



Optimierung der Gießparameter für niedrig- und hochlegierte Stähle an einer Brammenstranggießanlage

Masterarbeit

eingereicht von

Markus Fleischl

am Lehrstuhl für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben
zur Erlangung des akademischen Grades

Master of Science

in der Studienrichtung Metallurgie



Danksagung

Die vorliegende Masterarbeit wurde von April 2009 bis März 2010 in Zusammenarbeit mit Siemens VAI Metals Technologies, ACRONI und der Arbeitsgruppe M²CC am Lehrstuhl für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben durchgeführt.

Ich danke recht herzlich Herrn ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Christian Bernhard, Leiter der Arbeitsgruppe M²CC am Lehrstuhl für Metallurgie und Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. Robert Pierer, Schwerpunktverantwortlicher der Arbeitsgruppe M²CC am Lehrstuhl für Metallurgie.

Besonderer Dank gilt meinem Betreuer Dipl.-Ing. Sascha Skrube, Gruppenleiter im Bereich Metallurgie Strangguss bei Siemens VAI Metals Technologies sowie verantwortlicher Metallurge während der Inbetriebnahme der Brammenstranggießanlage bei ACRONI in Jesenice.

Weiters danke ich allen Mitarbeitern von ACRONI und Siemens VAI Metals Technologies, die mich während meiner Zeit in Jesenice, Slowenien vom 16. Juni bis zum 17. Juli 2009 unterstützt haben.

Kurzfassung

An der Brammenstranggießanlage bei ACRONI in Jesenice (Slowenien) wurde während der Inbetriebnahme eine Optimierung der Gießparameter in mehreren Stufen vorgenommen. An der Anlage mit gebogener Kokille können Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,005 bis 0,9%, sowie hoch siliziumhaltige, austenitische und ferritische rostfreie Stähle sowie Duplex Stähle vergossen werden. Durch eine Dickenänderung von 200 auf 250mm und einer Breitenverstellung zwischen 800 und 2080mm kann das Strangformat den gewünschten Produktabmessungen angepasst werden.

Der Vergleich und die Bewertung von Formeln zur Berechnung von Liquidustemperaturen ist einer der Schwerpunkte dieser Arbeit. Darüber hinaus sind die Untersuchung des Einflusses ausgewählter Gießparameter auf die integrale Wärmestromdichte in der Kokille sowie die Ursachenfindung der Star Crack Bildung zentrale Themen. Diese Arbeit beschäftigt sich außerdem mit der Untersuchung des Einflusses der Soft Reduction für Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,10 und 0,6% auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen. Ein weiterer Schwerpunkt beschäftigt sich mit dem Einfluss der Überhitzungstemperatur auf die Ausdehnung globulitischer Erstarrung für hoch siliziumhaltige und titanstabilisierte ferritische Stähle.

Abstract

The one-strand slab caster at ACRONI in Jesenice was built and started up in between May and July 2009 by Siemens-VAI Metals Technologies. A wide variety of different steel grades – low carbon, peritectic, middle carbon, stainless, high carbon and silicon steels – will be cast with this casting machine. The present work documents and analyses the results for the casting of numerous heats during startup period.

Main emphasis was placed on the heat transfer in the mould. As expected, peritectic steel grades show a distinctly lower integral heat flux compared to other steel grades. An increasing casting speed increases the heat flux. The correlation with other parameters shows no significant result due to the limited number of heats.

A further point of interest was the uniformity of the center segregation: A simple method was adopted from literature in order to quantify center segregation indices from macroscopic etchings. The influence of changing soft reduction parameters and secondary cooling tables on the segregation index is clearly visible. The slabs cast after the optimization of the casting parameters show a very uniform segregation distribution and a low segregation index.

The correlation between the content in tramp elements and the occurrence of star cracks confirms the well known negative influence of increasing Cu-contents. Finally the work shows the influence of casting parameters like superheat on the amount of equiaxed solidification for silicon steels.

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.

.....
Markus Fleischl

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Abstract.....	II
Eidesstattliche Erklärung	III
Inhaltsverzeichnis	IV
Allgemeine Formelzeichen und Akronyme	VII
Abbildungsverzeichnis	IX
Tabellenverzeichnis	XVII
1 Einleitung	1
2 Theoretischer Teil.....	2
2.1 Funktionsweise einer Stranggießanlage	2
2.2 Metallurgische Grundlagen des Stranggießens.....	6
2.2.1 Keimbildung, konstitutionelle Unterkühlung und Dendritenwachstum	6
2.2.1.1 Keimbildung	6
2.2.1.2 Konzentrationsanreicherung vor der Erstarrungsfront, konstitutionelle Unterkuhlung und Dendritenwachstum	9
2.2.2 Berechnung der Liquidustemperatur.....	16
2.2.3 Mikro- und Makroseigerung.....	20
2.2.3.1 Mikroseigerungsmodell nach Lever (Hebelgesetz).....	22
2.2.3.2 Mikroseigerungsmodell nach Scheil.....	23
2.2.3.3 Mikroseigerungsmodell nach Brody und Flemings	24
2.3 Erstarrung und Wärmeabfuhr im Stranggießprozess	26

2.3.1	Wärmeabfuhr in der Kokille (Primärkühlung).....	28
2.3.1.1	Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die integrale Wärmestromdichte	31
2.3.1.2	Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die integrale Wärmestromdichte	33
2.3.1.3	Einfluss der Kokillenwassermenge auf die integrale Wärmestromdichte.....	40
2.3.1.4	Einfluss der Überhitzung auf die integrale Wärmestromdichte.....	42
2.3.1.5	Einfluss der Kokillenkonzentration und des Kokillenformates auf die integrale Wärmestromdichte	43
2.3.2	Wärmeabfuhr in der Sekundärkühlung.....	44
2.3.3	Erstarrungsstruktur und -geschwindigkeit beim Brammenstranggießen	50
2.3.3.1	Mittenerstarrung	52
2.3.3.2	Einfluss von Kohlenstoff und Überhitzung auf die Erstarrungsstruktur	54
2.3.3.3	Einfluss des Wärmeübergangskoeffizienten auf die Erstarrungsstruktur.....	58
2.4	Ausgewählte Qualitätsmerkmale: Star Cracks und Zentrumsseigerung	59
2.4.1	Star Cracks	59
2.4.1.1	Wärmeabfuhr in Kokille und Sekundärkühlung.....	60
2.4.1.2	Stahlzusammensetzung	60
2.4.2	Zentrumsseigerungen	63
2.4.2.1	Einfluss der Überhitzung auf die Ausbildung des Erstarrungsgefüges	64
2.4.2.2	Einfluss der Kühlintensität auf das Erstarrungsgefüge.....	66
2.4.2.3	Einfluss der Dickenänderung auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen	67
2.4.2.4	Ausdehnung von Zentrumsseigerungen.....	69
2.5	Soft Reduction und der Einfluss auf Zentrumsseigerungen.....	71
2.6	Zusammenhang zwischen Prozessparametern und Qualitätsmerkmalen	78
2.6.1	Star Cracks	78
2.6.2	Zentrumsseigerungen	79
2.7	Zusammenfassung der Literatur	81
3	Praktischer Teil	82
3.1	Grundzüge der Stahlherstellung beim ACRONI	83
3.2	Produktionsprogramm.....	85
3.3	Berechnung von Liquidus- und Solidustemperaturen für die untersuchten Stähle 89	
3.4	Wärmeabfuhr in der Kokille.....	91
3.4.1	Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die integrale Wärmestromdichte	91
3.4.2	Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die integrale Wärmestromdichte	93
3.4.3	Einfluss der Kokillenwassermenge auf die integrale Wärmestromdichte	95

3.4.4	Einfluss der Überhitzung auf die integrale Wärmestromdichte.....	96
3.4.5	Einfluss der Kokillenkonzinität auf die integrale Wärmestromdichte	96
3.4.6	Einfluss der Strangbreite auf die integrale Wärmestromdichte	98
3.5	Star Cracks: Einfluss der integralen Wärmestromdichte und des Kupfergehaltes bzw. Kupferäquivalent.....	101
3.6	Soft Reduction und Zentrumsseigerung	105
3.6.1	Einfluss der Soft Reduction auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen für peritektische Güten (APeri).....	107
3.6.2	Einfluss der Soft Reduction auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen für mittelkohlige Stähle (AMedC)	111
3.6.3	Einfluss der auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen Soft Reduction für hochkohlige Stähle (AHC)	113
3.6.4	Einfluss der Soft Reduction auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen für höchstkohlenstoffhaltige Stähle (AUHC).....	116
3.6.5	Zusammenfassung: Einfluss der Soft Reduction auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen für APeri, AMedC, AHC und AUHC.....	119
3.7	Flächenanteil der globulitischen Erstarrung in Abhängigkeit der Überhitzungstemperatur	121
3.8	Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse.....	122
4	Resümee.....	124
	Literaturverzeichnis	126
A	Anhang	136
A.1	Berechnung der Liquidustemperatur	136
A.2	Flächenanteil der globulitischen Erstarrung für EV15/18/21 und titanstabilisierten Ferrit.....	138

Allgemeine Formelzeichen und Akronyme

T	Temperatur	(°C, K)
T_m	Schmelztemperatur	(°C, K)
T_l	Liquidustemperatur	(°C, K)
T_s	Solidustemperatur	(°C, K)
$T_{\dot{u}}$	Überhitzungstemperatur	(°C, K)
v_c	Gießgeschwindigkeit	(m/min)
$TL(\text{Wolf})$	Formel zur Berechnung der Liquidustemperatur nach Wolf	
$TLF(K-S)$	Formel zur Berechnung der Liquidustemperatur für primäre ferritische Erstarrung nach Kivineva-Suutala	
$TLA(K-S)$	Formel zur Berechnung der Liquidustemperatur für primäre austenitische Erstarrung nach Kivineva-Suutala	
$TLF(K-O)$	Formel zur Berechnung der Liquidustemperatur für primäre ferritische Erstarrung nach Kagawa-Okamoto	
$TLA(K-O)$	Formel zur Berechnung der Liquidustemperatur für primäre austenitische Erstarrung nach Kagawa-Okamoto	
$TLF(\text{stainlessREG})$	Formel zur Berechnung der Liquidustemperatur für primäre ferritische Erstarrung nach Mieltinen	
$TLA(\text{stainlessREG})$	Formel zur Berechnung der Liquidustemperatur für primäre austenitische Erstarrung nach Mieltinen	

<i>DTA</i>	<i>Differential Thermo Analyse</i>
<i>Cr_{äq}</i>	<i>Chromäquivalent</i>
<i>Ni_{äq}</i>	<i>Nickeläquivalent</i>
<i>Cu_{äq}</i>	<i>Kupferäquivalent</i>
<i>C_{äq}</i>	<i>Kohlenstoffäquivalent</i>
<i>FP</i>	<i>Ferritpotential</i>
<i>krz</i>	<i>kubisch raumzentriert</i>
<i>kfz</i>	<i>kubisch flächenzentriert</i>
<i>AFCS</i>	<i>areal fraction of centerline segregation (%)</i>
<i>IWD</i>	<i>integrale Wärmestromdichte (MW/m²)</i>
<i>AULC</i>	<i>alloyed ultra low carbon (niedrigst kohlenstoffhaltige Stähle)</i>
<i>ALC</i>	<i>alloyed low carbon (niedrig kohlenstoffhaltige Stähle)</i>
<i>A_{Peri}</i>	<i>alloyed peritectic (peritektische Stähle)</i>
<i>A_{MedC}</i>	<i>alloyed medium carbon (mittelkohlige Stähle)</i>
<i>A_{HC}</i>	<i>alloyed high carbon (hoch kohlenstoffhaltige Stähle)</i>
<i>A_{UHC}</i>	<i>alloyed ultra high carbon (höchst kohlenstoffhaltige Stähle)</i>
<i>Aust. Std.</i>	<i>Standard Austenit (Standard Austenit)</i>
<i>Aust. Ti.</i>	<i>Titan stabilized Austenit (titanstabilisierter Austenit)</i>
<i>Aust. Mo.</i>	<i>Molybdän stabilized Austenit (molybdänstabilisierter Austenit)</i>
<i>Ferrit Ti.</i>	<i>Titan stabilized Ferrit (titanstabilisierter Ferrit)</i>
<i>Silicon</i>	<i>high Silicon (~1,0%Si) (hoch siliziumhaltiger Stahl (~1,0%Si))</i>
<i>EV15</i>	<i>high Silicon (~1,5%Si) (hoch siliziumhaltiger Stahl (~1,5%Si))</i>
<i>EV18</i>	<i>high Silicon (~1,8%Si) (hoch siliziumhaltiger Stahl (~1,8%Si))</i>
<i>EV21</i>	<i>high Silicon (~2,1%Si) (hoch siliziumhaltiger Stahl (~2,1%Si))</i>
<i>BA</i>	<i>Breite Seite Aussenbogen</i>
<i>BI</i>	<i>Breite Seite Innenbogen</i>
<i>SL</i>	<i>linke Schmalseite</i>
<i>SR</i>	<i>rechte Schmalseite</i>

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Darstellung einer Stranggießanlage mit Primär- und Sekundärkühlzone [8]..4

Abbildung 2-2: Anlagentypen für das Stranggießen von Stahl [1].5

Abbildung 2-3: Spezifische freie Enthalpie von Kristall (g_K) und Schmelze (g_S) in Abhängigkeit von der Temperatur (Gleichgewicht: Volllinie, spezifische freie Enthalpie g_r eines Kristallkeims mit Radius r : dünne gestrichelte Linie) [19].7

Abbildung 2-4: Freie Enthalpie eines kugelförmigen Keims in Abhängigkeit von seinem Radius r für $T > T_m$ und $T < T_m$ [19].....8

Abbildung 2-5: Konzentrationsverhältnisse bei der Erstarrung einer binären Schmelze [21].10

Abbildung 2-6: Verlauf des Liquidus-, Solidus- und Konzentrationsverlaufes vor der Erstarrungsfront [21].....11

Abbildung 2-7: Temperaturverläufe und Gefügeausbildung bei unterschiedlichem Temperaturgradienten [21].11

Abbildung 2-8: Dendriten und schematische Darstellung der drei Gefügemerkmale: Spitzenradius R , Primärabstand λ und Sekundärdendritenarmabstand λ_a , sowie deren Abhängigkeit von der Erstarrungsgeschwindigkeit V [24].12

Abbildung 2-9: Temperatur- und Abkühlungskurven bei gerichtet transkristalliner und ungerichteten globulitischen Erstarrung [21].....13

Abbildung 2-10: Einfluss der Erstarrungsparameter G und V auf die Mikrostruktur [24].	14
Abbildung 2-11: Primäre Erstarrungsstruktur eines Knüppels [25].	15
Abbildung 2-12: Einfluss der Stahlzusammensetzung auf den Erstarrungstyp [31].	18
Abbildung 2-13: Abhängigkeit der Heißrissanfälligkeit vom Cr_{aq}/Ni_{aq} - Verhältnis [31].	19
Abbildung 2-14: Konzentrationsänderung durch vollständigen Konzentrationsausgleich im Flüssigen und im Festen [35].	22
Abbildung 2-15: Vollständiger Konzentrationsausgleich im Flüssigen, keine Diffusion im Festen [35].	23
Abbildung 2-16: Querschnitt des Meniskusbereichs in einer Stranggießkokille (schematisch) [39].	26
Abbildung 2-17: Prinzipieller Temperaturverlauf während der Erstarrung in der Kokille [2].	29
Abbildung 2-18: Blockschaltbild zur Ermittlung der Integralen Wärmestromdichte (IWD) [12].	30
Abbildung 2-19: Axiales Wärmestromdichteprofil von Kokillenschmal und –breite für einen 0,17% Kohlenstoffstahl bei einer Gießgeschwindigkeit von 1,0 m/min [7].	31
Abbildung 2-20: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Wärmestromdichte an der Kokillenschmalseite, C=0,21%, Tundishtemperatur=1545°C [7].	32
Abbildung 2-21: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die integrale Wärmestromdichte [47].	33
Abbildung 2-22: Ausschnitt des Eisen-Kohlenstoff Diagramms (Peritektikum).	34
Abbildung 2-23: Mittels Thermoelementen gemessener Temperaturverlauf vier Zentimeter unterhalb des Meniskus für Stähle mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten (0,1%, 0,25%, 0,7% und 2,0%) [48].	34
Abbildung 2-24: Verlauf der Strangschalendicke für Stähle mit unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt (0,70% und 0,10%) mit zunehmenden Abstand vom Meniskus [48].	35
Abbildung 2-25: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf das axiale Wärmestromdichteprofil an der Kokillenschmalseite, $v_G=0,76-0,82$ m/min, Tundishtemperatur=1540-1550°C [7].	36

Abbildung 2-26: Strangschalenbildung für die Stahlsorten mit a) C=0,042%, b) 0,135%, c) 0,180%, d) 0,570% bei einer Gießgeschwindigkeit von $v_G=1,2\text{m/min}$ [6]...37	37
Abbildung 2-27: Abhängigkeit des Abstandes unter Badspiegel bei der Bildung der Strangschale mit Nullfestigkeit und Nullzähigkeit und der δ - γ -Phasenumwandlung an der Strangoberfläche vom Kohlenstoffgehalt [6]. 37	37
Abbildung 2-28: Zusammenstellung der berechneten Schwindungsdehnung ohne Berücksichtigung des ferrostatischen Drucks [6].....38	38
Abbildung 2-29: Berechnete Schwindungsdehnung in Abhängigkeit vom Abstand unter Badspiegel und von der Tiefe von der Strangoberfläche [6].39	39
Abbildung 2-30: Temperaturen einer Kühlplatte in Abhängigkeit von der Kühlwassergeschwindigkeit [38].....40	40
Abbildung 2-31: Mittlere Wärmestromdichte in Abhängigkeit von der Strömungsgeschwindigkeit des Kokillenkühlwassers [38].41	41
Abbildung 2-32: Schematische Darstellung der einzelnen Zonen in der Sekundärkühlung [63].....44	44
Abbildung 2-33: Schematische Darstellung der vier Arten der Wärmeübertragung bei der Sekundärkühlung (links). Gemessenes Längsprofil der Strangoberflächentemperatur und abgeleitete Wärmestromdichte für Luft-Wasserkühlung [66].46	46
Abbildung 2-34: Darstellung des lokalen Wärmeübergangskoeffizienten mit zunehmender Maschinenlänge [67].46	46
Abbildung 2-35: Darstellung von Oberflächen- und Zentrumstemperaturverlauf (a), Schalenwachstum (b) und Sekundärwasserkühlmenge (c) für unterschiedliche Wassermengen (l/kg) über der Zeit [66].47	47
Abbildung 2-36: Bereiche der Hochtemperaturversprödung durch Korngrenzenausscheidungen [68].....48	48
Abbildung 2-37: Darstellung der erforderlichen Temperaturen an den unterschiedlichen Bereichen des Stranges [97].49	49
Abbildung 2-38: Charakteristische Gefügetypen nach dem Beizen in heißer Salzsäure [113].51	51
Abbildung 2-39: Ausgebauchter Strang mit heterogener Zone [14].51	51

Abbildung 2-40: Bildung (links) und Sedimentation (rechts) [Schrewe] von Globuliten durch Strömungen während der Erstarrung in einer Bogenanlage [14].	52
Abbildung 2-41: Erweiterung des Anteils globulitischer Erstarrung (links) [61] und Verschiebung der Mittenzone zur Strangoberseite durch den Einsatz von elektromagnetischen Rührern (rechts) [16].	52
Abbildung 2-42: Auseinanderklaffende Mitte (links) und Mittenaufreißung in einer Bramme mit transkristalliner Erstarrung auf der Oberseite und globulitischer Erstarrung auf der Unterseite (rechts) [16].	54
Abbildung 2-43: Erstarrungsgefüge als Funktion der Überhitzung für Stähle mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten (0,35%, 0,6%, 1,0%) [113].	55
Abbildung 2-44: Anteil der globulitischen Zone eines 150mm dicken Stranges in Abhängigkeit von der Stahltemperatur im Verteiler ($v_G=0,85\text{m/min}$, $T_{\text{Liq}}=1509^\circ\text{C}$) [16].	56
Abbildung 2-45: Größe der ungerichteten Kristalle über den Blockquerschnitt auf der halben Höhe in Abhängigkeit von der Überhitzung [113].	57
Abbildung 2-46: Einfluss von Kohlenstoffgehalt und Aluminiumzusatz auf die Länge der gerichteten Zone der Unterseite in der geneigten Kokille (bis 0,35%C Überhitzung über 20K, ab 0,6%C über 40K) [113].	57
Abbildung 2-47: Vergleich der Länge der gerichteten Zone an der beschichteten Seite mit der an der unbeschichteten Seite in einer senkrechten Kokille [113].	58
Abbildung 2-48: Darstellung von Star Cracks in Grund- und Aufriss einer Brammenbreite [117].	59
Abbildung 2-49: Berechnete Löslichkeitsminima des Kupfergehaltes in der γ -Phase in einem ternären Fe-Cu-Ni-System bei variierenden Kupfergehalten (links) [123] und Verläufe unterschiedlicher Ni/Cu-Verhältnisse abhängig von Temperatur und Anteil der flüssigen Phase (rechts) [125].	61
Abbildung 2-50: Berechnete Grenzen der γ -Phase bei variierenden Temperaturen [123].	62
Abbildung 2-51: Erstarrungsgefüge sowie Kohlenstoff- und Schwefelverteilung über dem Brammenquerschnitt bei gerichteter (links) und globulitischer (rechts) Erstarrung [113].	65
Abbildung 2-52: Abhängigkeit der Mittenseigerung in Brammen von der Ausdehnung der globulitischen Zone [98].	65

