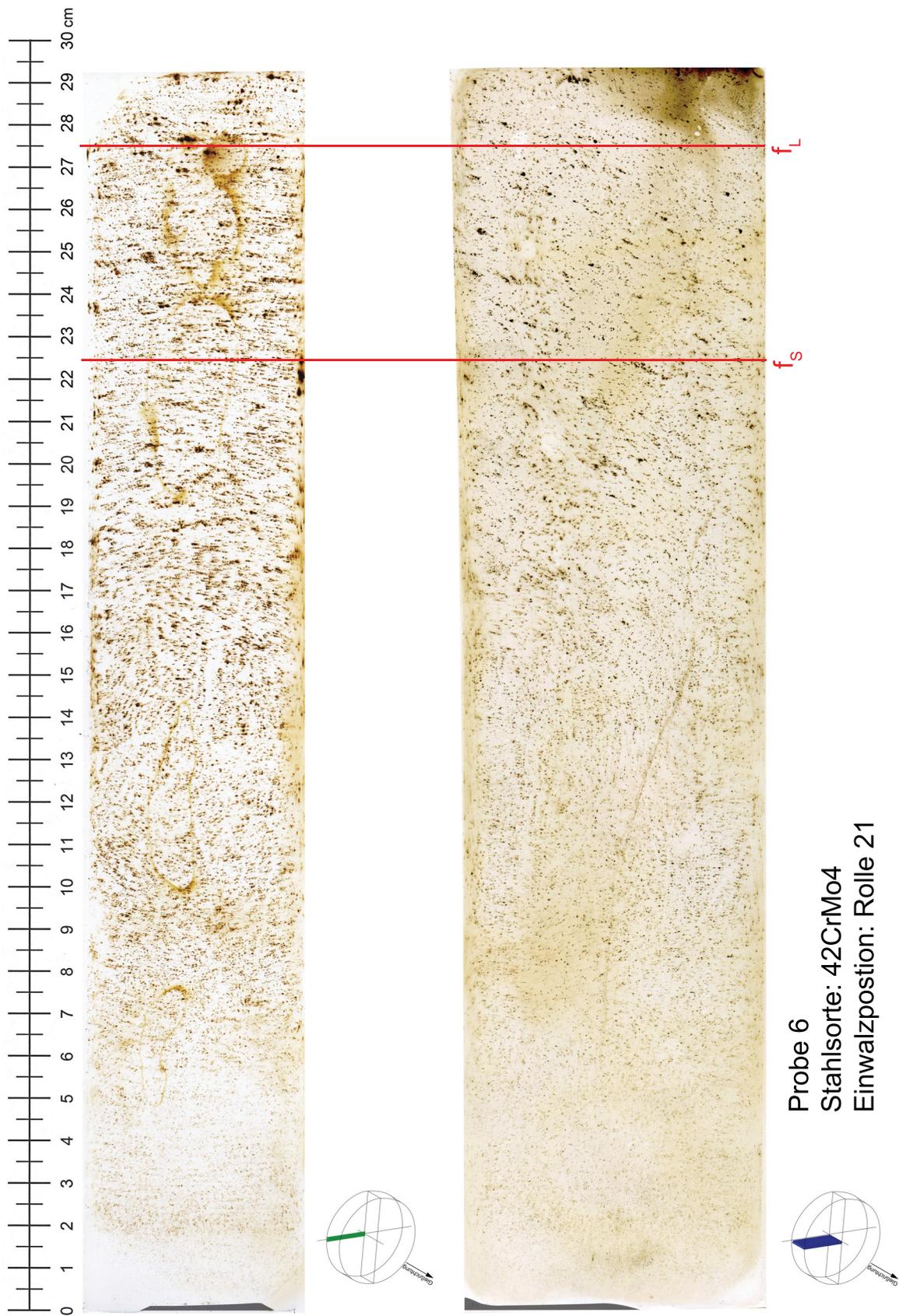


Abbildung A-3.: Baumann-Abdruck der Probe 6.