Abbildung 2-53: Maximale Mangankonzentrationen (ermittelt) mit steigendem Kohlenstoffverlauf (links) [132], sowie Darstellung der maximalen Mangankonzentration von der maximalen Phosphorkonzentration (rechts) [131].....	66
Abbildung 2-54: Erstarrungsgefüge sowie Konzentrationsverteilung von Kohlenstoff und Schwefel einer sehr langsam gegossenen und intensiv gekühlten Bramme [113].....	66
Abbildung 2-55: Einfluss der Sekundärkühlung auf die Mittenseigerung [14].	67
Abbildung 2-56: Berechneter Einfluss unterschiedlicher Wärmeübergangskoeffizienten auf die Strangschalendicke, Strangoberflächentemperatur und maximale Strangausbauchung (links) und berechneter Einfluss unterschiedlicher Gießgeschwindigkeiten auf die maximale Strangausbauchung einer Senkrechanlage (rechts) [14].	68
Abbildung 2-57: Einfluss der Dickenänderung eines Stranges auf die Mittenseigerung [14].	68
Abbildung 2-58: Definition des Begriffes center segregation area (S.A.) [131].	69
Abbildung 2-59: Einfluss der maximalen Phosphor- bzw. Manganverhältnisse auf die Flächen der Zentrumsseigerungen (cross-sectional area, geseigerte Flächen) [131].	69
Abbildung 2-60: Einfluss des maximalen Phosphorverhältnisses auf den Bildpunktdurchmesser (links) und Einfluss der Überhitzung bzw. Erstarrungsstruktur auf die Anzahl und Größe der Zentrumsseigerungen (rechts) [131].	70
Abbildung 2-61: Einfluss der Soft Reduction auf die maximale Mangananreicherung [132].	71
Abbildung 2-62: Darstellung der Zentrumserstarrung [134].	72
Abbildung 2-63: Berechnete Erstarrungsbildung einer Bramme in Grund- und Aufriss [134].	72
Abbildung 2-64: Veränderung des Bereiches, in dem die Soft Reduction (Soft Reduction Range) stattfindet [135].	73
Abbildung 2-65: Grafische Darstellung des Bereiches der Soft Reduction [136].	73

Abbildung 2-66: Berechneter Verlauf des Erstarrungsbereiches bei einer Sekundärkühlmenge von 1,5l/kg und steigenden Gießgeschwindigkeiten [131].....	74
Abbildung 2-67: Verringerung der Zentrumsseigerungen durch Erhöhung der maximalen Soft Reduction [131].....	75
Abbildung 2-68: Einfluss von Sekundärkühlmenge auf das Verhältnis der geseigten Zentrumsbereiche [131].	75
Abbildung 2-69: Einfluss der Gießgeschwindigkeit (links) auf den geseigten Bereich sowie Darstellung des Soft Reduction Bereiches und der berechneten Durcherstarrungslinien (rechts) [133].	76
Abbildung 2-70: Einfluss der Überhitzung auf die Ausbildung des Zentrumsbereiches stranggegossener Brammen [131].	77
Abbildung 2-71: Einfluss der Überhitzung auf die Ausbildung des Zentrumsbereiches stranggegossener Brammen (links) und Einfluss der Soft Reduction auf den geseigten Zentrumsbereich bei unterschiedlichen Überhitzungstemperaturbereichen [131].....	77
Abbildung 2-72: Bereiche erhöhter Spannungen und Entstehung von Star Cracks [116]....	78
Abbildung 3-1: Anlagenstruktur und Stofffluss zur Stahlherstellung mit anschließender Weiterverarbeitung bei ACRONI [138].....	83
Abbildung 3-2: Länderanteil nach Umsatz.	84
Abbildung 3-3: Produktionsübersicht vom 24.05 bis zum 16.07.2009.	86
Abbildung 3-4: Schmelzen pro Tag und Gesamtproduktion.	88
Abbildung 3-5: Schmelzen und Strangdicken pro Tag.	88
Abbildung 3-6: Erstarrungsgebiete der hoch siliziumhaltigen, ferritischen und Duplex Stähle.	89
Abbildung 3-7: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die integrale Wärmestromdichte für peritektische Stähle (C: 0,13-0,15%).	92
Abbildung 3-8: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die integrale Wärmestromdichte für unterschiedliche Kohlenstoffgehalte.	93
Abbildung 3-9: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die integrale Wärmestromdichte für unterschiedliche Gießgeschwindigkeiten.....	94

Abbildung 3-10: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes von 0 bis 0,18% C auf die integrale Wärmestromdichte für unterschiedliche Gießgeschwindigkeiten.	94
Abbildung 3-11: Einfluss der Kokillenwassermenge auf die integrale Wärmestromdichte für APeri und AMedC.	95
Abbildung 3-12: Einfluss der Überhitzungstemperatur auf die integrale Wärmestromdichte für APeri und AMedC.	96
Abbildung 3-13: Einfluss der Kokillenkonzität auf die integrale Wärmestromdichte für APeri und AMedC.	97
Abbildung 3-14: Integrale Wärmestromdichte von BA, BI, SL, SR über der Gießgeschwindigkeit für APeri, AMedC, AHC und AUHC.	98
Abbildung 3-15: Einfluss der Strangbreite auf die integrale Wärmestromdichte.	99
Abbildung 3-16: Einfluss der Strangbreite auf die Integrale Wärmestromdichte.	100
Abbildung 3-17: Ausbreitung an der Star Cracks an der Oberfläche (erstes Bild) und Ausbreitung Richtung Strangzentrum.	101
Abbildung 3-18: Verteilung der Star Cracks für APeri und AMedC abhängig von integraler Wärmestromdichte und Gießgeschwindigkeit.	102
Abbildung 3-19: Star Cracks über Cu und Cu _{aq} für APeri.	103
Abbildung 3-20: Star Cracks-über Cu und Cu _{aq} für AMedC.	104
Abbildung 3-21: Schematische Darstellung von Brammenquerschnitt, Probenahme und untersuchten Bereich zur Ermittlung von Zentrumsseigerungen.	105
Abbildung 3-22: Innenqualität (A) und Zentrumsbereich (B) sowie grafische Bewertung (C bis E) der Zentrumsseigerungen eines Brammenausschnittes (267540B-AMedC).	106
Abbildung 3-23: Veränderung der Soft Reduction für APeri.	107
Abbildung 3-24: Anteil der Zentrumsseigerung über der maximalen Soft Reduction für APeri.	108
Abbildung 3-25: Gießgeschwindigkeits-Zeitverlauf für die Schmelze 267836.	109
Abbildung 3-26: Zentrumsseigerung über die Brammenbreite für APeri.	110
Abbildung 3-27: Veränderung der Soft Reduction für AMedC.	111

Abbildung 3-28: Anteil der Zentrumsseigerung über der maximalen Soft Reduction für AMedC.....	112
Abbildung 3-29: Zentrumsseigerung über die Brammenbreite für AMedC.	112
Abbildung 3-30: Veränderung der Soft Reduction für AHC.	113
Abbildung 3-31: Anteil der Zentrumsseigerung über der maximalen Soft Reduction AHC.	114
Abbildung 3-32: Zentrumsseigerung über die Brammenbreite für AHC.....	115
Abbildung 3-33: Veränderung der Soft Reduction für AUHC.....	116
Abbildung 3-34: Anteil der Zentrumsseigerung über der maximalen Soft Reduction AUHC.	117
Abbildung 3-35: Zentrumsseigerung über die Brammenbreite für AUHC.	118
Abbildung 3-36: Verbesserung der prozentuellen (AFCS) und der maximalen Zentrumsseigerung durch die Erhöhung der maximalen Soft Reduction für APeri, AMedC, AHC und AUHC.	119
Abbildung 3-37: Einfluss der Überhitzung auf die globulitische Erstarrung.	121
Abbildung A-1: Ausdehnung der globulitischen Erstarrung für EV 15/18/21.....	138
Abbildung A-2: Ausdehnung der globulitischen Erstarrung Ferrit Ti.	144

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2–I: Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten ($k^{\delta/L}$, $k^{\gamma/L}$) ausgewählter Elemente in δ - und γ - Eisen [28, 32-34].....	21
Tabelle 2–II: Überblick der theoretischen Modelle für Mikrosegierung unter verschiedenen Voraussetzungen [24].....	25
Tabelle 2–III: Zielgrößen und der Einfluss von harter und weicher Kühlung [39, 41, 64, 65].	45
Tabelle 3–I: Abkürzungsverzeichnis der gegossenen Stahlgruppen.	85
Tabelle 3–II: Einteilung der Kohlenstoffstähle.	86
Tabelle 3–III: Gegossene Schmelzenanzahl und durchschnittliche Stahlzusammensetzung der einzelnen Stahlgruppen.	87
Tabelle 3–IV: Durchschnittliche Stahlzusammensetzung und maximale Abweichungen der berechneten Liquidustemperaturen zu gemessenen Werten.	90
Tabelle A–I: Stahlzusammensetzung und berechnete Liquidustemperaturen für ferritische Stähle.	136
Tabelle A–II: Stahlzusammensetzung und berechnete Liquidustemperaturen für Duplex. .	137
Tabelle A–III: Stahlzusammensetzung und berechnete Liquidustemperaturen für hoch siliziumhaltige Stähle.	137

1 Einleitung

An einer Einstrang-Brammenstranggießanlage wurde, um die geforderten Qualitäten gewährleisten zu können, während der Inbetriebnahme eine Optimierung der Gießparameter in mehreren Stufen durchgeführt. An der Anlage können Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,005 bis 0,9%, sowie hoch siliziumhaltige, austenitische, ferritische und Duplex Stähle gegossen werden. Durch eine Dickenänderung von 200 auf 250mm und einer Breitenverstellung zwischen 800 und 2080mm kann der Strang den gewünschten Produktabmessungen angepasst werden.

Gegenstand der vorliegenden Arbeit war die Dokumentation der vorgenommenen Änderungen, sowie die Untersuchung dieser auf ausgewählte Qualitätskriterien.

Die folgende Masterarbeit gliedert sich in einen theoretischen und einen praktischen Teil. Im theoretischen Teil werden einerseits die Funktionsweise einer Brammenstranggießanlage und andererseits die Themen metallurgische Grundlagen, Erstarrung und Wärmeabfuhr, ausgewählte Qualitätsmerkmale, Soft Reduction und der Zusammenhang zwischen Prozesseinstellungen und den ausgewählten Qualitätsmerkmalen beschrieben.

Die Schwerpunkte des praktischen Teils beinhalten den Vergleich und die Bewertung von Formeln zur Berechnung von Liquidustemperaturen, die Untersuchung ausgewählter Parameter auf die integrale Wärmestromdichte in der Kokille, die Ursachenfindung der Star Crack Bildung, sowie die Untersuchung des Einflusses der Soft Reduction für Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,10 und 0,6% auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen und der Überhitzungstemperatur auf die Ausdehnung globulitischer Erstarrung für hoch siliziumhaltige und titanstabilisierte ferritische Stähle.

2 Theoretischer Teil

Der theoretische Teil dieser Arbeit gliedert sich in sieben Unterpunkte. In **Kapitel 2.1** wird in einigen Sätzen die Funktionsweise von Stranggießanlagen näher gebracht. Zum Verständnis der weiteren Arbeit werden im angeschlossenen **Kapitel 2.2** die metallurgischen Grundlagen - Keimbildung, Konstitutionelle Unterkühlung, Berechnung von Liquidustemperaturen sowie Mikro- und Makroseigerungen - beschrieben. Das **Kapitel 2.3** beinhaltet die Punkte Erstarrung und Wärmeabfuhr in der Primär- und Sekundärkühlzone. Im Anschluss an dieses Kapitel wird auf die Beeinflussung der ausgewählten Qualitätsmerkmale Star Cracks und Zentrumsseigerungen eingegangen (**Kapitel 2.4**). Bevor in **Kapitel 2.6** der Zusammenhang zwischen den ausgewählten Qualitätsmerkmalen und Prozessparametern beschrieben wird, sollen in **Kapitel 2.5** die wesentlichen Grundzüge der Soft Reduction beschrieben werden. Abgeschlossen wird der theoretische Teil dieser Arbeit mit einer Zusammenfassung der gesammelten Literatur (**Kapitel 2.7**).

2.1 Funktionsweise einer Stranggießanlage

Stranggießen von Stahl, dargestellt in **Abbildung 2-1**, ist ein kontinuierlicher Prozess bei dem flüssiger Stahl in ein festes Halbzeug umgewandelt wird. Die Form der Kokille lässt sich optimal an die meisten Halbzeugformen für die weitere Warmformgebung anpassen. Industriell entwickelt in den 1950er Jahren, um die Qualität, Produktivität und Wirtschaftlichkeit des Blockgießens zu erhöhen, liegt der Anteil des Stranggießens an der Weltrohstahlproduktion heute bei zirka 90%. Für bestimmte Produktabmessungen und Endprodukte wird das Blockgießen jedoch nicht an Bedeutung verlieren [1].

In Stahlwerken fallen in kurzen Zeitabständen große Mengen an Stahl (bis zu 400 Tonnen pro Stunde) an, die in weiterer Folge in Stranggießanlagen gegossen werden. Nachdem die erforderliche Stahlqualität und Gießtemperatur in der vorangegangenen Sekundärmetallurgie endgültig eingestellt wurden, wird die Gießpanne mittels eines Krans in den Pfannendrehturm eingesetzt und in Gießposition gedreht. Gleichzeitig wird die entleerte Pfanne aus der Gießposition gedreht und abtransportiert. Dieser Vorgang ist die Basis des Sequenzgusses, bei dem mehrere Pfannen hintereinander abgegossen werden ohne den Gießprozess zu unterbrechen [2, 3].

Durch das Entfernen des an der Unterseite der Pfanne angebrachten Schieberverschlusses fließt die Stahlschmelze durch das feuerfeste Schattenrohr, welches den Kontakt und die Reaktion mit der Umgebungsluft verhindert, in einen Verteiler. Dieser Verteiler dient einerseits als Puffergefäß, um kontinuierliches Stranggießen, bei gleichzeitigem Pfannenwechsel zu ermöglichen. Andererseits wird der Stahl hinsichtlich Temperatur und chemischer Analyse homogenisiert. Durch die erhöhte Verweilzeit im Verteiler können nichtmetallische Einschlüsse im Verteilerabdeckpulver abgeschieden werden und, wenn prozessbedingt erforderlich, kann durch das Verteilergefäß die Stahlschmelze zu mehreren Strängen vergossen werden. Nachdem der Verteiler gefüllt ist, wird der Stopfenverschluss angehoben und der flüssige Stahl strömt durch ein Tauchrohr, welches wiederum den Kontakt zum Luftsauerstoff vermeidet, in eine wassergekühlte Kupferkokille. Durch das Heben und Senken des Stopfens wird der Zufluss des Stahls in die Kokille reguliert [2, 3].

In der Kokille wird der Erstarrungsvorgang eingeleitet. Dem flüssigen Stahl wird durch die wassergekühlten Kupferplatten die Wärme abgeführt und es bildet sich eine mehr oder weniger tragfähige Strangschale, die Schrumpfungs- und Verzerrungsspannungen ausgesetzt ist, aus [2-7]. Der teilweise erstarrte Strang wird durch die Kokille nach unten ausgezogen.

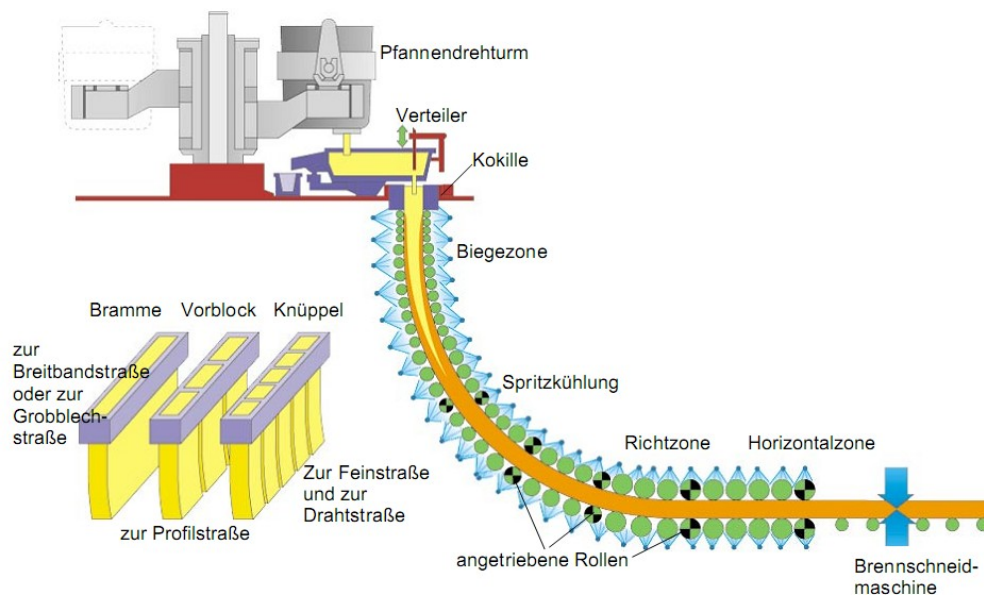


Abbildung 2-1: Darstellung einer Stranggießanlage mit Primär- und Sekundärkühlzone [8].

Zu Gießbeginn benötigt man dazu einen Kaltstrang, eine Art Nachbildung des erstarrten Stranges, der bis zu den angetriebenen Rollen am Ende des Gießbogens reicht. Der erstarrte Strang wird am oberen Ende des Kaltstranges aus der Anlage gezogen, anschließend abgetrennt und für den nächsten Angießvorgang vorbereitet. Um die Reibkräfte zwischen der noch dünnen Strangschale und der Kokille zu minimieren, oszilliert die Kokille während des gesamten Gießprozesses mit definierter Geschwindigkeit auf und ab. Das Aufgeben von Gießpulver auf den Gießspiegel dient einerseits als Schmiermittel zwischen Strangschale und Kokille, andererseits soll durch das Gießpulver die Stahlschmelze vor der Atmosphäre geschützt werden [2, 3, 7, 9-12].

Der Strang muss die Kokille mit einer Strangschale verlassen, die in der Lage ist, den flüssigen Stahl am Austritt aus dem Stranginneren zu hindern. Während des Gießprozesses ist die Strangschale den verschiedensten Beanspruchungen ausgesetzt. Aufgrund des ferrostatistischen Druckes kann der Strang in der Sekundärkühlzone, welche an die Kokille (Primärzone) anschließt, ausbauchen und dadurch die Rissbildung einleiten und Zentrumsseigerungen verursachen [2, 3, 13-16]. Um das Ausbauchen des Stranges zu verhindern, ist die sorgfältige Stützung durch Rollen und die Wahl der Rollendurchmesser und -abstände von großer Bedeutung [14]. Zum Abführen der im Stranginneren verbliebenen Wärme wird die Strangoberfläche in der Sekundärkühlzone durch das Aufspritzen von Wasser, oder einem Luft-Wasser-Gemisch weiter gekühlt [2, 3, 18]. Um Kräfte und die dadurch eingeleiteten Spannungen und Dehnungen möglichst gering zu halten, ist die richtige Einstellung der Sekundärkühlwassermengen von entscheidender Wichtigkeit.

Nachdem der Strang am Ende der Sekundärkühlzone in die Horizontale gerichtet wurde und völlig durcherstarrt ist wird der Strang mit Brennschneidern in definierte Längen geschnitten. Anschließend wird das Halbzeug direkt in das Walzwerk geliefert oder auf Raumtemperatur abgekühlt und zwischengelagert.

Abhängig von Anlagengegebenheiten, Form und Größe des Stranges, sowie unterschiedlichem Einsatzgebiet und daraus abzuleitenden Qualitätsanforderungen an die Endprodukte wurden in den letzten Jahrzehnten unterschiedliche Bauarten von Stranggießanlagen (siehe **Abbildung 2-2**) entwickelt. Die Abbildung zeigt unterschiedliche Anlagentypen. Durch die Entwicklung der Kreisbogenanlage bzw. der Anlage mit progressiver Abbiegung, bei der die Kokille gekrümmt ausgeführt ist, konnten die Bauhöhen stark reduziert werden. Senkrechthanlagen bieten den Vorteil einer verbesserten Einschlussabscheidung im noch flüssigen Bereich des Stranges. Da bei den Senkrechthanlagen kein Biegen und Richten notwendig ist, kann bei rissanfälligen Spezialstählen die Rissbildung vermieden werden.

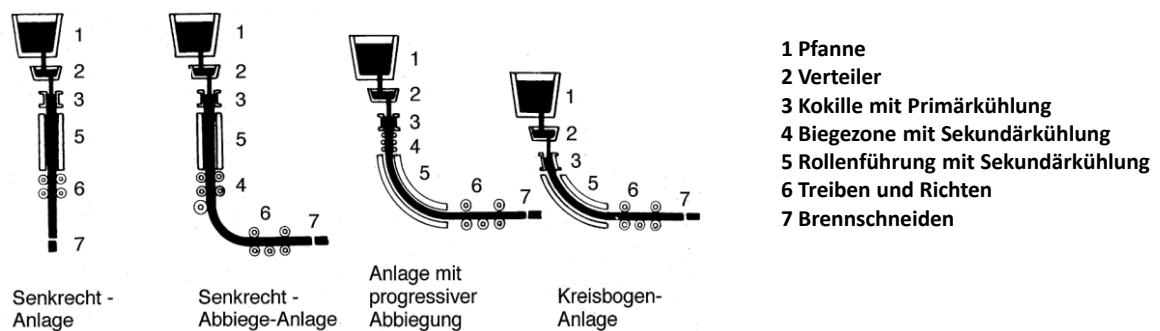


Abbildung 2-2: Anlagentypen für das Stranggießen von Stahl [1].

2.2 Metallurgische Grundlagen des Stranggießens

Beim Abkühlen einer Stahlschmelze wird der Übergang von der flüssigen zur festen Phase durch die Keimbildung eingeleitet. Kontinuierliches Wachstum der festen Phase tritt erst ein, wenn der Keim eine bestimmte Größe überschritten hat. Das weitere Wachstum der festen Phase wird durch die zwei wesentlichen Mechanismen, Wärme- und Stofftransport, bestimmt. Die während der Erstarrung freigesetzte Wärmemenge ist umso größer, je höher die Erstarrungsgeschwindigkeit ist. Während der Erstarrung kommt es aufgrund der unterschiedlichen Löslichkeit von Legierungselementen zu Entmischungserscheinungen und Konzentrationsunterschieden zwischen Kristall und Schmelze [19, 20]. Die Neigung der Entmischung wird durch die Größe des Verteilungskoeffizienten bestimmt.

Im folgenden Kapitel „Metallurgische Grundlagen des Stranggießens“ werden die Themen Keimbildung, konstitutionelle Unterkühlung und Dendritenwachstum beschrieben, die Liquidus- und Solidustemperatur anhand des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms erklärt, sowie gesammelte Formeln zur Berechnung von Liquidustemperaturen für hochlegierte Stähle gegenüber gestellt. Des Weiteren wird auf die Bildung von Mikro- und Makroseigerungen eingegangen.

2.2.1 Keimbildung, konstitutionelle Unterkühlung und Dendritenwachstum

In diesem Kapitel werden einerseits die Grundlagen der Keimbildung und andererseits die Konzentrationsanreicherung vor der Erstarrungsfront, die konstitutionelle Unterkühlung und das Dendritenwachstum erklärt.

2.2.1.1 Keimbildung

Bei einer gegebenen Temperatur und unter konstantem Druck ist jener Zustand stabil, der die geringste freie Enthalpie besitzt [19, 20]. **Abbildung 2-3** zeigt den Verlauf der freien Enthalpie von Schmelze und Kristall über der Temperatur. Liegt die Temperatur der Metallschmelze unter der Schmelztemperatur ($T < T_m$) hat der Kristall die kleinere freie Enthalpie. Liegt die Temperatur über der Schmelztemperatur ($T > T_m$), so hat die Schmelze die kleinere freie Enthalpie. Am Schmelzpunkt schneiden sich die beiden Geraden ($T = T_m$), die Enthalpie der zwei Phasen ist gleich groß – die Phasen sind im Gleichgewicht. Wird die Schmelze unterkühlt bzw. der Kristall überhitzt, so wirkt pro Volumeneinheit eine treibende

Kraft $\Delta g_U = g_S - g_K$ (g_K : Spezifische freie Enthalpie des Kristalls; g_S : Spezifische freie Enthalpie der Schmelze) zur Änderung des Zustandes [19].

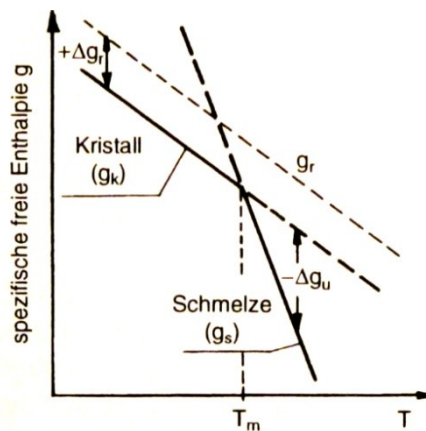


Abbildung 2-3: Spezifische freie Enthalpie von Kristall (g_K) und Schmelze (g_S) in Abhängigkeit von der Temperatur (Gleichgewicht: Volllinie, spezifische freie Enthalpie g_r eines Kristallkeims mit Radius r : dünne gestrichelte Linie) [19].

Grundsätzlich erfolgt die Erstarrung von Schmelzen über Keimbildung und Keimwachstum. Bei der Keimbildung unterscheidet man zwischen *homogener* und *heterogener Keimbildung* unterschieden. Wird die flüssige Metallschmelze unter ihren Schmelzpunkt abgekühlt, so ist thermodynamisch das Einsetzen der Kristallisation zu erwarten. Die *homogene Keimbildung* wird durch die Freisetzung der Schmelzwärme und den für die Grenzflächenbildung notwendigen Energiebedarf behindert [19]. Dadurch stellt sich ein dynamischer Zustand zwischen Zerfall und Bildung von Keimembryonen ein. Wachstumsfähige Keime entstehen erst, wenn genügend Keimbildungsarbeit in Form von Unterkühlung geleistet wurde. Bei der Kristallisation kommt es zu einer sprunghaften Abnahme des Volumens. Dabei wird *Volumenenergie* $(4/3 \cdot \pi \cdot r^3) \cdot -\Delta g_U$ frei, die mit dem zunehmenden Volumen des Keimes anwächst [19]. Bei der Grenzflächenbildung wird *Grenzflächenenergie* $(4 \cdot \pi \cdot r^2 \gamma)$ benötigt, die ebenfalls mit wachsendem Keimvolumen ansteigt. Dadurch stellt sich folgende Enthalpiebilanz ein, die unter der Annahme eines kugelförmigen Keims mit dem Radius r und der *spezifischen Enthalpie* γ (Oberflächenenthalpie pro Flächeneinheit) in Gleichung 2-1 dargestellt wird.

$$\Delta G_K = -\Delta G_V + \Delta G_G = -\Delta g_U \cdot 4/3 \cdot \pi \cdot r^3 + 4 \cdot \pi \cdot r^2 \gamma \quad (2-1)$$

Die Abhängigkeit der Enthalpieänderungen ist von der Größe des Keimradius abhängig und in **Abbildung 2-4** dargestellt. Diese Abbildung zeigt, dass die *Gesamtenthalpie* ΔG bei dem *kritischen Keimradius* r_0 über ein Maximum läuft. Der Betrag der Gesamtenthalpie bei r_0 wird als *Keimbildungsarbeit* ΔG_0 bezeichnet und muss vom System aufgebracht werden, um

wachstumsfähige Keime zu erzeugen. Keime mit $r < r_0$ werden wieder aufgelöst, da das Wachstum mit einer Erhöhung der Gesamtenthalpie verbunden ist. Keime mit $r > r_0$ sind dagegen wachstumsfähig, da ihr weiteres Wachstum mit einer Energieverringering verbunden ist.

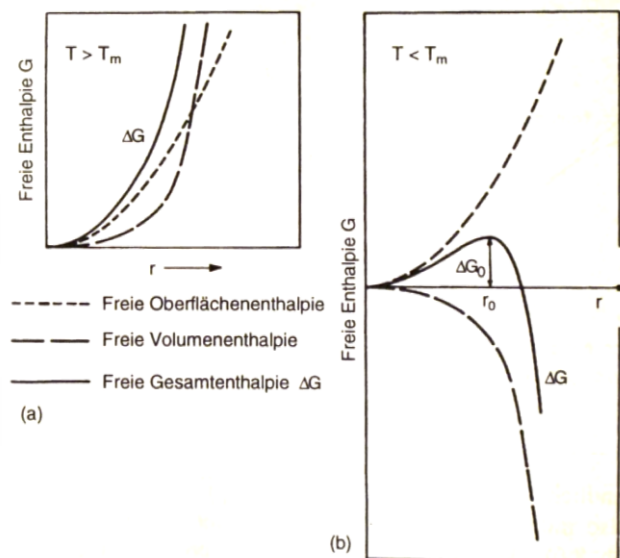


Abbildung 2-4: Freie Enthalpie eines kugelförmigen Keims in Abhängigkeit von seinem *Radius* r für $T > T_m$ und $T < T_m$ [19].

Die Kristallisation läuft als freiwilliger Vorgang ab, wenn ΔG_0 negativ wird, d.h. der Betrag des freigesetzten Volumenenergieterms ΔG_V muss größer sein als der aufzubringende Grenzflächenenergieterm ΔG_G . Für den *kritischen Keimradius* gilt folgender Zusammenhang:

$$r^* = \frac{2\gamma}{\Delta g_V} \quad (2-2)$$

Die Schmelzenthalpie entspricht der freigesetzten Erstarrungswärme beim Übergang flüssig-fest. Daraus lässt sich ableiten, dass

- ohne lokale Unterkühlung keine Keimbildung statt findet.
- bei steigender Unterkühlung der kritische Keimbildungsradius kleiner wird.
- bei steigender Schmelzenthalpie oder sinkender Grenzflächenenergie der kritische Keimbildungsradius kleiner wird.

Unter der *heterogenen Keimbildung* wird die Keimbildung an der Kokillenwand, Gießpulver oder an Verunreinigungen in der Stahlschmelze verstanden. Da in diesem Fall der Keimbildung nur ein Teil der Grenzfläche fest-flüssig gebildet werden muss, verringert sich der kritische Keimbildungsradius:

$$r_{0 \text{ heterogen}} < r_{0 \text{ homogen}} \text{ und } \Delta G_0 \text{ heterogen} < \Delta G_0 \text{ homogen} \quad (2-3)$$

Unter den Bedingungen technischer Erstarrungsprozesse, wie dies beim Stranggießen der Fall ist, kommt es überwiegend zur heterogenen Keimbildung an bereits vorhandenen Grenzflächen. Keimbildung erfolgt durch thermische Fluktuation. Folgedessen ist die *Keimbildungsgeschwindigkeit* $\dot{N} \sim e^{(-\Delta G_0/kT)}$. Da ΔG_0 temperaturabhängig ist und \dot{N} exponentiell von ΔG_0 abhängt, führen bereits kleine Unterkühlungen zu starken Änderung der Keimbildungsgeschwindigkeit.

2.2.1.2 Konzentrationsanreicherung vor der Erstarrungsfront, konstitutionelle Unterkühlung und Dendritenwachstum

Beim Stranggießen wird die Geschwindigkeit der Erstarrung durch die Wärmeabfuhr bestimmt [2, 3]. Die Erstarrung verläuft grundsätzlich von außen nach innen, wobei sich zwischen dem noch flüssigen Zentrum und der durcherstarrten Strangschale eine Erstarrungsfront ausbildet [2, 3, 14, 18]. **Abbildung 2-5** zeigt die sich einstellenden Konzentrationsverhältnisse während der Erstarrung einer binären Schmelze im Gleichgewicht eines Zweisstoffsystems. Wird eine Schmelze mit der *Ausgangskonzentration* C_0 bis auf die *Liquidustemperatur* (T_l) abgekühlt, so beginnt sie zu erstarren und scheidet einen Mischkristall mit der *Konzentration* C_{S_0} aus, wobei C_{S_0} kleiner als C_0 ist. Dadurch kommt es zu einer Anreicherung des gelösten Stoffes vor der Erstarrungsfront [2, 21]. Das Gleichgewicht zwischen flüssiger und fester Phase herrscht nur an der Erstarrungsfront. Die Zusammensetzung von Schmelze und Mischkristall ändert sich entlang der Liquidus- und Soliduslinie bis zum Erreichen der Solidustemperatur.

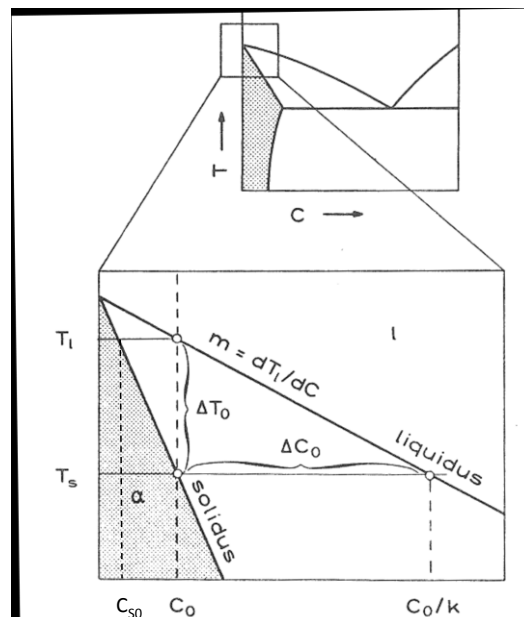


Abbildung 2-5: Konzentrationsverhältnisse bei der Erstarrung einer binären Schmelze [21].

Abbildung 2-6 zeigt im oberen Teilbild den Konzentrationsverlauf und im unteren Teilbild den Temperaturverlauf vor der Erstarrungsfront in der Restschmelze sowie den Randbereich eines Zweistoffsystems. An der Erstarrungsfront kommt es zur beschriebenen Konzentrationsanreicherung, dargestellt durch den sprunghaften Anstieg von C_0 auf C_0/k . C_l kennzeichnet den mit zunehmendem Abstand von der Erstarrungsfront abnehmenden Konzentrationsverlauf in der Schmelze. Im rechten unteren Teilbild ist die Temperaturänderung bei sich ändernden Konzentrationen, entsprechend dem Phasendiagramm, dargestellt. Dabei entspricht die Liquidustemperatur der Konzentration C_0 gleich der Solidustemperatur der Konzentration C_0/k . Dadurch ändert sich mit zunehmenden Abstand von der Erstarrungsfront sowohl die Liquidus- als auch die Solidustemperatur.

Im unteren Teilbild ist der Liquidustemperaturverlauf dargestellt. Dieser besitzt an der Erstarrungsfront den niedrigsten Wert und steigt mit sinkender Konzentration an. Die Liquidustemperatur der Restschmelze ist vor der Erstarrungsfront niedriger als jene im Inneren der Schmelze. Jedes Volumenelement vor der Erstarrungsfront hat auch eine eigene Temperatur T_q , die durch den Temperaturgradienten, der seinerseits durch die Wärmeabfuhr entsteht, bestimmt wird. An der Phasengrenzfläche ist die wahre Temperatur T_q gleich oder unter der Solidustemperatur $T_{S(C_0)}$. Dadurch, dass die Liquidustemperatur der Restschmelze über jener der tatsächlichen Temperatur (T_q) liegt, kommt es zur sogenannten konstitutionellen Unterkühlung [19, 20, 22, 23].

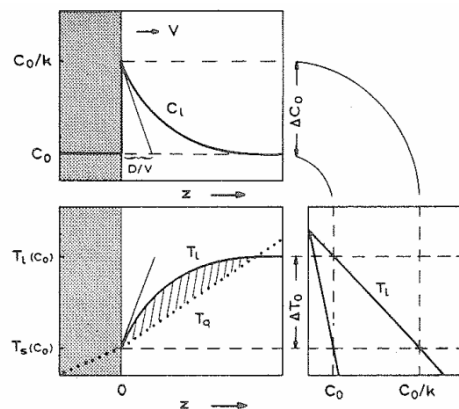


Abbildung 2-6: Verlauf des Liquidus-, Solidus- und Konzentrationsverlaufes vor der Erstarrensfront [21].

In **Abbildung 2-7** sind die Auswirkungen von unterschiedlich starker Unterkühlung auf die Morphologie der Erstarrensfront dargestellt. In **Bild a** ist der Temperaturgradient, der durch die Wärmeabfuhr hervorgerufen wird, größer als der Gradient der Liquidustemperatur. Die Erstarrensfront bleibt eben und es ergibt sich ein stabiler Zustand (**Bild c**). In **Bild b** nimmt die Steilheit des Temperaturgradienten ab, Verwachsungen an der Erstarrensfront werden energetisch bevorzugt, die Wachstumsfront wird instabil und es entsteht ein zelluläres und in weiterer Folge ein dendritisches Gefüge (**Bild d**).

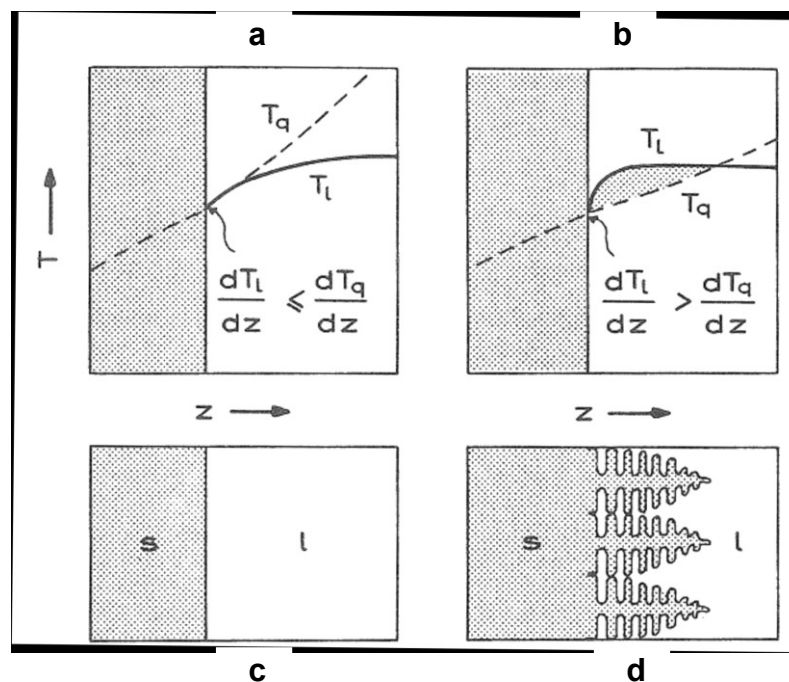


Abbildung 2-7: Temperaturverläufe und Gefügeausbildung bei unterschiedlichem Temperaturgradienten [21].

Abhängig von den Erstarrungsbedingungen bilden die Dendriten Arme unterschiedlicher Ordnung aus [22, 24]. In **Abbildung 2-8** sind die drei wichtigsten Gefügemerkmale *Primärabstand* λ , *Sekundärdendritenarmabstand* λ_a , der *Spitzenradius* R und deren Verhalten als Funktion der Erstarrungsgeschwindigkeit dargestellt. Die Struktur einer stranggegossenen Bramme wird durch den Primär- und Sekundärdendritenarmabstand charakterisiert. Während der Erstarrung ändert sich der Primärabstand an einer bestimmten Stelle nicht. Sekundärdendritenarmabstände vergrößern und können in weiterer Folge einen Hinweis auf die örtlichen Erstarrungsbedingungen geben, wenn keine Daten über den Wärmefluss vorliegen [24].

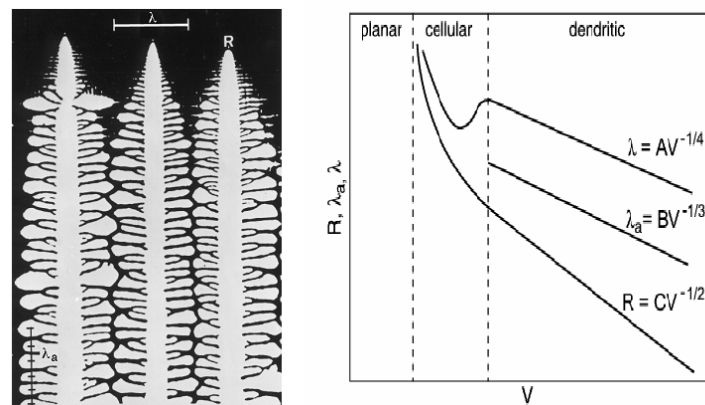


Abbildung 2-8: Dendriten und schematische Darstellung der drei Gefügemerkmale: Spitzenradius R , Primärabstand λ und Sekundärdendritenarmabstand λ_a , sowie deren Abhängigkeit von der Erstarrungsgeschwindigkeit V [24].

In **Abbildung 2-9** sind die Temperaturfelder und Abkühlungskurven von gerichtet transkristallinen (**a,c**) und ungerichtet globulitischen (**b,d**) Dendriten in Legierungen dargestellt. Bild a zeigt die Dendritenbildung von der Kokille in die Schmelze, Bild b zeigt die Dendritenbildung in der Schmelze. Die Bilder c und d stellen die dazugehörigen Temperaturverläufe dar. In den Bildern a und c sind die Liquidustemperaturen als durchgezogene Linien dargestellt. Bei der gerichtet transkristallinen Erstarrung (c) sind die Kristalle im ständigen Kontakt mit der Kokillenwand. Die Wärme wird hier entgegen der Wachstumsrichtung abgeleitet. Im Fall d muss die bei der Erstarrung frei werdende Wärmemenge des unterkühlten Dendriten durch die Schmelze transportiert werden. In diesem Fall ist die Temperatur des Dendriten höher als jene der Schmelze, der Wärmefluss ist mit der Wachstumsrichtung gleichgerichtet. Die örtliche Erstarrungszeit ist jene erforderliche Zeit, die benötigt wird, um den fest vorgegebenen Punkt vollständig zu erstarren.

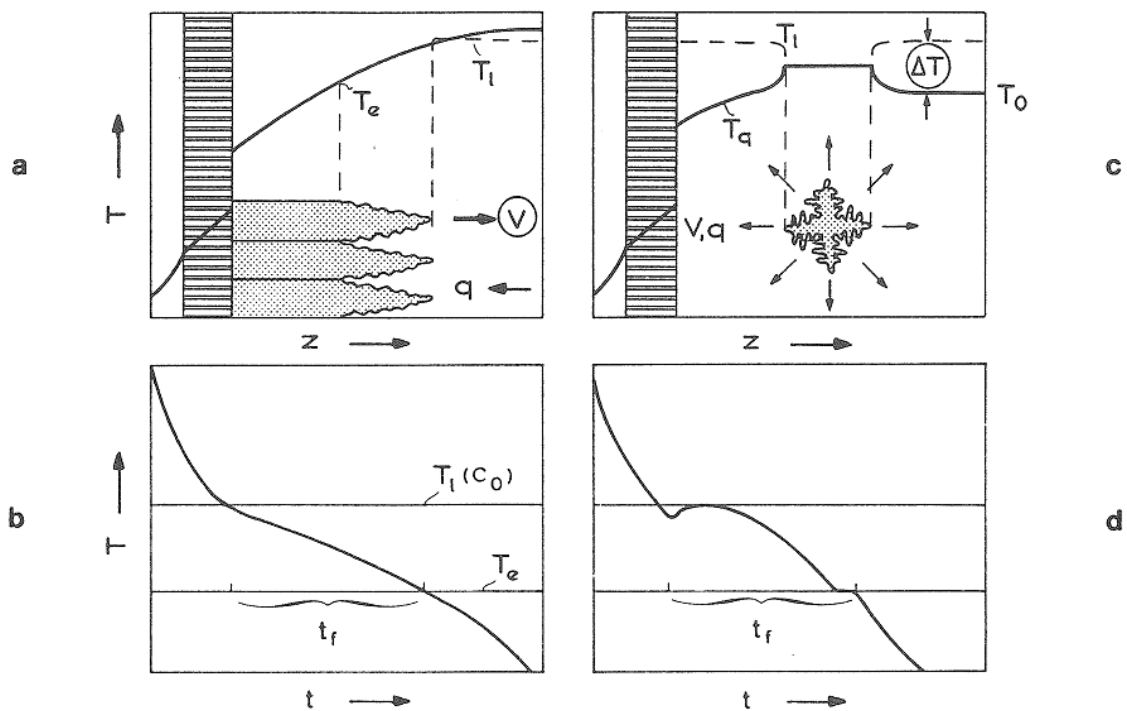


Abbildung 2-9: Temperatur- und Abkühlungskurven bei gerichtet transkristalliner und ungerichteten globulitischen Erstarrung [21].