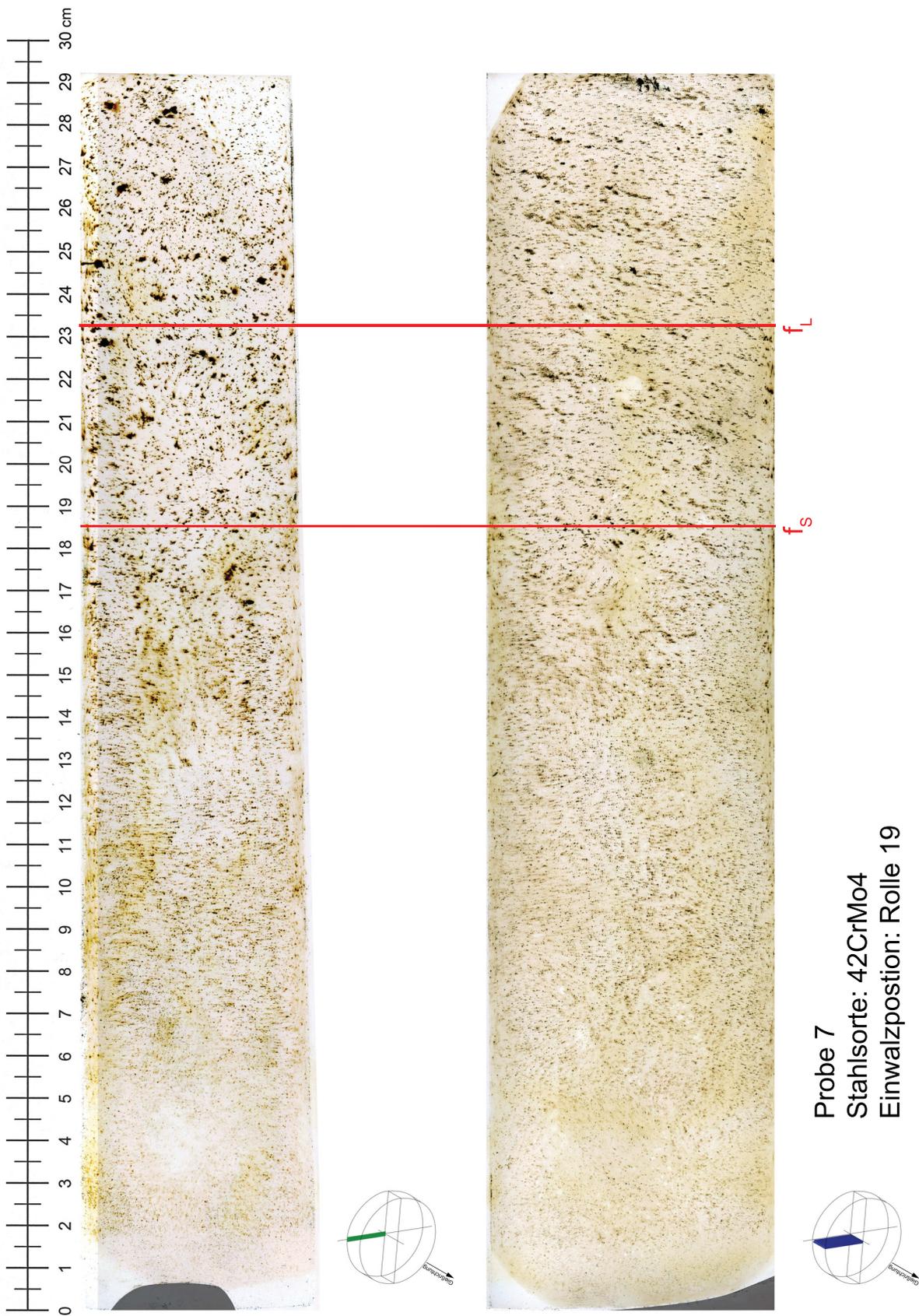


Abbildung A-4.: Baumann-Abdruck der Probe 7.

# Lebenslauf

---

## Persönliche Daten

---

Name: Michael Riedler  
Adresse: Stollenweg 3/7  
8700 Leoben  
Geburtsdatum: 28. März 1986  
Staatsangehörigkeit: Österreich  
Familienstand: ledig



## Werdegang

---

März 2011- vorauss. Juni 2012	Masterstudium an der Montanuniversität Leoben Studienrichtung: Eisen- und Stahlmetallurgie
März 2006 – März 2011	Bachelorstudium an der Montanuniversität Leoben Studienrichtung: Metallurgie
September – Dezember 2009	Auslandssemester an der UIUC (Illinois, USA)
Juli 2005 - Februar 2006	Ablegung des Präsenzdienstes in Baden
September 2000 - Juni 2005	HTL Waidhofen/Ybbs Abteilung: Wirtschaftsinformatik
September 1996 - Juni 2000	Hauptschule Seitenstetten
September 1992 - Juni 1996	Volksschule Biberbach

## Praktische Erfahrungen

---

Juli 2011	voestalpine Stahl Linz, Bereich Stranggießen
August 2010	voestalpine Stahl Linz, Bereich Warmbreitband
April 2009	Siemens VAI Linz, Allfällige Tätigkeiten im Büro
September 2008	voestalpine Stahl Linz, Bereich Hochofen
August 2007	voestalpine Gießerei Linz, Bereich Oberflächenüberprüfung

September 2007	Maschinenring Aschbach, Hilfstätigkeiten am Bau
Juli 2006	Molkerei Aschbach, Hilfstätigkeiten
August 2004	Forster St. Peter/Au, Endmontage
Juli - August 2003	Forster St. Peter/Au, Endmontage
Juli 2002	Forster St. Peter/Au, Stanzarbeiten

## Besondere Kenntnisse

---

- Sehr gute Anwendungskennntnisse im Betriebssystem Windows, MS Office und Matlab
- Grundkenntnisse von OriginPro, AutoCad, C++ und Java
- Gute Sprachkenntnisse in Englisch
- Grundlegende Sprachkenntnisse in Spanisch

## Weiterbildungen und Auszeichnungen

---

- Teilnahme am Finale der 6th Virtual Steelmaking Challenge 2011/12, veranstaltet von der steeluniversity.org im Auftrag von der World Steel Association
- Teilnahme am Solidification Course 2012, organisiert von der Calcom ESI Group

## Soziales Engagement

---

- Mitorganisator beim Internationalen Studententag der Metallurgie 2011 in Leoben