In **Abbildung 2-10** ist der Einfluss von *Temperaturgradient* G und *Erstarrungsgeschwindigkeit* V auf die Ausbildung der Mikrostruktur dargestellt. Die Variablen G und V sind für die Form und Feinheit des Gussgefüges, welches am Ende der Erstarrung einer Schmelze vorliegt, verantwortlich [2, 24]. Die *Abkühlgeschwindigkeit* \dot{T} wird durch das Produkt $G \cdot V$, die *Wachstumsmorphologie* durch den Quotienten G/V bestimmt [2, 24]. Die spezifischen G/V -Werte, d.h. jene Linien, die von links unten nach rechts oben verlaufen, stellen die Übergänge zwischen den unterschiedlichen Gefügen (planar, zellular, stengelig kristallin und globulitisch oder ungerichtet dendritisch) dar. Sich verändernde $G \cdot V$ Werte zeigen Änderungen in der Feinheit des Gefüges. So kann durch eine gezielte Veränderung von G oder/und V die Gefügefeinheit eingestellt werden. Neben den Temperaturgradienten vor der Erstarrungsfront wird die Ausbildung des Gefüges durch die chemische Zusammensetzung der Schmelze, die Anlagenbauart und die Querschnittsgröße des Stranges beeinflusst. So verändern sich beim konventionellen Stranggießen, wie durch den schwarzen Pfeil mit der Beschriftung Casting in **Abbildung 2-10** angedeutet, die Wachstumsbedingungen mit der Zeit von rechts oben nach links unten.

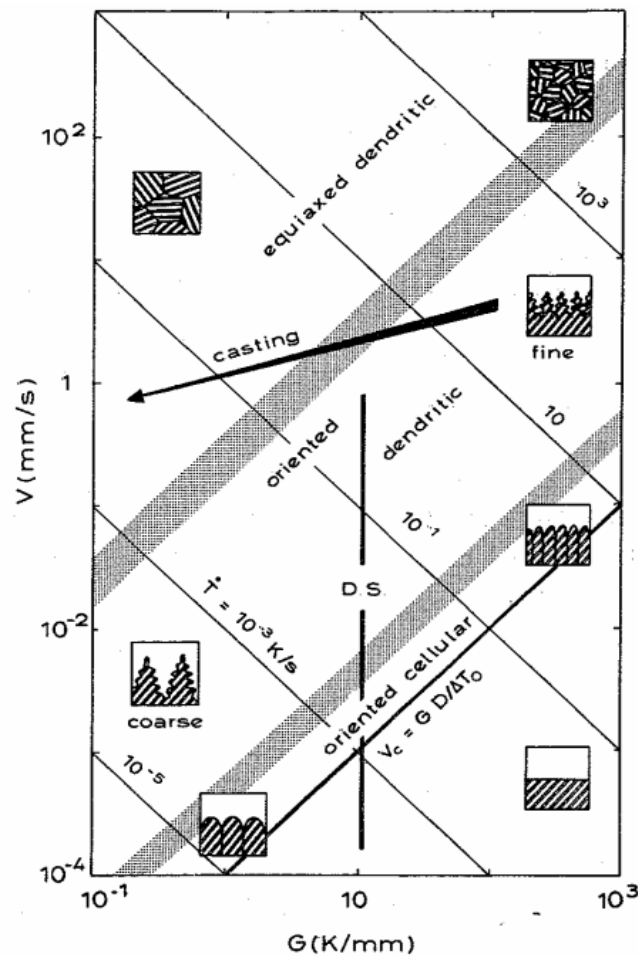


Abbildung 2-10: Einfluss der Erstarrungsparameter G und V auf die Mikrostruktur [24].

Beim Stranggießen von Brammen bildet sich, ähnlich wie beim Gießen von Knüppeln, eine Primärstruktur (siehe **Abbildung 2-11**), die aus globulitischen und säulenartigen Kristalliten (Dendriten), aufgebaut ist. Die Ausdehnung dieser Zonen folgt bestimmten Gesetzmäßigkeiten, so dass sich je nach Gießbedingung eine vollkommen dendritische Struktur, eine über den gesamten Querschnitt globulitische Struktur oder die am häufigsten beobachtete Struktur, welche aus einer feinglobulitischen Randzone **(1)**, dem dendritischen Bereich **(2)** und der grobglobulitischen Kernzone **(3)** besteht, ausbildet.

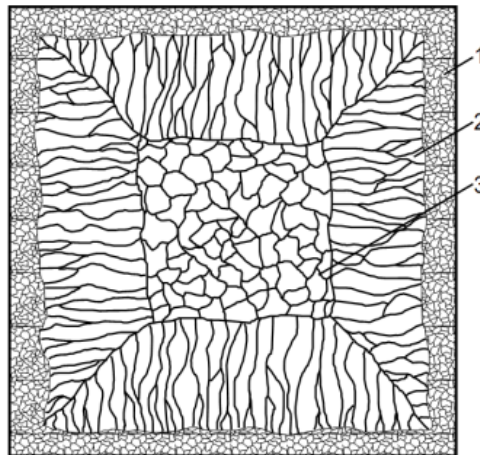


Abbildung 2-11: Primäre Erstarrungsstruktur eines Knüppels [25].

Die Stärke der feinglobulitischen Randzone, die bei Abkühlgeschwindigkeiten von etwa 100°C/s entsteht, beträgt, abhängig von den Gießbedingungen, 0,5 bis 5 mm. Bei einer unregelmäßigen Erstarrung, die durch einen mehrmaligen Kontaktwechsel zwischen Kokille und Strangschale entsteht, kann sich vor der Bildung von Dendriten eine Zwischenzone mit schlanken, vorzugsweise regellos angeordneten Kristallen bilden. Im Anschluss daran entsteht die transkristalline Zone, bei der die Dendriten streng parallel, entgegen der Richtung des Wärmeflusses gerichtet sind. Mit zunehmender Strangschalendicke sinkt die Erstarrungsgeschwindigkeit und das Dendritenwachstum lässt nach [18, 25]. Aufgrund von Konvektionsströmungen werden die Dendriten beim Brammenstranggießen leicht nach oben gerichtet. Die Ausbildung der grobglobulitischen Kernzone wird entscheidend von der Überhitzungstemperatur, der Erstarrungsgeschwindigkeit und der Keimzahl beeinflusst. Bei höheren Überhitzungstemperaturen befinden sich weniger Keime, die zur Bildung der grobglobulitischen Kernzone benötigt werden, im Sumpf, wodurch die dendritische Kristallisation ungestört und daher stärker ausgeprägt ist. Somit besteht ein enger Zusammenhang zwischen der Länge der Stengelkristallzone und der Korngröße in der grobglobulitischen Kernzone.

2.2.2 Berechnung der Liquidustemperatur

Das Vergießen von Stahllegierungen an einer Stranggießanlage setzt die genaue Kenntnis der Liquidustemperatur voraus, um die Gießtemperatur mit einer bestimmten Überhitzung einstellen und dadurch die Strangschalenbildung in der Kokille und das Gussgefüge regeln zu können. Zur Berechnung von Liquidustemperaturen für unterschiedliche Kohlenstoffstähle stellt die Literatur einige Formeln zur Verfügung. Als Grundlage dieser Formeln dient die Gewichtung des Einflusses der einzelnen Elemente im Fe-X Schaubild. Da die Liquidustemperaturen nicht durch die Abkühlbedingungen beeinflusst werden, können diese Gleichgewichtsverhältnisse mit ausreichender Genauigkeit übernommen werden. Diese Annahmen gelten nur für Schmelzen mit niedrigen Legierungsgehalten, da die Wechselwirkung zwischen den einzelnen gelösten Legierungselementen nicht berücksichtigt wird. Stahlwerke verwenden zur Berechnung von Liquidustemperaturen Formeln, die aus Veröffentlichungen stammen und weiten diese auf die eigene, spezifische Produktpalette aus.

Im Rahmen der Literaturstudie zur Berechnung der Liquidustemperatur für rostfreie, hochlegierte Stähle wurden folgende sieben Formeln gefunden (Gleichungen 2-4 bis 2-10) [26-29]. Grundsätzlich differenzieren die Autoren mit Ausnahme von Wolf (Gleichung 2-4) bei der Berechnung der Liquidustemperatur zwischen *primär ferritischer* und *primär austenitischer Erstarrung* (TLF und TLA).

Zur Berechnung der Liquidustemperatur wurde bei den angeführten Gleichungen 2-4 bis 2-8 die Liquidustemperatur des Reineisens oder andere Bezugstemperaturen herangezogen, die schmelzpunktniedrigende Wirkung der einzelnen Legierungselemente unterschiedlich stark gewichtet und addiert. Gleichung 2-9 und 2-10 wurden mit ermittelten Liquidustemperaturen aus der IDS Datenbank mit dem Prinzip des minimalen chemischen Potentials am Übergang Schmelze- δ -Eisen bzw. Schmelze- γ -Eisen entwickelt. In Gleichung 2-9 und 2-10 werden auch die Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Elementen berücksichtigt.

$$TL(\text{Wolf}) = 1537,4 - 100,3 * C_C + 22,41 * C_C^2 - 13,55 * C_{Si} + 0,64 * C_{Si}^2 - 5,82 * C_{Mn} - 0,3 * C_{Mn}^2 - 1,59 * C_{Cr} + 0,007 * C_{Cr}^2 - 3 * C_{Mo} - 4,18 * C_{Ni} - 0,01 * C_{Ni}^2 - 4,2 * C_{Cu} \quad (2-4)$$

$$TLF(K-S) = 1525 - 86,8 * C_C - 4,7 * C_{Si} - 2,1 * C_{Mn} - 0,8 * C_{Cr} - 5,1 * C_{Ni} - 3,1 * C_{Mo} + 1,1 * C_{Ti} - 3,6 * C_N \quad (2-5)$$

$$TLA(K-S) = 1530 - 59,4 * C_C - 12,1 * C_{Si} - 6,6 * C_{Mn} - 2,2 * C_{Cr} - 2,1 * C_{Ni} - 4,2 * C_{Mo} - 11,5 * C_{Ti} - 22 * C_N \quad (2-6)$$

$$TLF(K-O) = 1534 - 48,24 * C_C - 63,04 * C_C^2 - 14,39 * C_{Si} - 4,88 * C_{Mn} - 31,83 * C_P - 37,10 * C_S - 1,04 * C_{Cr} - 2,60 * C_{Mo} - 4,69 * C_{Ni} - 5,32 * C_{Cu} - 10,24 * C_{Ti} - 1,46 * C_{Co} - 0,24 * C_W \quad (2-7)$$

$$TLA(K-O) = 1491 - 36,33 * C_C + 61,90 * C_C^2 - 17,10 * C_{Si} - 3,32 * C_{Mn} - 27,07 * C_P - 30,40 * C_S - 2,61 * C_{Cr} - 3,25 * C_{Mo} - 1,60 * C_{Ni} - 1,7 * C_{Cu} - 10,17 * C_{Ti} - 0,86 * C_{Co} - 2,11 * C_W \quad (2-8)$$

$$TLF(stainlessREG) = 1538 - 76,28 * C_C - 1,3991 * C_{Cr} * C_C - 0,0837 * C_{Ni} * C_C - 9,43 * C_{Si} - 0,2128 * C_{Cr} * C_{Si} + 0,2391 * C_{Ni} * C_{Si} + 7,55 * C_{Mn} + 0,1779 * C_{Cr} * C_{Mn} + 0,01 * C_{Ni} * C_{Mn} - 1,56 * C_{Cr} - 0,0236 * C_{Cr}^2 - 2,87 * C_{Mo} + 0,044 * C_{Cr} * C_{Mo} - 0,0205 * C_{Ni} * C_{Mo} - 4,29 * C_{Ni} + 0,0095 * C_{Cr} * C_{Ni} - 0,0428 * C_{Ni}^2 - 12 * C_{Nb} + 0,0789 * C_{Cr} * C_{Nb} + 0,1771 * C_{Ni} * C_{Nb} - 18,55 * C_{Ti} + 0,0538 * C_{Cr} * C_{Ti} + 0,3514 * C_{Ni} * C_{Ti} - 42,64 * C_N - 1,2721 * C_{Cr} * C_N - 1,0988 * C_{Ni} * C_N + 0,002084 * C_{Cr}^3 + 0,000695 * C_{Ni}^3 + 238,96 * C_{Ti} * C_N \quad (2-9)$$

$$TLA(stainlessREG) = 1528 - 62,62 * C_C + 0,5175 * C_{Cr} * C_C - 0,2026 * C_{Ni} * C_C - 8,29 * C_{Si} - 0,4646 * C_{Cr} * C_{Si} + 0,1755 * C_{Ni} * C_{Si} + 4,22 * C_{Mn} - 0,0143 * C_{Cr} * C_{Mn} + 0,0377 * C_{Ni} * C_{Mn} - 2,59 * C_{Cr} - 0,034 * C_{Cr}^2 - 6,26 * C_{Mo} + 0,0494 * C_{Cr} * C_{Mo} + 0,0244 * C_{Ni} * C_{Mo} - 1,69 * C_{Ni} + 0,0546 * C_{Cr} * C_{Ni} - 0,0175 * C_{Ni}^2 - 10,17 * C_{Nb} + 0,0225 * C_{Cr} * C_{Nb} + 0,0781 * C_{Ni} * C_{Nb} - 16,91 * C_{Ti} + 0,0907 * C_{Cr} * C_{Ti} + 0,1422 * C_{Ni} * C_{Ti} - 21,6 * C_N + 0,1153 * C_{Cr} * C_N - 0,2366 * C_{Ni} * C_N + 0,000392 * C_{Cr}^3 - 0,000356 * C_{Ni}^3 + 154,98 * C_{Ti} * C_N \quad (2-10)$$

Die angeführten Formeln (2-6 bis 2-10) wurden mit gemessenen *Differential-Thermo-Analyse-Liquidustemperaturen (DTA)* von 152 quasirostfreien Legierungen für einen Bereich von 9 bis 30% Chrom und bis zu 30% Nickel untersucht. Anschließend wurden die Formeln mit gemessenen *DTA-Liquidustemperaturen* von 152 rostfreien Stählen mit 9 bis 30% Chrom, 0 bis 30% Nickel, 0,1 bis 1% Kohlenstoff, 0 bis 3% Silizium, 0 bis 9% Mangan, 0 bis 5% Molybdän sowie 0 bis 0,04% Phosphor und Schwefel 4% verglichen.

Bei der TA-Messung wird nach dem Abguss kleiner Schmelzmengen in einem Tiegel der Verlauf der Probestemperatur über der Zeit während der Abkühlung gemessen und durch Knick- und Haltepunkte der Abkühlungskurve die Liquidustemperatur und die Temperaturen, an denen Phasenänderungen stattfinden, dokumentiert.

Um feststellen zu können, ob Stähle primär ferritisch oder austenitisch erstarren ist die Berechnung des Verhältnisses vom Chrom- zu Nickeläquivalent mit Gleichung 2-11 und 2-12 bei Erstarrungstemperaturen nach Hammar und Svensson von wesentlicher Bedeutung [30].

$$Cr_{\text{äq}} = \%Cr + 1,37 * \%Mo + 1,5 * \%Si + 2 * \%Nb + 3 * Ti \quad (2-11)$$

$$Ni_{\text{äq}} = \%Ni + 0,31 * \%Mn + 22 * \%C + 14,2 * \%N + \%Cu \quad (2-12)$$

Suutala *et al.* [31] untersuchten die primäre Erstarrung unterschiedlicher Stähle und kamen mit Hilfe der in **Abbildung 2-12** dargestellten Werte zu folgenden Aussagen: Die unterschiedlichen primären Erstarrungsformen können durch drei Geraden getrennt werden. Die Gerade mit einem $Cr/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnis von eins trennt die rein austenitische Erstarrung von der primären Austeniterstarrung mit nachfolgender Ferritkristallisation. Bei $Cr/Ni_{\text{äq}} = 1,5$, was der Linie doppelt gesättigter Schmelzen entspricht, erfolgt der Übergang von primär austenitischer Erstarrung zu primär ferritischer Erstarrung. Bei einem $Cr/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnis größer als 2 kommt es zu einer rein ferritischen Erstarrung.

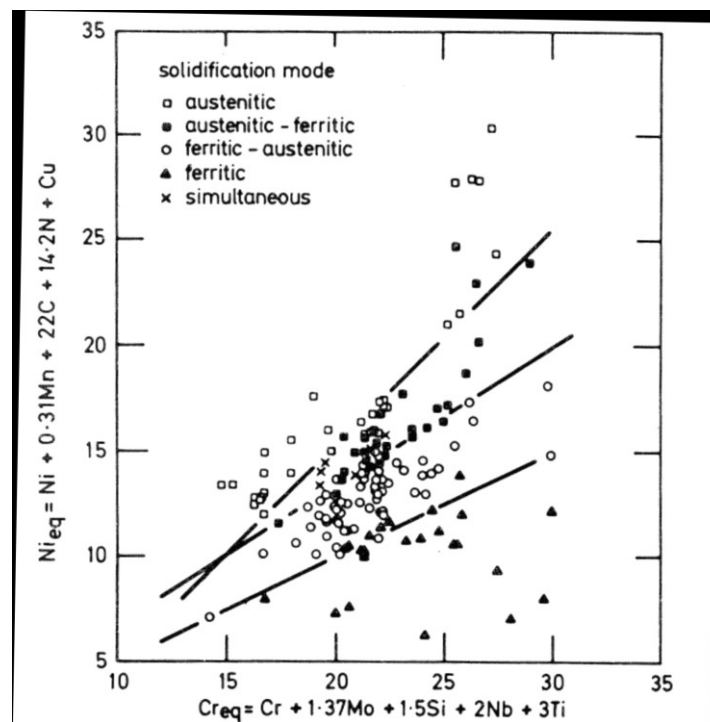


Abbildung 2-12: Einfluss der Stahlzusammensetzung auf den Erstarrungstyp [31].

In **Abbildung 2-13** ist der sprunghafte Übergang der Heißrissbildung bei einem Cr_{aq}/Ni_{aq} -Verhältnis von 1,5 dargestellt. Ergebnisse des Heißrisstests beim Schweißen zeigen die hohe Heißrissgefahr bei einem Cr_{aq}/Ni_{aq} -Verhältnis $\leq 1,5$. So neigen die primär austenitischen Stähle zur Heißrissbildung. In austenitischen Stählen wird durch die Zugabe von ferritbildenden Elementen wie Molybdän, Chrom, Silizium, Niob und Titan ein bestimmter Anteil δ -Ferrit angestrebt um die Neigung zur Heißrissigkeit zu vermindern.

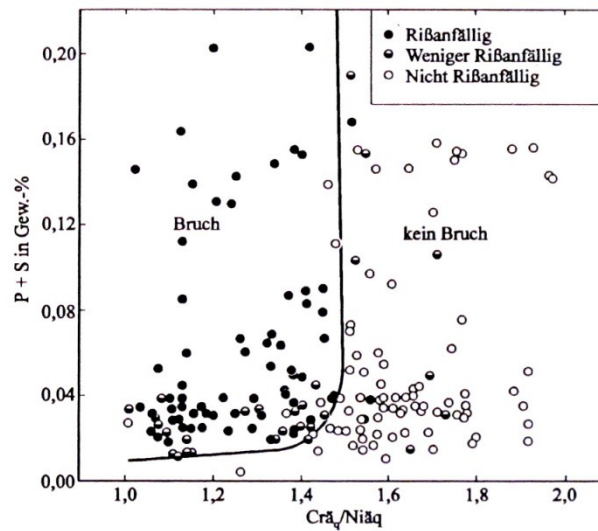


Abbildung 2-13: Abhängigkeit der Heißrissanfälligkeit vom Cr_{aq}/Ni_{aq} -Verhältnis [31].

2.2.3 Mikro- und Makroseigerung

Aufgrund der unterschiedlichen Löslichkeit der in einer Stahlschmelze enthaltenen Legierungselemente kommt es während der Erstarrung zu Entmischungsvorgängen, die bis zur vollständigen Erstarrung des Metalls bestehen bleiben, und im Strang zu Konzentrationsunterschieden, auch Seigerungen genannt, führen. Zur Beschreibung der ungleichmäßigen Konzentrationsverteilung der Elemente im Stahl wird allgemein zwischen Mikro- und Makroseigerung unterschieden. Die Mikroseigerung beruht auf der interdendritischen Anreicherung, im Bereich von 20 bis 1000 Mikrometer [2, 18]. Sie ist umso ausgeprägter,

- je größer das Erstarrungsintervall ist,
- je größer die Abkühlgeschwindigkeit ist, und
- je kleiner die Diffusionskoeffizienten bzw. Verteilungskoeffizienten der beteiligten Elemente sind.

Die räumliche Periodizität der Mikroseigerung ist durch die Dendritenarmabstände eindeutig festgelegt. Durch nachträgliche Homogenisierung kann die Seigerung so weit verringert werden, dass keine nachteilige Werkstoffbeeinflussung zurück bleibt [2, 18].

Makroseigerungen entstehen nach dem gleichen Prinzip wie Mikroseigerungen, erstrecken sich aber über größere Distanzen. Erscheinungsformen sind Anreicherungen im Stranginneren und Verarmungen im oberflächennahen Bereich. Ihre Ursachen sind Strömungen, ungleichmäßige Abkühlung, Strangschalenverformung und Sedimentation [2, 18].

Wie bereits erwähnt entstehen Seigerungen durch Wärme- und Stofftransport im erstarrenden Strang und haben einen signifikanten Einfluss auf Werkstoffeigenschaften. Um das Seigerungsverhalten quantitativ zu beschreiben, wurden umfangreiche Untersuchungen durchgeführt und zahlreiche Seigerungsmodelle entwickelt. Im Folgenden werden drei Modelle beschrieben. Zur Vereinfachung wurden die Liquidus- und Soliduslinie näherungsweise als Geraden und der Gleichgewichtsverteilungskoeffizient als Konstant angenommen. Die Steigung der Geraden kann (wie in **Abbildung 2-5** dargestellt) durch

$$m = dT_l / dC \quad (2-13)$$

berechnet werden.

Das Verhältnis von c_s zu c_l ist der sogenannte *Gleichgewichtsverteilungskoeffizient* k .

$$k = c_s / c_l \quad (2-14)$$

Der *Gleichgewichtsverteilungskoeffizient* ist temperatur- und konzentrationsabhängig, gibt an wie stark ein Element zur Entmischung neigt und ändert sich bei Anwesenheit von Dritt- und Mehrfachelementen. Der Wert kann mit zunehmendem gelöstem Stoff größer oder kleiner werden. Die meisten Elemente im Eisen senken dessen Schmelzpunkt und haben daher einen Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten, der kleiner als Eins ist. Dadurch reichern sich diese Elemente beim Erstarren in der Restschmelze an. Höher legierte Stähle seigern je nach Zusammensetzung unterschiedlich stark, wobei der Kohlenstoff die größte Seigerungsstärke aufweist. Ihm folgen die Elemente S, P, Nb, Mn, Cu, Ni, V und Si. Die Elemente Tc, Ru, Re, Os und Ir erhöhen den Schmelzpunkt in einer binären Eisenschmelze und verarmen in der Restschmelze [2, 18]. Wie eingangs erwähnt ist der Gleichgewichtsverteilungskoeffizient von der Temperatur und Konzentration abhängig, wodurch die Werte für Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten in δ - und γ -Eisen von Autor zu Autor variieren. **Tabelle 2-I** gibt eine Übersicht der gebräuchlichen Werte von Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten in δ - und γ -Eisen ($k^{\delta/L}$ und $k^{\gamma/L}$) für ausgewählte Elemente.

Tabelle 2-I: Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten ($k^{\delta/L}$, $k^{\gamma/L}$) ausgewählter Elemente in δ - und γ -Eisen [28, 32-34].

Element	$k^{\delta/L}$	$k^{\gamma/L}$
C	0,196	0,353
Mn	0,760	0,780
Si	0,77	0,520
P	0,23	0,130
S	0,050	0,035
Cr	0,91	0,76
Mo	0,74	0,60
Ni	0,79	0,90

Der Kehrwert des *Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten* ist der *Seigerungskoeffizient*. Das Seigerungsverhalten eines Elementes ist von der Modifikation des erstarrenden Mischkristalls (kubisch raum zentriert (krz) und kubisch flächen zentriert (kfz)) abhängig. Phosphor und Schwefel seigern beispielsweise bei der Ausscheidung von Austenit wesentlich stärker als bei der Primärkristallisation von Ferrit. Beim Kohlenstoff ist es genau umgekehrt.

2.2.3.1 Mikroseigerungsmodell nach Lever (Hebelgesetz)

Unter der Voraussetzung vollständigen Konzentrationsausgleiches in der Schmelze durch Konvektion und Diffusion sowie im Mischkristall durch Diffusion entsteht, wie in **Abbildung 2-14** dargestellt, an der Phasengrenzfläche fest-flüssig eine Konzentrationsverteilung nach Lever.

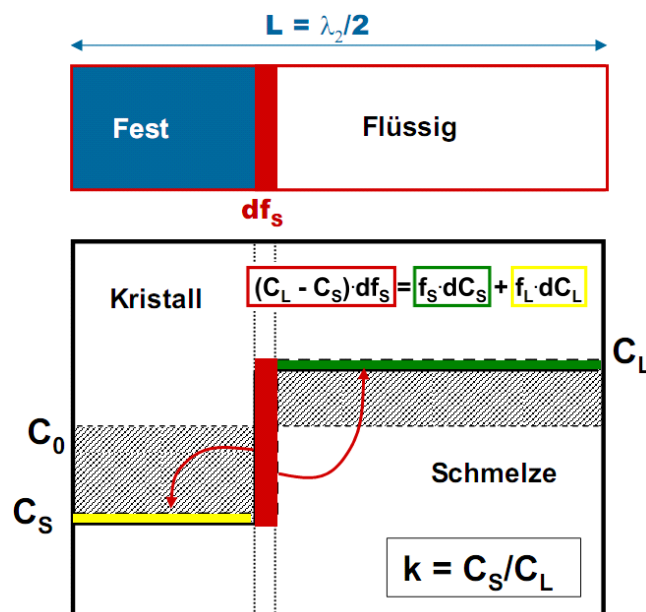


Abbildung 2-14: Konzentrationsänderung durch vollständigen Konzentrationsausgleich im Flüssigen und im Festen [35].

Für den Fall des absoluten Gleichgewichtes zwischen flüssiger und fester Phase (vollständiger Konzentrationsausgleich) wird der Konzentrationsverlauf wie folgt beschrieben:

$$C_s f_s + C_l f_l = C_0 \quad (2-15)$$

Mit $k = C_s / C_l$ folgt

$$C_s = \frac{k C_0}{1 - (1 - k) f_s} \quad (2-16)$$

Bei technischen Erstarrungsbedingungen kann aufgrund der geringen Diffusivität der Elemente im festen Eisen kein vollständiger Konzentrationsaustausch im Kristall statt finden.

2.2.3.2 Mikroseigerungsmodell nach Scheil

Wird davon ausgegangen, dass unter technischen Erstarrungsbedingungen in der Schmelze vollständiger Konzentrationsaustausch stattfindet und im Festen die Diffusion vernachlässigbar ist, so kann das Modell von Scheil für die Ungleichgewichtserstarrung folgendermaßen abgeleitet werden (siehe **Abbildung 2-15**).

Bei der Änderung des festen Anteils df_s führt die Differenz $C_l^* - C_s^*$ zu einer gleichmäßigen Steigung der Konzentration dC_l in der Restschmelze $1 - f_s$. Dabei lautet die Massenbilanz

$$(C_l^* - C_s^*)df_s = dC_l(1 - f_s) \quad (2-17)$$

Durch Integration erhält man

$$C_s^* = kC_0(1 - f_s)^{(k-1)} \quad (2-18)$$

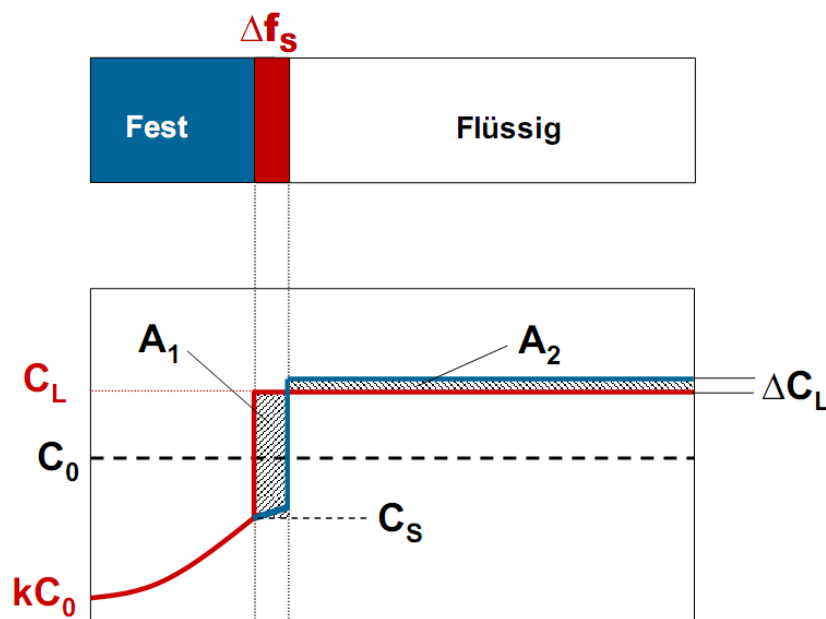


Abbildung 2-15: Vollständiger Konzentrationsausgleich im Flüssigen, keine Diffusion im Festen [35].

Für $f_s \rightarrow 1$ wird die Konzentration $C_s^* \rightarrow \infty$. Da in Wirklichkeit vorher die Ausscheidung eintritt, ist dieser Fall auszuschließen. Bei Systemen mit lückenloser Mischbarkeit im Festen ist die Scheil Gleichung nicht anwendbar, weil k nicht konstant angenommen werden darf.

2.2.3.3 Mikroseigerungsmodell nach Brody und Flemings

Bei der interdendritischen Seigerung ist der Einfluss der Rückdiffusion im Festen nicht zu vernachlässigen, da die Diffusionsgrenzschicht in derselben Größenordnung liegt wie die typische Diffusionslänge. Bei der Primärerstarrung von δ -Eisen ist die Diffusion der interstitiell eingelagerten Kohlenstoffatome so schnell, dass die Seigerung durch Lever Rule am besten beschrieben werden kann. Der andere Grenzfall ist die sehr schnelle Diffusion im Flüssigen gegenüber keiner Diffusion im Festen (Scheil Modell). Für den Zwischenbereich wurde 1966 ein Modell von H.D. Brody und M.C. Flemings [35] entwickelt. Bei diesem Modell wird der Diffusionskoeffizient im Festen als konstant angenommen. Weiters wird vorausgesetzt, dass die Diffusionsgeschwindigkeit im Flüssigen hoch genug ist, um die Bildung eines Konzentrationsaufstaus vor der Phasengrenze zu verringern. Das gilt insbesondere, wenn D_s sehr groß ist, eine Konvektion vorliegt oder die Diffusionsdicke im Vergleich zum Abstand zwischen den Kristallen sehr groß ist. Mit Berücksichtigung der Rückdiffusion im Festen gilt die folgende Massenbilanz:

$$(C_l - C_s^*)df_s = (1 - f_s)dC_l + \frac{\delta_s}{2L}dC_s^* \quad (2-19)$$

Durch Integration erhält man:

$$C_s^* = kC_0[1 - (1 - 2k\alpha)f_s]^{\frac{k-1}{1-2k\alpha}} \quad (2-20)$$

Wobei die dimensionslose Zeit bzw. die Fourriesche Kennzahl α durch die Gleichung 2-19 ausgedrückt werden kann.

$$\alpha = \frac{4D_s t_f}{\lambda^2} \quad (2-21)$$

Bei Vernachlässigung der Diffusion im Festen ($D_s=0$ und $\alpha=0$) wird die Gleichung zum Scheil-Modell vereinfacht. Zusammenfassend sind in **Tabelle 2-II** die Gleichungen zur Berechnung der Konzentration im Festen (C_s) und des festen Anteils (f_s) gegenübergestellt.

Tabelle 2-II: Überblick der theoretischen Modelle für Mikroseigerung unter verschiedenen Voraussetzungen [24].

<p>Hebelgesetz-Modell (Lever Rule)</p> <p>-vollständiger Konzentrationsausgleich im Flüssigen und im Festen</p>	$C_s = \frac{kC_0}{1 - (1-k)f_s}$ $f_s = \frac{T_L - T}{(1-k)(T_m - T)}$
<p>Scheil-Modell</p> <p>-vollständiger Konzentrationsausgleich im Flüssigen</p> <p>-keine Diffusion im Festen</p>	$C_s = kC_0(1 - f_s)^{(k-1)}$ $f_s = 1 - \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_L} \right)^{\frac{1}{k-1}}$
<p>Brody/Flemings-Modell</p> <p>-Konzentrationsausgleich im Flüssigen</p> <p>-Diffusion im Festen</p>	$C_s = kC_0 [1 - (1 - 2k\alpha)f_s]^{\frac{k-1}{1-2k\alpha}}$ $f_s = \frac{1}{1 - 2k\alpha} \left(1 - \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_L} \right)^{\frac{1-2k\alpha}{k-1}} \right)$ <p>mit $\alpha = \frac{4D_s \cdot t_f}{\lambda^2}$</p>

2.3 Erstarrung und Wärmeabfuhr im Stranggießprozess

Bei der Überführung des flüssigen Stahls zu einem festen Halbfertigprodukt muss der Stahl definiert gekühlt werden. Der Wunsch nach Produktionssteigerung und maximaler Auslastung der Stranggießanlage bei gegebenen Anlagenbedingungen führt zu einer Steigerung der Gießgeschwindigkeiten. Um die Strangschale am Ausbauchen zwischen den Stützrollen zu hindern muss die Wärmeanfuhr den Gießparametern angepasst werden.

Die Kühlleistung in der Kokille muss so gewählt werden, dass am Kokillenaustritt eine tragfähige Schalendicke gewährleistet werden kann, die den Kräften des ferrostatischen Druckes und den Kräften, die durch das Abziehen des Stranges entstehen, entgegen wirkt [11-13, 36-38]. Die Wärmeabfuhr in der Kokille und das damit verbundene Schalenwachstum sind für die Sicherheit des Gießbetriebes und die Oberflächenqualität des Gießproduktes von wesentlicher Bedeutung [39]. In **Abbildung 2-16** sind die Vorgänge bei der Strangschalenbildung in der Kokille schematisch dargestellt.

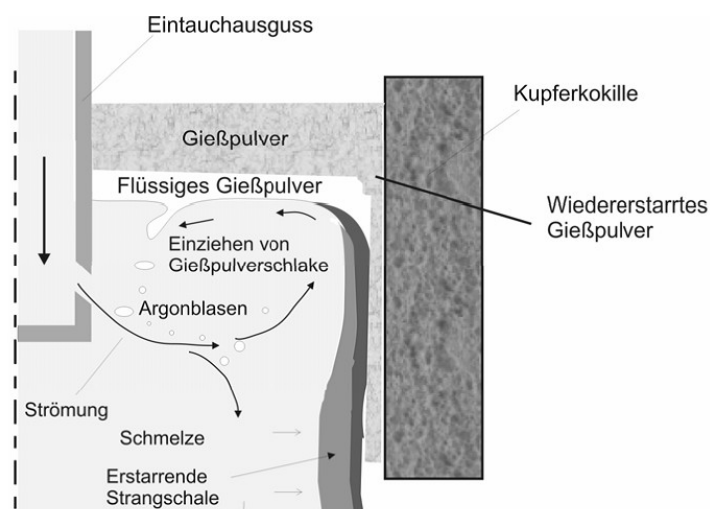


Abbildung 2-16: Querschnitt des Meniskusbereichs in einer Stranggießkokille (schematisch) [39].

Im Bereich des Meniskus gelangt aufgeschmolzene Gießpulverschlacke als dünner Schlackenfilm in den sich bildenden Spalt zwischen Strangschale und Kokille, um die Reibung zwischen Strangschale und Kokillenwand zu verringern und die Wärmeübertragung zu verbessern. Das auf der Stahlschmelze schwimmende Gießpulver schützt vor Reoxidation, dient als thermischer Schutz zur Wärmeisolation in der Meniskusregion und soll nichtmetallische Einschlüsse der Schmelze aufnehmen [40, 41]. Die Höhe der auftretenden

Reibkräfte zwischen Strangschale und Kokillenwand können die Strangoberflächenqualität entscheidend beeinflussen [41]. Die wichtigsten Eigenschaften von Gießpulvern sind Wärmeübergang, Schmelzpunkt, Viskosität, Lösungsvermögen, Oxidationsneigung und Streufähigkeit. Trotz zahlreicher Forschungsarbeiten und der Messbarkeit der angeführten Eigenschaften beruht der Einsatz unterschiedlicher Gießpulver vorrangig auf Betriebserkenntnissen und Erfahrung [42]. Der spezifische Gießpulververbrauch sowie die Häufigkeit von Schalenhängern und Durchbrüchen werden als Maß für die Eignung eines Gießpulvers herangezogen [42]. Große Streuungen beim Gießpulververbrauch können einen Hinweis auf instabile Bedingungen bezüglich Wärmeabfuhr und Schmierwirkung geben [42]. Durch die Wahl eines geeigneten Gießpulvers und des Negativ-Strip können Reibkräfte zwischen Strangschale und Kokillinnenflächen entscheidend beeinflusst werden.

Nach dem Verlassen der Kokille wird der Strang, dessen Strangschale zu diesem Zeitpunkt zirka acht bis 15 Millimeter dick ist, bei der weiteren Erstarrung mit Rollen auf einem Bogen geführt [2]. Im Gegensatz zur indirekten Kokillenkühlung wird bei der Sekundärkühlung das Kühlmedium direkt auf die Strangoberfläche beaufschlagt. Da der Wärmetransport aus dem flüssigen Sumpf mit zunehmender Strangschalendicke verringert wird, ist die Erstarrungsgeschwindigkeit nicht im gleichen Maße beeinflussbar. Abhängig von den zu erzeugenden Stahlqualitäten und Stahlproduzenten, werden unterschiedliche Kühlmedien und Kühlphilosophien verwendet. Aufgrund des großen Regelbereiches wird beim Brammenstranggießen unterschiedlicher Stahlqualitäten, wechselnder Strangdicken- und Breitenabmessungen die Zweiphasenkühlung, auch Wasserdampfnebelkühlung genannt, bevorzugt.

Da mit zunehmendem Abstand vom Meniskus der ferrostatische Druck und somit die Belastung der Strangschale ansteigt, wird diese in der gesamten Sekundärkühlzone durch dicht aufeinanderfolgende Rollen gestützt. Die Führung und Stützung des Stranges unterliegen engen Toleranzgrenzen. Bei Abweichung von diesen Grenzen können Innenrisse gebildet werden [14]. Lage und Verlauf dieser Risse im Strang hängen vom Ort und Zeitpunkt des Auftretens der Zugspannungen an der Innenwand und von Art und Ausmaß der Formänderung der Strangschale ab. Die Sekundärkühlung bzw. die Verteilung der Sekundärkühlwassermengen an der Strangoberfläche, über die Strangbreite und in Gießrichtung, ist von entscheidender Wichtigkeit, um Oberflächen- und Innenfehler aufgrund unzulässig hoher Spannungen und Dehnungen zu vermeiden [14]. Grundsätzlich ist ein hoher Wirkungsgrad durch einen hohen Anteil des verdampfenden Spritzwassers sowie die Minimierung der Verweilzeit des nicht zur Verdampfung kommenden Wassers zwischen den Rollen einer Brammenstranggießanlage anzustreben [18].

Das folgende Kapitel gliedert sich in drei Teile. Im ersten Teil werden die Einflüsse von Gießgeschwindigkeit, Kokillenabmessung, Überhitzungstemperatur, Kokillenwassermenge, Kokillenkonzität und Kohlenstoffgehalt auf die Wärmeabfuhr in der Kokille beschrieben. Des Weiteren werden die wesentlichen Einflüsse wie Stahlzusammensetzung, Gießgeschwindigkeit, Überhitzung, Konizität, Gießpulver sowie Primärwassermenge diskutiert. Der zweite Teil gibt einen kurzen Überblick über die Sekundärkühlung und deren wesentliche Einflüsse auf die Erstarrung von Brammensträngen. Der dritte Teil beinhaltet einen kurzen Überblick zu den Themen Erstarrungsgeschwindigkeit und Erstarrungsstruktur, wobei der Schwerpunkt auf der Erstarrung im Zentrum von Brammen und der Entstehung von Zentrumsseigerungen bzw. den Einflussfaktoren, die zur Bildung von Mittenseigerungen führen, liegt.

2.3.1 Wärmeabfuhr in der Kokille (Primärkühlung)

Bevor die bei der Erstarrung freiwerdende Wärmemenge und die Überhitzungswärme der Schmelze durch das Kokillenwasser konvektiv abgeführt werden können, müssen sie durch die mit zunehmendem Abstand vom Meniskus anwachsende Strangschale, die Gießpulverschlacke, den Gasspalt und die Kokillenwand transportiert werden. Der Wärmeübergang wird zum größten Teil durch den sich bildenden Luftspalt zwischen Strangschale und Kokille und durch die Eigenschaften des Gießpulvers beeinflusst. Schwankungen im Wärmeübergang verringern die Oberflächenqualität [2, 3, 42, 43]. In **Gleichung 2-22** werden die in **Abbildung 2-17** dargestellten Schichten als serielle Widerstände für den Wärmestrom betrachtet. Der Wärmeleitwiderstand der Kupferkokillen beträgt zirka 320 W/mK, jener der Strangschale zirka 30 W/mK und jener der Gießpulverschlacke zirka 1,5 bis 2,2 W/mK [42]. Dadurch stellen die Schlacken- und Gasschicht den größten Widerstand dar [2, 3, 42, 43]. Im Meniskusbereich beträgt die Oberflächentemperatur der Strangschale abhängig von der Stahlqualität zirka 1500°C, am Ende der Kokille zirka 1100°C. Am Kokillende betragen die Kokillentemperaturen in etwa 120 bis 160°C. Der Temperaturabfall innerhalb der Schlacke und Gasschicht beträgt zirka 950 bis 1250°C [2].

$$\dot{q} = \frac{T_{Sch} - T_{Kok}}{\frac{S_{fl}}{\lambda_{fl}} + \frac{S_{fest}}{\lambda_{fest}} + \frac{S_{Schl}}{\lambda_{Schl}} + \frac{S_{Sp}}{\lambda_{Sp}}} \quad (2-22)$$

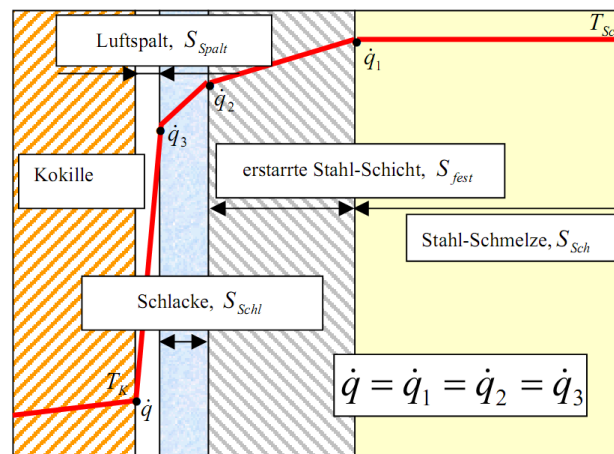


Abbildung 2-17: Prinzipieller Temperaturverlauf während der Erstarrung in der Kokille [2].

Der Wärmeübergang zwischen Stahlschmelze und Kokillenwasser, dargestellt in **Abbildung 2-17** kann wie folgt durch folgende fünf Mechanismen beeinflusst werden [3, 41]:

- Wärmeübergang vom flüssigen Stahl zum festen Stahl durch Konvektion
- Wärmeleitung durch die Strangschale
- Wärmeleitung zwischen Strangschale, Gießpulverschlacke/Luftspalt und Kokillenwand
- Wärmeleitung durch die Kupferplatte
- Erzwungene Konvektion an der Grenzfläche Kupferplatte/Kokillenkühlwasser

Zur Erfassung der Wärmeabfuhr werden zwei Methoden verwendet. Grundsätzlich wird zwischen der Messung der *lokalen Wärmestromdichte* unter Verwendung von Thermoelementen und der *integralen Wärmestromdichte (IWD)* unterschieden. Bei der Ermittlung der lokalen Wärmestromdichte werden Thermoelemente in der Kokille positioniert und die lokalen Temperaturen gemessen. Für die Berechnung der lokalen Wärmestromdichte ist der Temperaturgradient in Dickenrichtung der Kokille in mehreren Ebenen zu messen und eindimensionale Wärmeabfuhr voraus zu setzen. Im Bereich des Gießspiegels und der Kokillenecken ist der Zustand eindimensionaler Wärmeabfuhr jedoch nicht erfüllt.

Abbildung 2-18 stellt die Methode zur Ermittlung der *integralen Wärmestromdichte* dar. Durch die Ermittlung der *Primärkühlwassermenge* m , der *Temperaturdifferenz* ΔT zwischen Kokillenein- und -austritt und der *Kokillenabmessungen* $A \cdot h$ bei Kenntnis der *Wärmekapazität des Kokillengewässers* c kann die IWD mit **Gleichung 2-23** berechnet werden

[12]. Im Gegensatz zur Ermittlung mit Thermoelementen können bei der integralen Wärmestromdichte keine Aussagen über lokale Temperaturen gegeben werden.

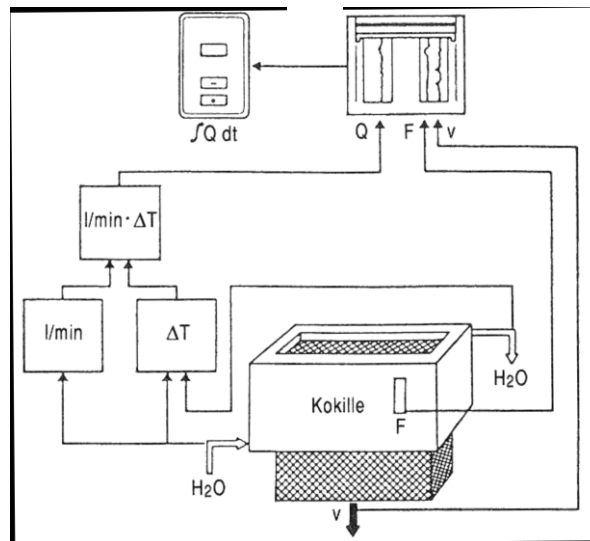


Abbildung 2-18: Blockschaltbild zur Ermittlung der Integralen Wärmestromdichte (IWD) [12].

$$Q = \frac{m \cdot c \cdot \Delta T}{A \cdot h} \left[\frac{kW}{m^2} \right] \quad (2-23)$$

In **Abbildung 2-19** ist der Verlauf der Wärmestromdichte mit zunehmendem Abstand vom Meniskus an der Schmal- (Narrow Face) und der Breitseite (Broad Face) einer Kokille dargestellt. Demnach erreicht die Wärmestromdichte zwischen 20 und 50mm unter der Gießspiegeloberfläche ein Maximum [7]. Dort ergeben sich die höchsten Temperaturen in der Kokillenwand. In diesem Bereich werden die größten Wärmemengen (bis zu 50% und mehr) abgegeben. Temperaturmessungen ergaben in einem Abstand von 8 mm unterhalb der Kokillenwand Temperaturen um 250°C, die an der Kokillenwand bis zu 350°C betragen können. Die untere Hälfte der Kokille dient vorwiegend zum Stützen und Führen der dünnen Strangschale [7]. Die unterschiedlichen Verläufe der Wärmestromdichte von Breit- und Schmalseite können durch das Ausbauchen, das Schrumpfen der Strangbreitseite, den Eintauchausguss und die konische Anstellung der Kokillenschmalseiten erklärt werden. Der in **Abbildung 2-19** dargestellte Verlauf der Wärmestromdichte an der Breitseite kann folgendermaßen beschrieben werden: Durch den starken Wärmeentzug knapp unterhalb des Gießspiegels kommt es zu einer Volumenkontraktion und zur Bildung eines Luftspaltes. Der Luftspalt zwischen Strangschale und Kokillenwand führt zu lokalen Aufheizungen der Strangschale bei gleichzeitiger Abnahme der Strangschalenfestigkeit. Durch den steigenden ferrostatischen Druck steigt die mechanische Belastung der noch dünnen Stranghaut. Die Strangschale hält den Beanspruchungen nicht stand und wird gegen die Kokillenwand

gepresst. Dieser Vorgang wiederholt sich aufgrund der wachsenden Strangschalendicken mit steigender Zykluszeit. Durch die konische Anstellung der Schmalseiten und dem dadurch konstanten Aufliegen der Strangschale an der Kokillenschmalseite ist der Verlauf der Wärmestromdichte nicht durch zahlreiche Schwankungen gekennzeichnet. Der breitere Bereich der maximalen Wärmestromdichte an der Kokillenschmalseite kann auf die Strömung der Schmelze, beeinflusst durch den Eintauchausguss, erklärt werden [7].

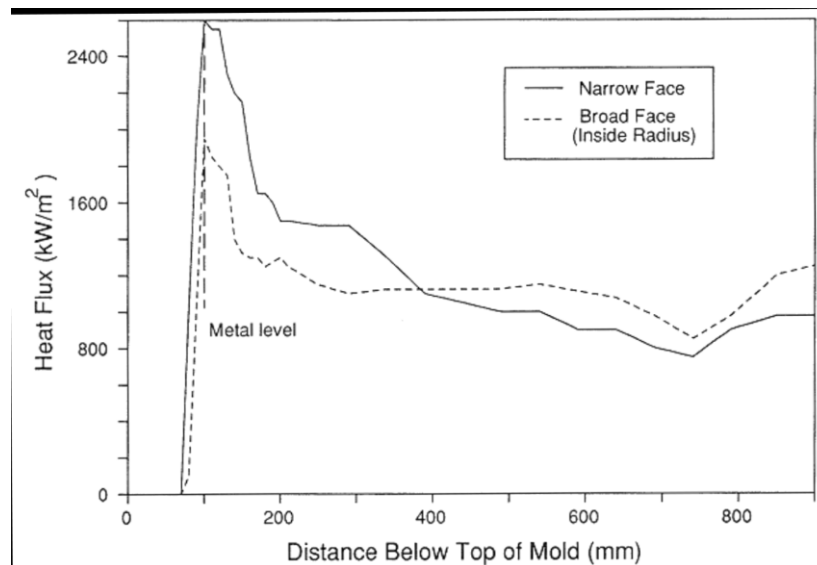


Abbildung 2-19: Axiales Wärmestromdichteprofil von Kokillenschmal- und –breitseite für einen 0,17% Kohlenstoffstahl bei einer Gießgeschwindigkeit von 1,0 m/min [7].

Die große Änderung der Wärmestromdichte im oberen Bereich der Kokille verursacht aufgrund der δ - γ -Umwandlungsschrumpfung hohe Dehnraten, die bei den besonders rissempfindlichen peritektischen Güten mit Kohlenstoffgehalten von 0,08% bis 0,14% zu Qualitätsminderung führen kann. Um dies zu vermeiden, wurde im oberen Bereich der Kokille, wo die größten Wärmestromdichten herrschen, der Einfluss von Nuten in der Kokille untersucht. Dabei zeigte sich, dass abhängig von Nutentiefe und -abstand die Wärmestromdichte gesenkt und eine gleichmäßige Schalenbildung erreicht werden konnte [44].

2.3.1.1 Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die integrale Wärmestromdichte

Hohe Gießgeschwindigkeiten können beim Brammenstranggießen nur dann realisiert werden, wenn die Strangschale am Kokillenaustritt ausreichende Dicke und Festigkeit besitzt, um den Spannungen und Dehnungen zufolge Schrumpfung und ferrostatischen Druck, sowie der Wärmebelastung entgegen wirken zu können [11-13, 36-38]. Die

Gießgeschwindigkeit beeinflusst die Verweilzeit des Stranges in der Kokille und in weiterer Folge die Strangschalendicke am Kokillenaustritt. Die integrale Wärmestromdichte steigt mit zunehmender Gießgeschwindigkeit an. Die in **Abbildung 2-20** dargestellte Zunahme der integralen Wärmestromdichte zufolge steigender Gießgeschwindigkeit kann folgendermaßen begründet werden [47, 48].

- Zunehmende Gießgeschwindigkeiten führen zu einem steigenden Massendurchsatz und steigender Wärmestromdichte.
- Die Schlackenfilmdicke zwischen Strang und Kokille nimmt ab.
- Bei höheren Gießgeschwindigkeiten ist die Strangschale beim Austritt aus der Kokille dünner, die Oberflächentemperatur ist höher und die Schrumpfung geringer.
- Durch die dünnere Strangschale steigt der Temperaturgradient und der Wärmewiderstand nimmt ab.
- Aufgrund der geringeren Festigkeit bei einer dünneren Strangschale wird diese gegen die Kokille gedrückt und dadurch der Wärmeübergang erhöht.

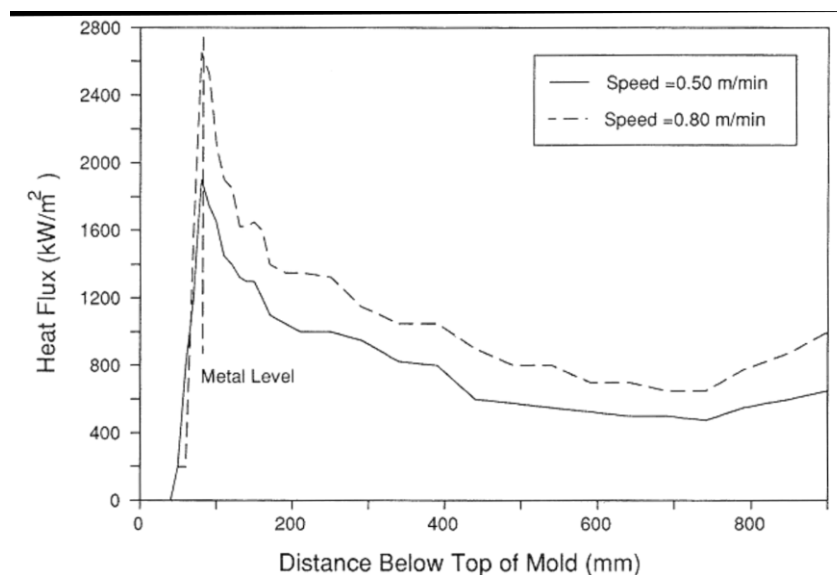


Abbildung 2-20: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Wärmestromdichte an der Kokillenschmalseite, C=0,21%, Tundishtemperatur = 1545°C [7].

2.3.1.2 Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die integrale Wärmestromdichte

Zur Gewährleistung eines sicheren Stranggießbetriebes muss die Strangschale am Kokilleneende eine ausreichende Strangschalendicke aufweisen und Festigkeit besitzen um den Kräften und Dehnungen resultierend aus ferrostatischen Druck und Reibung stand zu halten. Besonders empfindlich hinsichtlich Innenrisse, Oberflächenrisse und Oberflächenrauheit erweisen sich Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von zirka 0,1%. Ursachen für diese qualitätsmindernden Erscheinungen sind mechanische und thermische Spannungen, die durch ungleichmäßige Wärmeabfuhr, verursacht durch Volumenschrumpfung während der Erstarrung und durch unterschiedliche Schlackenfilmdicken und in weiterer Folge ungleichmäßiges Schalenwachstum hervorgerufen werden.

Abbildung 2-21 zeigt den Einfluss steigender Kohlenstoffgehalte auf die Wärmestromdichte bei einer konstanten Gießgeschwindigkeit von 1,27m/min [47]. Demnach fällt die Wärmestromdichte bei einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,08 und 0,15% stark ab und erreicht bei Stählen mit zirka 0,10% ein Minimum. Das Minimum bei 0,1% kann mit Hilfe des in **Abbildung 2-22** dargestellten Peritektikums durch die direkt unterhalb der Solidustemperatur stattfindende δ - γ -Umwandlung begründet werden.

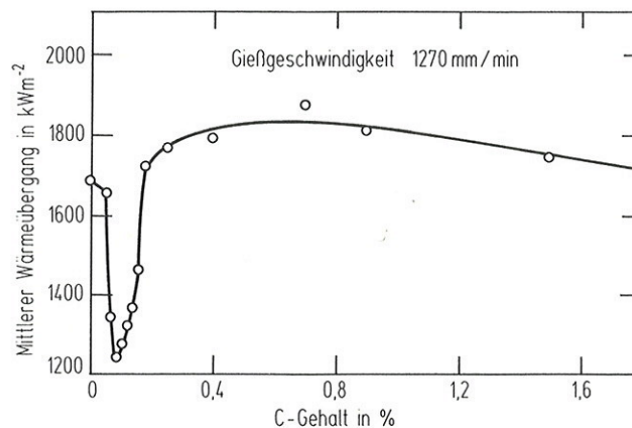


Abbildung 2-21: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die integrale Wärmestromdichte [47].

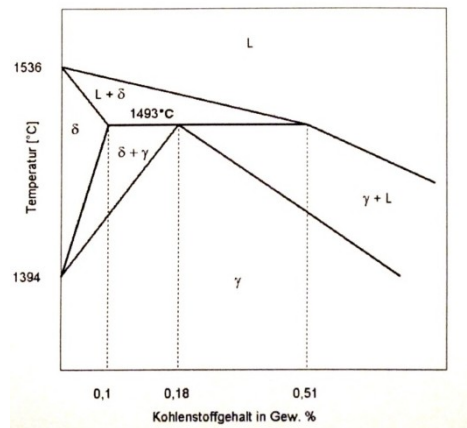


Abbildung 2-22: Ausschnitt des Eisen-Kohlenstoff Diagramms (Peritektikum).

Um die Ursachen und Hintergründe des in **Abbildung 2-21** dargestellten Verlaufes der Wärmestromdichte zu begründen wurden von S. N. Singh und K. E. Blazek an einer quadratischen (83*83mm) Versuchsstranggießanlage mit an drei Ebenen angebrachten Thermoelementen die Temperaturverläufe für Stähle mit variierenden Kohlenstoffgehalten (0,1%, 0,23%, 0,7% und 2,0%) untersucht [48]. **Abbildung 2-22** zeigt für diese Stähle aufgenommene Temperaturschwankungen, die mit Thermoelementen 3,8cm unterhalb des Gießspiegels gemessen wurden. Die Temperaturschwankungen bei Stählen mit 0,1% und 0,25% Kohlenstoff sind, vergleicht man jene mit 0,7% und 2,0%, stärker ausgeprägt und in einem kürzeren Intervall.

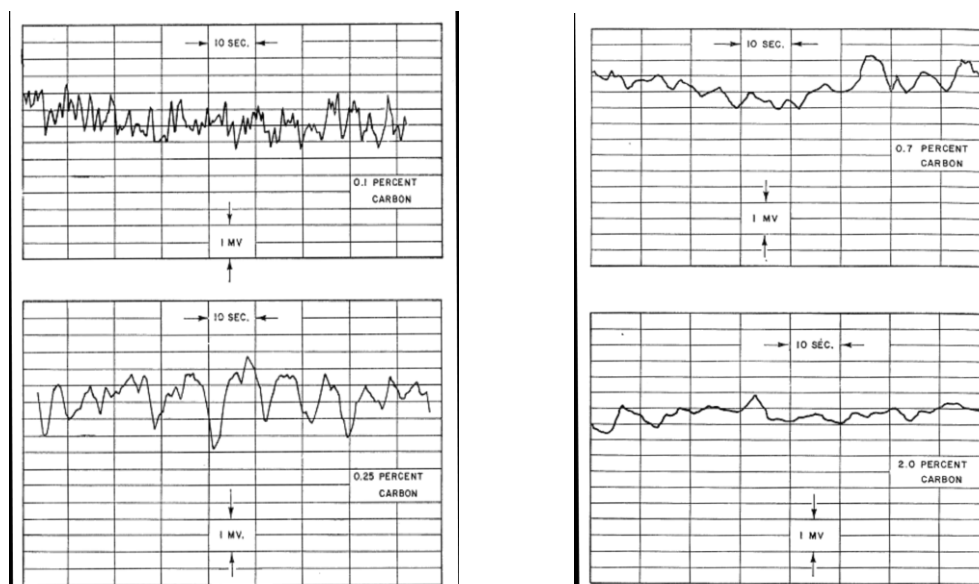


Abbildung 2-23: Mittels Thermoelementen gemessener Temperaturverlauf vier Zentimeter unterhalb des Meniskus für Stähle mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten (0,1%, 0,25%, 0,7% und 2,0%) [48].

Die Temperaturschwankungen führen zu unregelmäßiger Wärmeabfuhr und Strangschalenbildung. **Abbildung 2-24** zeigt, dass die Strangschalendicke über die Zeit für Stähle mit 0,10% grundsätzlich dünner und somit rissanfälliger ist als bei Stählen mit 0,70% Kohlenstoff. Bei 0,10% Kohlenstoff ist die Volumsverminderung knapp unterhalb der Solidustemperatur am größten und es kommt zu einem Abheben der Strangschale und zur Bildung eines Luftspaltes. Der entstandene Luftspalt führt zu einer Verringerung der Wärmeabfuhr und einer Erhöhung des Wärmeübergangswiderstandes. Dadurch kommt es zu einer Vergrößerung des Gefüges und in weiterer Folge zur Rissbildung.

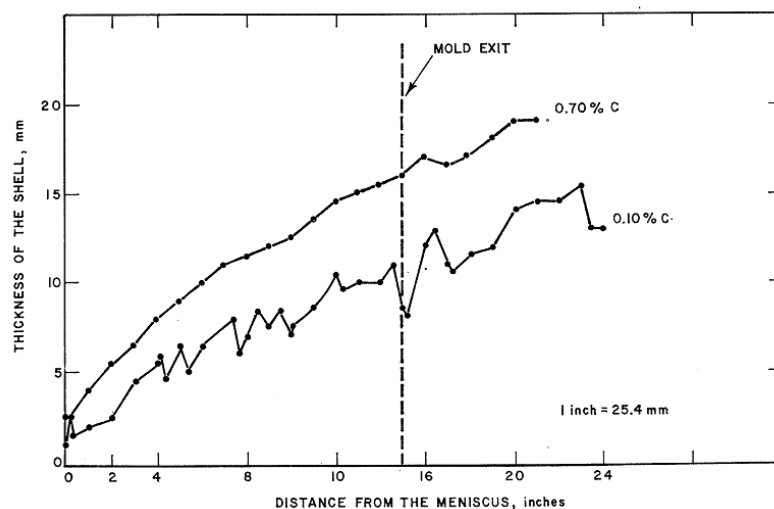


Abbildung 2-24: Verlauf der Strangschalendicke für Stähle mit unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt (0,70% und 0,10%) mit zunehmenden Abstand vom Meniskus [48].

Untersuchungsergebnisse von Mahapatra et. al., dargestellt in **Abbildung 2-25**, zeigen den Verlauf der Wärmestromdichte an der Schmalseite der Kokille für unterschiedliche Kohlenstoffgehalte (0,04%, 0,09% und 0,29%) [7]. Das Maximum der Wärmestromdichte liegt bei allen Kohlenstoffgehalten am Meniskus. Anschließend sinkt die Wärmestromdichte bei jenem Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,09% aufgrund der größten Volumskontraktion am stärksten ab. Der weitere Verlauf kann sehr gut durch die Untersuchungen von Xia et al. [6] beschrieben werden.

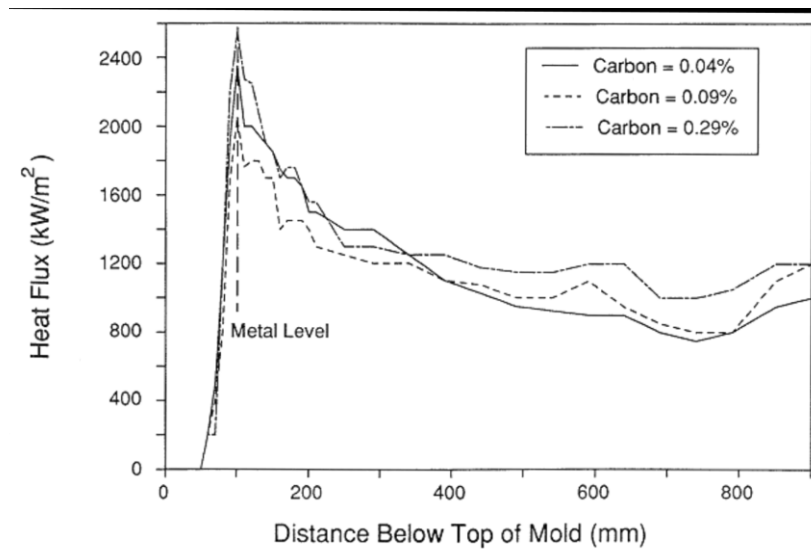


Abbildung 2-25: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf das axiale Wärmestromdichteprofil an der Kokillenschmalseite, $v_G=0,76-0,82\text{m/min}$, Tundishtemperatur= $1540-1550^\circ\text{C}$ [7].

Xia *et al.* [6] untersuchten den Einfluss der Strangschalenkontraktion bei variierenden Kohlenstoffgehalten. In **Abbildung 2-26** sind die Verläufe des durch erstarrten Bereiches ($f_s=0$), der Nullzähigkeitstemperatur ($f_s=1$), der Nullfestigkeitstemperatur ($f_s=0,8$) und der δ - γ -Phasenumwandlung mit zunehmendem Abstand vom Meniskus für unterschiedliche Kohlenstoffgehalte (0,042%, 0,135%, 0,18% und 0,57%) bei einer Gießgeschwindigkeit von 1,2 m/min dargestellt. Zwischen Nullzähigkeitstemperatur und Nullfestigkeitstemperatur befindet sich der Bereich der Hochtemperatursprödigkeit. Beim 0,042% Kohlenstoffstahl erfolgt die δ - γ -Phasenumwandlung in der durcherstarrten Zone, beim 0,135% Kohlenstoffstahl im Bereich der Hochtemperatursprödigkeit. Ab einem Kohlenstoffgehalt von 0,5% liegt reine γ -Erstarrung vor. Je größer der Bereich zwischen Nullzähigkeitstemperatur und Nullfestigkeitstemperatur in Gießrichtung wird, umso größer ist der Sprödigkeitsbereich.

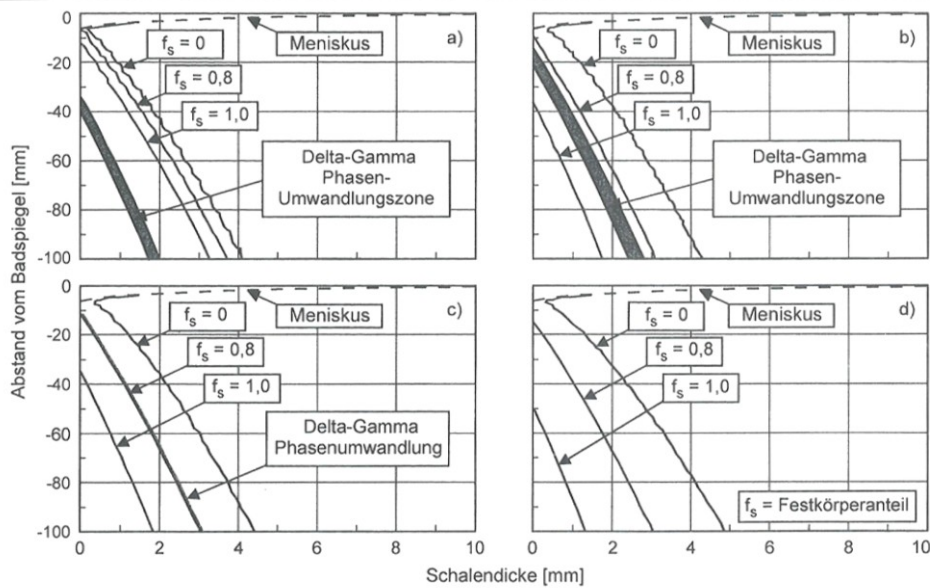


Abbildung 2-26: Strangschalenbildung für die Stahlsorten mit a) $C=0,042\%$, b) $0,135\%$, c) $0,180\%$, d) $0,570\%$ bei einer Gießgeschwindigkeit von $v_G=1,2\text{m/min}$ [6].

Abbildung 2-27 zeigt den Verlauf von Nullfestigkeit, Nullzähigkeit und der Phasenumwandlungszone über dem Kohlenstoffgehalt. Die Phasenumwandlung erfolgt bei höheren Kohlenstoffgehalten in einem geringeren Abstand zum Meniskus. Bei Stahlsorten unter $0,1\%$ C erfolgt die Umwandlung im durcherstarten Bereich ($f_s=1$). Bei Stählen, deren Kohlenstoffgehalt zwischen $0,10\%$ und $0,16\%$ liegt, erfolgt die Umwandlung im Hochtemperaturpräridigkeitsbereich. Bei Kohlenstoffgehalten über $0,16\%$ beträgt der Festkörperanteil bei der Umwandlung $f_s=0,8$.

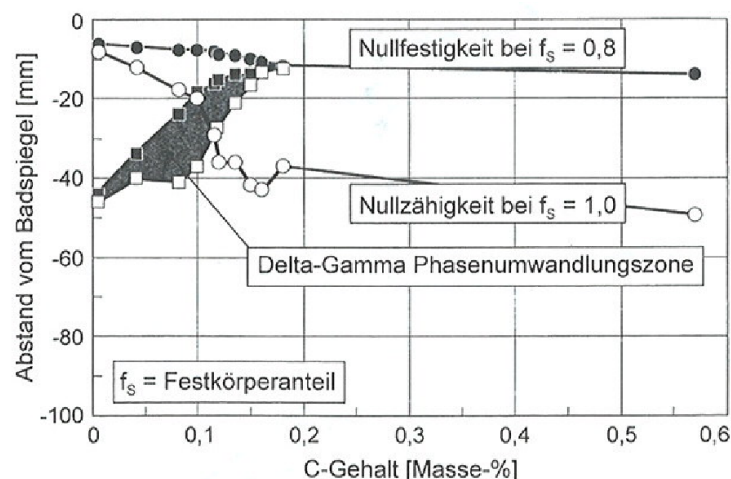


Abbildung 2-27: Abhängigkeit des Abstandes unter Badspiegel bei der Bildung der Strangschale mit Nullfestigkeit und Nullzähigkeit und der δ - γ -Phasenumwandlung an der Strangoberfläche vom Kohlenstoffgehalt [6].

Die Auswirkung der δ - γ -Umwandlung auf die Kontraktion der Strangschale wird von der Position der Phasenumwandlungszone bezüglich der Nullfestigkeitstemperatur und Nullfestigkeitstemperatur und von der Länge der Phasenumwandlungszone in Gießrichtung bestimmt. Wie in **Abbildung 2-28** dargestellt tritt bei Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,18% und 0,57% eine gleichmäßige, bei Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,042% und 0,1% eine unregelmäßige, stufenförmige Schwindung auf. Bei der ungleichmäßigen, stufenförmigen Schwindung verringert sich der Abstand zum Meniskus mit steigendem Kohlenstoffgehalt. Je größer der Bereich der δ - γ -Phasenumwandlung umso steiler die Neigung der Stufe.

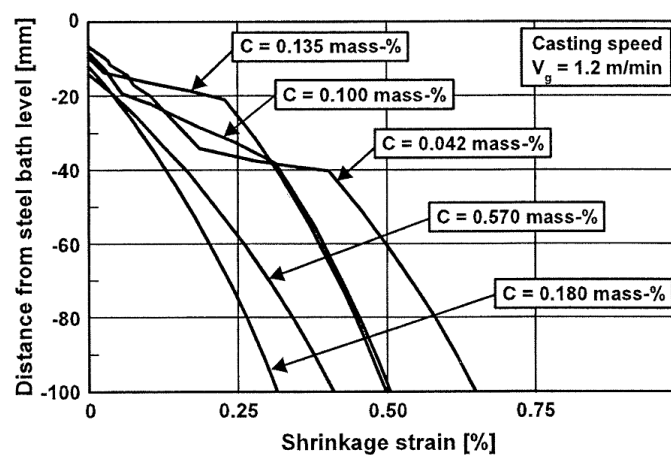


Abbildung 2-28: Zusammenstellung der berechneten Schwindungsdehnung ohne Berücksichtigung des ferrostatistischen Drucks [6].

Abbildung 2-29 stellt im oberen Teilbild Kurven mit gleichmäßiger Neigung und im unteren Teilbild Kurven mit ungleichmäßiger, stufenförmiger Neigung. Bei ungleichmäßiger Schwindung sind die Schwindungsdifferenzen sehr unterschiedlich. Dieser Unterschied führt in weiterer Folge zu Wölbungen der Strangschale. Diese Schlussfolgerungen bestätigen den von Singh und Blazek ermittelten Verlauf der Wärmestromdichte über dem Kohlenstoffgehalt.

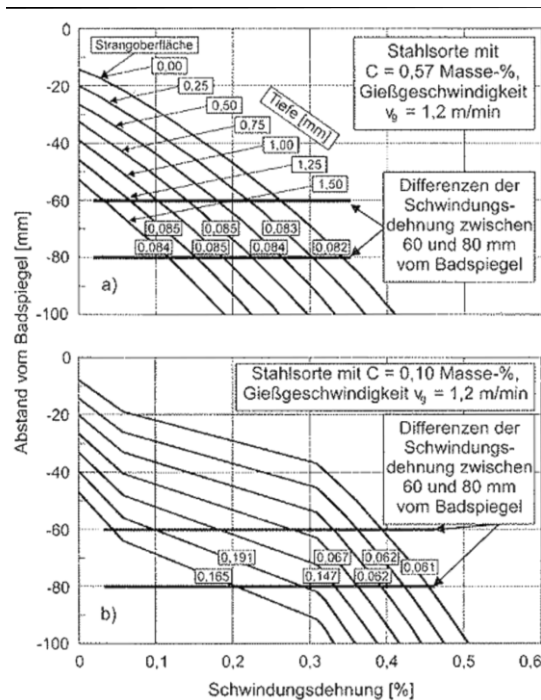


Abbildung 2-29: Berechnete Schwindungsdehnung in Abhängigkeit vom Abstand unter Badspiegel und von der Tiefe von der Strangoberfläche [6].

Durch das nach Wolf definierte Ferritpotential (FP), welches vom äquivalenten Kohlenstoffgehalt abhängt, lassen sich Aussagen über die Regelmäßigkeit der Strangschalenausbildung und dadurch zur Oberflächenbeschaffenheit der Strangschale machen [49].

$$C_{\text{äq}} = C + 0,04 * Mn + 0,1 * Ni + 0,7 * N - 0,14 * Si - 0,04 * Cr - 0,1 * Mo - 0,24 * Ti \quad (2-24)$$

Unter dem Ferritpotential versteht man den Anteil Festes an primärem Ferrit bis zur peritektischen Reaktion.

$$FP = 2,5 * (0,5 - C_{\text{äq}}) \quad (2-25)$$

Erstarren Stähle primär vollkommen ferritisch, dann ist das Ferritpotential größer als 1. Im peritektischen Bereich liegt das Ferritpotential zwischen 1,0 und 0. Bei überperitektischen Stählen kommt es zur rein austenitischen Erstarrung ($FP < 0$). Die angeführten Angaben sind sowohl für niedriglegierte als auch für hochlegierte Stähle gültig. Stähle, deren Ferritpotential zwischen 0,85 und 1,05 liegt neigen zur Bildung von Einziehungen und sind auf die fast vollständige ferritische Primärerstarrung mit anschließender peritektischer Umwandlung zurückzuführen. Stähle deren Ferritpotential über 1,05 oder unter 0,85 liegt neigen zum Kleben, zur Bildung von Querrissen und zu verhältnismäßig hohen Wärmestromdichten.

2.3.1.3 Einfluss der Kokillenwassermenge auf die integrale Wärmestromdichte

Untersuchungen verschiedener Autoren zeigen, dass eine Veränderung der Kühlwassergeschwindigkeit zu einer parallelen Verschiebung der Temperaturverläufe der heißen und kalten Kokillenseiten führt [7, 38, 50-57]. Die Grenzfläche zwischen Strang und Kokille wird als heiße Kokillenseite (hot face) und jene zwischen Kokille und Kokillenwasser als kalte Kokillenseite (cold face) bezeichnet. In **Abbildung 2-30** ist der sinkende Temperaturverlauf von hot und cold face bei steigender Kühlwassergeschwindigkeit unter Versuchsbedingungen dargestellt. Grundsätzlich führt eine Erhöhung der Primärkühlwassermengen zu steigenden Kühlwassergeschwindigkeiten. Untersuchungen während eines Laborversuches mit einer Kokillenplattendicke von 27mm, einer Flammtemperatur von zirka 1100°C und einem Strömungsquerschnitt von 30mm * 1,5mm zeigen, dass eine Änderung der Kühlwassergeschwindigkeit von 6 auf 2m/s einen wesentlich größeren Temperaturanstieg der heißen und kalten Seite zur Folge hat als eine Reduktion der Kühlwassergeschwindigkeit von 11 auf 6m/s [38].

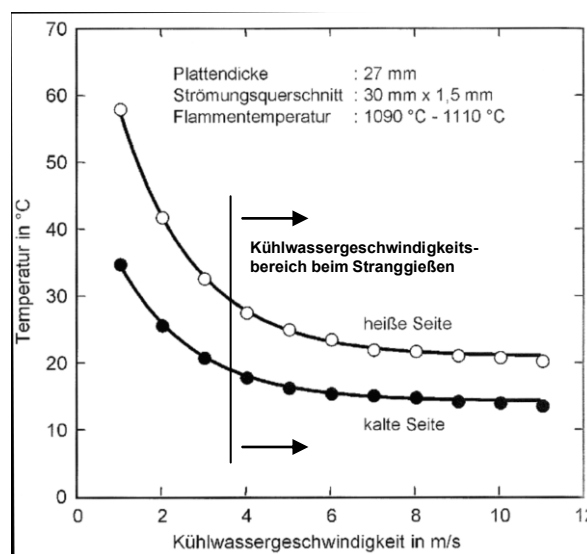


Abbildung 2-30: Temperaturen einer Kühlplatte in Abhängigkeit von der Kühlwassergeschwindigkeit [38].

Um den Verzug von Kokillen infolge Dampfblasenbildung und des Leidenfrosteffektes zu vermeiden, sollten die Kühlwassergeschwindigkeiten in der Kokille, wie in **Abbildung 2-30** dargestellt, möglichst hoch gehalten werden [3, 52]. Aufgrund des thermischen Verzuges wurden bei geringeren Kühlwassermengen tiefere Oszillationsmarken beobachtet. Kokillenverzug bei geringeren Wassermengen kann auch durch Dampfblasenbildung an der heißesten Stelle verursacht werden. Höhere Kühlwassermengen und -geschwindigkeiten

führen zu verringerten Kokillenwandtemperaturen und zu einer stärkeren Schrumpfung der Strangschale. Durch weitere Untersuchungen sowie an einer Rundkokille mit einem Durchmesser von 175mm und einer Gießgeschwindigkeit von 2,5m/min konnte durch eine Steigerung der Kühlwassergeschwindigkeit der in **Abbildung 2-31** dargestellte, minimale Rückgang der Wärmestromdichte beobachtet werden [38].

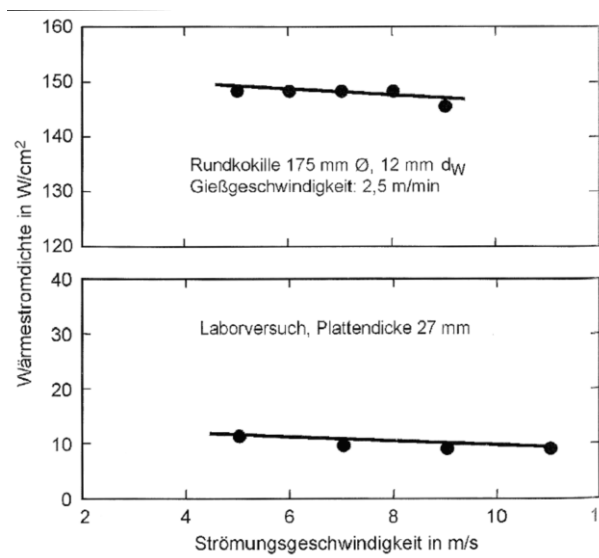


Abbildung 2-31: Mittlere Wärmestromdichte in Abhängigkeit von der Strömungsgeschwindigkeit des Kokillenkühlwassers [38].

Veröffentlichungen von Samarasekera [52] zeigen, dass eine Erhöhung der Kühlwassergeschwindigkeit von 4m/s auf 7m/s einen größeren Einfluss auf die Temperaturverläufe hat als eine Steigerung von 7m/s auf 11m/s. Wird die Kühlwassergeschwindigkeit unter 4m/s gesenkt, so ist mit Dampfblasenbildung und einer Verringerung der Wärmestromdichte zu rechnen. Weitere Erhöhungen der Kühlwassergeschwindigkeiten über 8m/s haben keine signifikante Reduktion der cold- und hot-face-Temperatur zur Folge.

Untersuchungen von Pinhero und Mahapatra zeugen von einem signifikanten Einfluss der Kühlwassergeschwindigkeit auf die abgeführte Wärme [7, 55]. So stieg bei Untersuchungen von Mahapatra et al. durch eine Erhöhung der Primärwassergeschwindigkeit von 4 auf 8m/s die Wärmestromdichte von 1900 auf 2300kW/m². Als Erklärung wird der Einfluss der Wassergeschwindigkeit auf den Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Kühlwasser und Kupferkokille und die Beeinflussbarkeit der Temperatur der heißen Seite durch die Wassergeschwindigkeit genannt [58-60]. Diese ist wiederum für die Stärke der Ausbildung der sogenannten Schlackenschnur oberhalb des Meniskus verantwortlich [7, 55, 60].

Rauter [42] berichtet bei durchgeführten Untersuchungen an einer Rundstranggießkokille mit vier unterschiedlichen Stahlmarken von einem siebenprozentigen Abfall der Wärmestromdichte infolge einer Kühlwasseränderung von 1650 auf 1800l/min bei einer untersuchten Stahlmarke. Erklärt wird dieses Verhalten durch das Sinken der hot-face-Temperatur und das dadurch verursachte stärkere Anbacken des Gießpulvers an der Kokillenoberfläche im Meniskusbereich. Die Dicke der Gießpulverschicht wächst und führt zu einer verringerten Wärmeabfuhr. Bei Untersuchungen von weiteren Stahlmarken konnte kein signifikanter Einfluss festgestellt werden. Doringer stellte bei einer Brammenstranggießkokille infolge der Änderung der Kühlwassermenge um 10l/min eine minimale Änderung der Wärmestromdichte um 0,002 MW/m² fest [43].

2.3.1.4 Einfluss der Überhitzung auf die integrale Wärmestromdichte

Da bei höheren Stahltemperaturen zuerst die Überhitzung in der Kokille abgebaut werden muss, kommt es zu einer verminderten Erstarrungsgeschwindigkeit und in weiterer Folge zu einem verzögerten Strangschalenwachstum. Durch hohe Gießgeschwindigkeiten und verringerten Verweilzeiten in der Kokille wird der Effekt der Verringerung der Schalendicke aufgrund erhöhter Schmelztemperatur verstärkt. Folgedessen wird das Erreichen von geringen Überhitzungstemperaturen angestrebt. Über den Einfluss der Überhitzung auf die Wärmestromdichte werden in der Literatur unterschiedliche Meinungen vertreten [13, 36, 37, 51, 58, 61]. Manche Autoren sind der Meinung, dass eine Erhöhung der Überhitzungstemperatur zu einer erhöhten Wärmestromdichte führt [13, 36, 61]. Andere Autoren sind der gegenteiligen Meinung [37, 51, 58]. Im Folgenden werden die Ergebnisse der Autoren diskutiert:

- Bei einer Gießgeschwindigkeit von 3m/min und einem Kohlenstoffgehalt von 0,22% wurde an quadratischen 100*100mm Blooms bei einer Erhöhung der Überhitzung um 60°C eine Steigerung der Wärmeleistung pro Meter Strang um 15% festgestellt [13].
- Untersuchungen an einer Brammenstranggießanlage mit Strangabmessungen von 210*740mm, einer Gießgeschwindigkeit von 1,2m/min und 0,04 bis 0,2% C zeigten bei einer Steigerung der Überhitzung von 10°C eine Steigerung der Wärmestromdichte von 2%. Allerdings wurden bei den durchgeführten Untersuchungen drei unterschiedliche Gießpulver verwendet [36].
- Weitere Untersuchungen zeigten bei Überhitzungstemperaturen von 55 bis 110°C und verringerter Strangschalendicke am Kokillenausgang keinen signifikanten Einfluss auf die Wärmestromdichte [37, 58].

2.3.1.5 Einfluss der Kokillenkonzität und des Kokillenformates auf die integrale Wärmestromdichte

Durch die Abkühlung der noch dünnen Strangschale in der Kokille schrumpft die Schale und es kommt zu einer verminderten Wärmeabfuhr durch Spaltbildung [39]. Zur optimalen Wärmeabfuhr aus der Stahlschmelze und zur Vermeidung von Längsrissen auf den Breitseiten wird die Vermeidung der Spaltbildung zwischen Kokillenschmalseite und Strang angestrebt. Diese Spaltbildung kann an den Schmalseiten der Kokille durch eine konische Anstellung (Taper) vermindert werden. Ist die Konizität zu groß, dann kommt es zum sogenannten Klemmen des Stranges. Aufgrund dieser Gegebenheiten ist die richtige Wahl der Konizität äußerst wichtig und auf das gegebene Produktionsprogramm abzustimmen.

Grundsätzlich werden Konizitäten in % je Meter angegeben. Nach Wünnenberg erreicht die Wärmestromdichte bei 0,8% ein Maximum [62]. Einen entscheidenden Einfluss auf die Schrumpfung der Strangschale spielt die Stahlzusammensetzung [39]. Je besser die Kokillenkonzität der Schmalseiten der Strangschumpfung angepasst ist, umso besser ist die Wärmeabfuhr an den Schmalseiten [39].

Ergebnisse von Doringer zeigen, dass die Formatgrößen einen nachweisbaren Einfluss auf die Wärmestromdichte haben [43]. An den Eckpunkten zwischen Kokillenschmal- und Kokillenbreite (A1) liegt der Strang nicht an der Kokille an. Jene Strangfläche, die an der Kokille anliegt, wird als A2 bezeichnet. Demnach steigt bei breiteren Strangformaten das Verhältnis von A2/A1. Dadurch ist bei größeren Strangformaten mit einem Anstieg der Wärmestromdichte zu rechnen. So steigt die integrale Wärmestromdichte für Strangformate mit einer 100mm größeren Breitseite um rund $0,0035\text{MW/m}^2$ an.

2.3.2 Wärmeabfuhr in der Sekundärkühlung

Beim Verlassen der Kokille wird die Strangschale in der Sekundärkühlung, die in unterschiedliche Zonen unterteilt ist, weiter gekühlt. **Abbildung 2-32** zeigt eine Stranggießanlage mit 8 Sekundärkühlzonen.

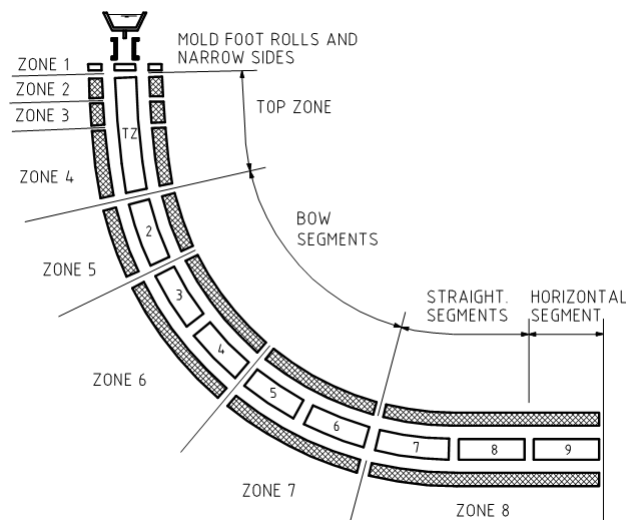


Abbildung 2-32: Schematische Darstellung der einzelnen Zonen in der Sekundärkühlung [63].

Auf den ersten Blick scheint eine intensive Strangkühlung zur Steigerung des Schalenwachstums bei gleichzeitigem Erhöhen der Gießgeschwindigkeit zur Maximierung der Produktionsmengen bei existierenden Anlagegegebenheiten wünschenswert [39]. Abhängig von den Eigenschaften der zu vergießenden Stahlsorten im Hochtemperaturbereich zwischen der Solidustemperatur und zirka 800°C kommt es bei der Festlegung unterschiedlicher Zielgrößen (**Tabelle 2-III**) zu einer komplexen Optimierung der Kühlintensität in den einzelnen Kühlzonen. Neben den gegebenen Parametern Stahlzusammensetzung, Strangabmessung und Gießgeschwindigkeit sind die Wassermenge, die Verteilung des Wassers über die Strangbreite und -länge, die mittlere Tropfengeschwindigkeit, der Auftreffwinkel sowie etwaige Benetzungseffekte zu beachten. Die Größe der Sprühkegel der eingebauten Düsen, der Abstand zwischen den Düsen und die Entfernung zur Strangoberfläche, die Art der Zerstäubung und der Wasserdruck haben einen weiteren Einfluss auf die Wärmeabfuhr. In folgender Tabelle ist die Beeinflussung harter und weicher Kühlung auf die angeführten Zielgrößen dargestellt.

Tabelle 2-III: Zielgrößen und der Einfluss von harter und weicher Kühlung [39, 41, 64, 65].

Zielgröße	Kühlintensität	
	hart	weich
Erstarrungsgeschwindigkeit	(+) höher	(-) niedriger
Erstarrungsgefüge	(+) feiner	(-) gröber
Sumpflänge	(+) kürzer	(-) länger
Strangstützung	(+) besser	(-) schlechter
Gleichförmigkeit der Kühlung	(-) schlechter	(+) besser
Oberflächenrissneigung	(-) größer	(+) geringer
Strangzunderung	(+) geringer	(-) mehr
Maschinenlebensdauer	(+) länger	(-) kürzer
Wasserverbrauch	(-) höher	(+) geringer

So wird beispielsweise durch eine harte Kühlung der Strangoberfläche das Gussgefüge feiner, die Erstarrungsgeschwindigkeit erhöht und dadurch die Sumpflänge entscheidend verkürzt. Der erhöhte Wasserverbrauch führt aber gleichzeitig zu einer erhöhten Oberflächenrissneigung und einer ungleichförmigen Kühlung der Strangoberfläche [41].

Die Wärmeabfuhr in der Sekundärkühlzone kann – wie in **Abbildung 2-33** dargestellt – durch vier unterschiedliche Arten erfolgen:

- Reine Strahlung
- Spritzkühlung
- Strahlung sowie Verdampfung von Schallwasser
- Rollenkontakt.

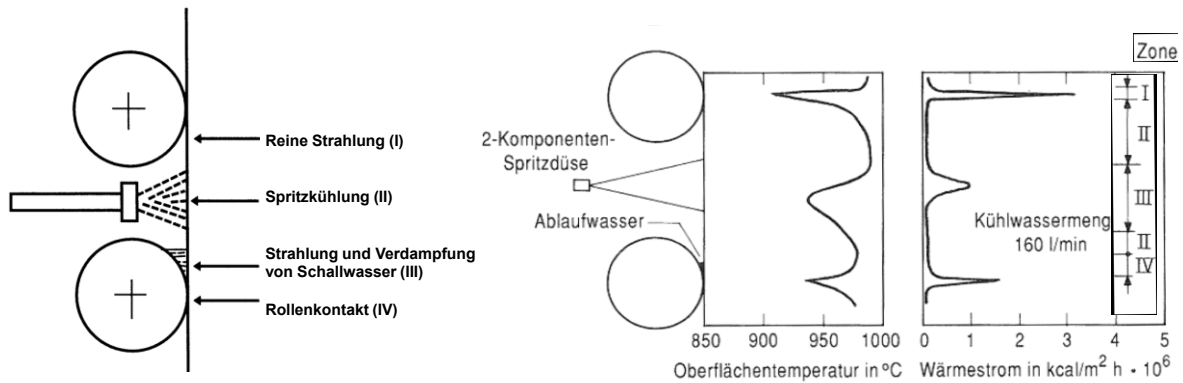


Abbildung 2-33: Schematische Darstellung der vier Arten der Wärmeübertragung bei der Sekundärkühlung (links). Gemessenes Längsprofil der Strangoberflächentemperatur und abgeleitete Wärmestromdichte für Luft-Wasserkühlung [66].

Je nach Position und Betriebsweise verändert sich der Prozentsatz der abgeführten Wärmemenge der vier unterschiedlichen Wärmeabfuhrmöglichkeiten. Vor allem im oberen Bereich der Sekundärkühlung (Top Zone in **Abbildung 2-32**) überwiegt die Wärmeabfuhr durch Spritzkühlung. Mit zunehmendem Abstand vom Meniskus verringert sich der Anteil der Wärmeabfuhr von Spritzkühlung, Strahlung und Verdampfung von Schallwasser. Gleichzeitig nimmt die Wärmeabfuhr durch Rollenkontakt aufgrund des ansteigenden ferrostatistischen Drucks zu. **Abbildung 2-34** zeigt die Verringerung des lokalen Wärmeübergangskoeffizienten eines 200mm dicken Stranges mit zunehmender Maschinenlänge.

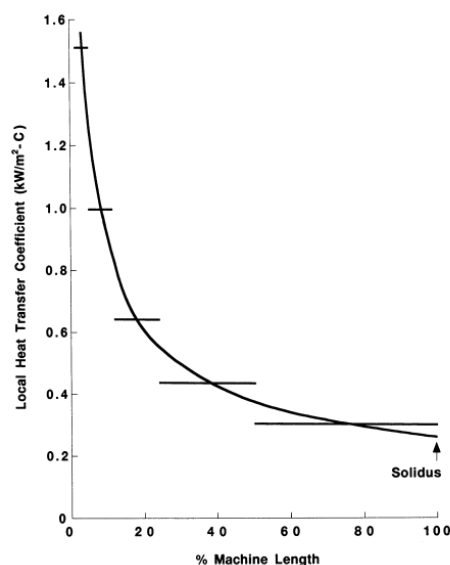


Abbildung 2-34: Darstellung des lokalen Wärmeübergangskoeffizienten mit zunehmender Maschinenlänge [67].

In **Abbildung 2-35** sind zwei mögliche Verläufe von Zentrums- und Oberflächentemperatur **(a)** und zwei typische Verläufe des Strangschalenwachstums **(b)** bei Verwendung unterschiedlicher Sekundärkühlwassermengen dargestellt. Im **Bild c** ist die Verteilung der Sekundärkühlwassermengen über die Stranglänge abgebildet. Durch die Erhöhung der Sekundärkühlwassermengen von 0,65 auf 0,9 l/kg Stahl gemäß der in Bild c dargestellten Verteilung ist ein vorzeitiges Absinken der Zentrumstemperatur nach 11 Minuten sowie eine signifikante Verringerung der Oberflächentemperatur nach zirka 4 Minuten festzustellen. Allerdings zeigt sich auch, dass sich mit zunehmender Zeitdauer die Differenz zwischen den beiden Temperaturverläufen verringert.

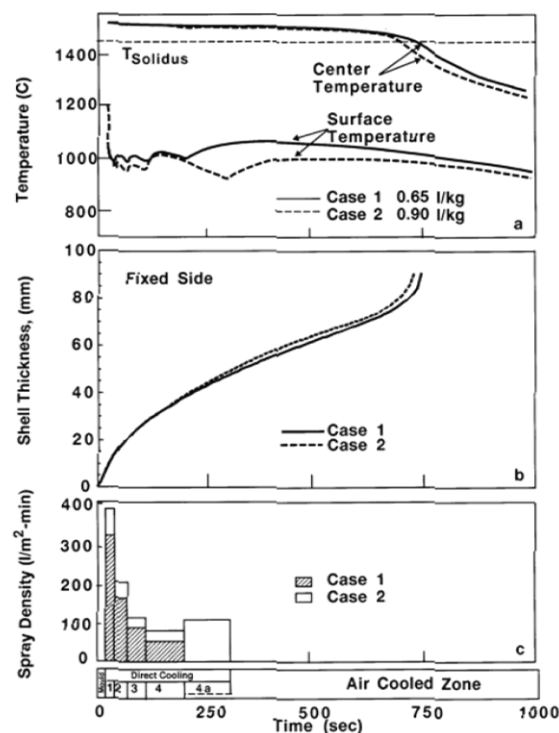


Abbildung 2-35: Darstellung von Oberflächen- und Zentrumstemperaturverlauf (a), Schalenwachstum (b) und Sekundärwasserkühlmenge (c) für unterschiedliche Wassermengen (l/kg) über der Zeit [66].

Bei der Erstarrung von Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt nahe 0,1% kommt es abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit in der Sekundärkühlung zur Bildung von groben Austenitkörnern und damit zu einer größeren Anfälligkeit von Oberflächenrissbildung. Diese ausgeprägte Rissanfälligkeit ist auf die zunehmende Schädlichkeit von Korngrenzenausscheidungen zurück zu führen, die in den in **Abbildung 2-36** gekennzeichneten Bereichen **Ila** und **Ilb** wirksam werden.

Im Bereich IIb, dem sogenannten zweiten Duktilitätstief, kann es aufgrund von Sulfidausscheidungen zur Bildung von Längsrissen kommen. Aus diesem Grund wird im Sekundärkühlbereich direkt unterhalb der Kokille eine möglichst weiche Sekundärkühlung vorgeschlagen, um einerseits thermische Spannungen zu verhindern und zum anderen die Sulfide durch längeres Halten bei höheren Temperaturen zu vergrößern. In diesem Bereich können auch lotbruchartige Korngrenzenschädigungen durch nichtoxidierbare Spurenelemente wie Kupfer, Zinn und Antimon entstehen, die durch Zunderbildung angereichert werden. Durch weiche Kühlung kann aufgrund der Reduktion von thermischen Spannungen die Wahrscheinlichkeit zur Rissbildung verringert werden. Wird die Oberflächentemperatur jedoch noch stärker abgekühlt, so könnte sowohl die Zunderbildung als auch die Bildung flüssiger Phasen verhindert werden.

Im Bereich IIa kommt es vor allem bei mikrolegierten Stählen durch dynamische Ausscheidung beim Strangbiegen und Strangrichten mit geringer Dehngeschwindigkeit zu einem signifikanten Zähigkeitsabfall. Darum wird der kritische Temperaturbereich der Ausscheidungsbildung vermieden und insbesondere darauf geachtet, dass das Richten bei Temperaturen über- oder unterhalb dieses kritischen Temperaturbereiches durchgeführt wird. Weiche Kühlung kann nur durchgeführt werden, wenn auch ausreichend hohe Kantentemperaturen realisiert werden können [40]. Üblicherweise bietet das Richten mit flüssigem Sumpf mehr Sicherheit, da die Oberflächentemperatur leichter bei hohen Temperaturen gehalten werden kann. Findet das Richten nach der Durcherstarrung statt, so wird die harte Kühlung bevorzugt.

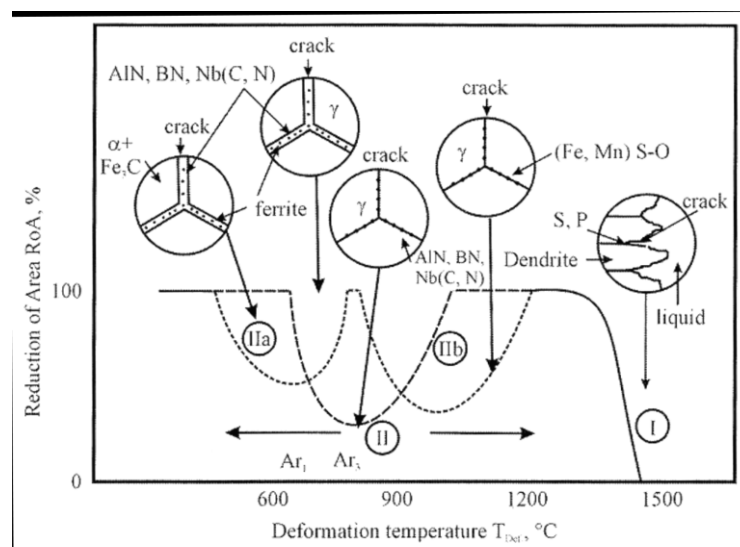


Abbildung 2-36: Bereiche der Hochtemperaturversprödung durch Korngrenzenausscheidungen [68].

Zur Optimierung der Strangqualität werden, wenn aus anlagentechnischen Gegebenheiten und chemischer Zusammensetzung der Stahlschmelze notwendig, auch Kombinationen mit weicher Kühlung im oberen Bereich zur Vermeidung von Längsrissen und anschließender rascher Abkühlung unter den kritischen Temperaturbereich angewendet. Um den Einfluss von Dehn- und Abkühlrate sowie von einzelnen Legierungselementen bei den verschiedensten Stahlqualitäten festzustellen, wurden zahlreiche Untersuchungen durchgeführt [69-96]. Durch die Kenntnis der Verläufe der Brucheinschnürung und den Einfluss der unterschiedlichen Parameter können durch die geeignete Wahl der Sekundärkühlung in den einzelnen Zonen qualitätsmindernde Effekte vermieden werden. **Abbildung 2-37** zeigt unterschiedliche Temperaturzielvorgaben (40mm von der Kante, an der Mitte der Oberseite, an der Oberseite 40mm von der Kante, an der Mitte der Schmalseite, sowie der mittleren Querschnittstemperatur), die eine komplexe Einstellung der Sekundärkühlung über die Breite und Kanten des Stranges über die Zeit erfordern [40, 97].

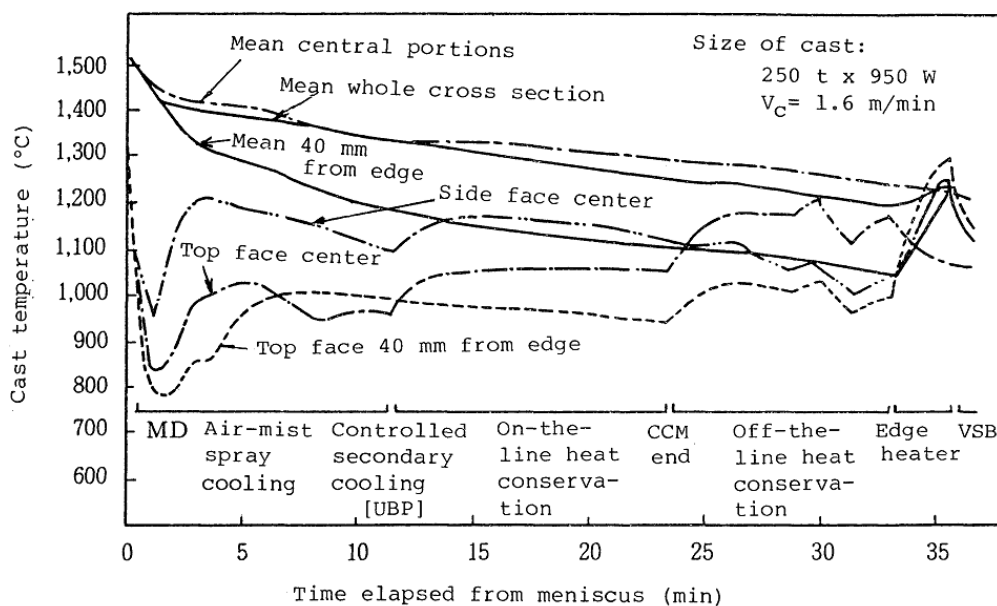


Abbildung 2-37: Darstellung der erforderlichen Temperaturen an den unterschiedlichen Bereichen des Stranges [97].

2.3.3 Erstarrungsstruktur und -geschwindigkeit beim Brammenstranggießen

Die Erstarrungsgeschwindigkeit ist beim Brammenstranggießen makroskopisch (Schalendicke, Sumpflänge) und mikroskopisch (Gefüge, Mikroseigerungen, Ausscheidungen) von wesentlicher Bedeutung und wird vom Wärmefluss zwischen der Oberfläche und dem Sumpf des Stranges beeinflusst [40, 41, 64, 98]. Spaltbildung in der Kokille, Konizität und Schmierung zwischen Strang und Kokille sowie der eingestellte Oberflächentemperaturverlauf in der Sekundärkühlzone beeinflussen die Erstarrungsgeschwindigkeit und -struktur entscheidend [40, 41, 64, 98-111]. Unter üblichen Gießbedingungen mit Überhitzungen im Verteiler von 15 bis 30°C erstarrt der Stahl vorzugsweise transkristallin, allerdings kann durch den Einsatz von elektromagnetischen Rührern bei einer Frequenz von zirka 3,0Hz bei Überhitzungstemperaturen von 15 bis 30°C eine globulitische Mittenerstarrung erreicht werden [112]. Die Gießgeschwindigkeit und die Überhitzung des Stahls sowie die gesamte Wärmeabfuhr in der Stranggießanlage beeinflussen nicht nur die Länge des flüssigen Sumpfes, sondern auch die Bildung von Innen- und Außenrissen, sowie Seigerungen und die Morphologie des Gefüges, da Temperaturänderungen gleichzeitig zu Festigkeits- und Volumenänderungen führen [40, 41]. Aufgrund dessen ist die Führung des Erstarrungsprozesses beim Brammenstranggießen unter Kenntnis des Schalenwachstums, also der wachsenden Dicke der erstarrenden Strangschale, von besonderer Bedeutung [40]. Ein Zusammenhang zwischen Schalenwachstum und Erstarrungszeit kann durch das sogenannte \sqrt{t} -Gesetz

$$s=K*\sqrt{t} \quad (2-26)$$

hergestellt werden. Dabei ist s die Schalendicke in mm, K die Erstarrungskonstante in mm/\sqrt{s} oder in $\text{mm}/\sqrt{\text{min}}$ und t die Erstarrungszeit in Sekunden. Typische Werte für K liegen, abhängig von Gießgeschwindigkeit, Anlagentyp und Seitenverhältnis der Kokillenwände zwischen 23 und 31 [18].

Die Erstarrungsstruktur von Brammen wird von den kinetischen und thermodynamischen Faktoren während des Stranggießprozesses bestimmt. Wie in **Kapitel 2.2.1** beschrieben, besteht ein primäres Stranggussgefüge aus einer äußeren feinglobulitischen Randzone, einer säulenförmigen Zone und einer grobglobulitischen Zentrumszone. Zur weiteren Differenzierung der Erstarrungsstruktur dient **Abbildung 2-38**: Die Gefügestruktur wird hier in eine streng gerichtete **(a)**, orientierte **(b)**, ungerichtet dendritische **(c)** und in eine globulitische **(d)** Zone unterteilt.

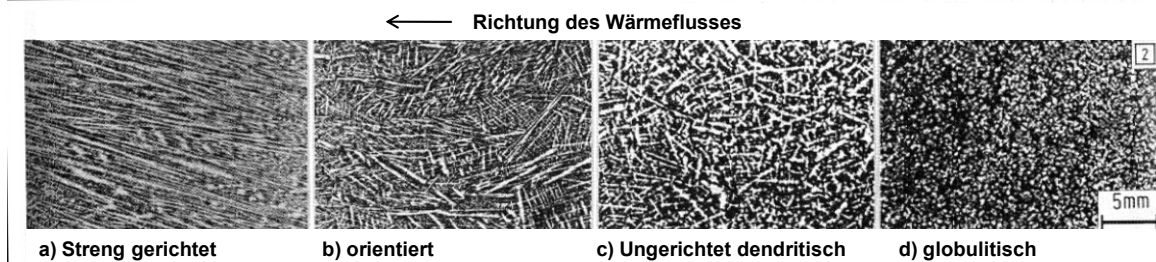


Abbildung 2-38: Charakteristische Gefügetypen nach dem Beizen in heißer Salzsäure [113].

Die Größe der dendritischen und globulitischen Zone sowie deren Orientierung hängen einerseits von den Gießbedingungen (Gießgeschwindigkeit, Wärmeabfuhr und Überhitzung), andererseits von der Anlagenbauart, Stahlanalyse und Formatgröße ab. Während der Erstarrung können Dickenänderungen des Stranges durch die Einwirkung von nicht exakt laufenden Stützrollen und durch Ausbauchen des Stranges aufgrund des ferrostatischen Druckes eintreten [40, 41]. **Abbildung 2-39** zeigt die Strangausbauchung δ_a zwischen zwei Stützrollen, die durch den ferrostatischen Druck verursacht wird und in weiterer Folge zu Strömungen der Restschmelze im Strang führen können [14, 40]. Die gestrichelte Linie symbolisiert die Grenze der vollständig erstarrten Strangschale.

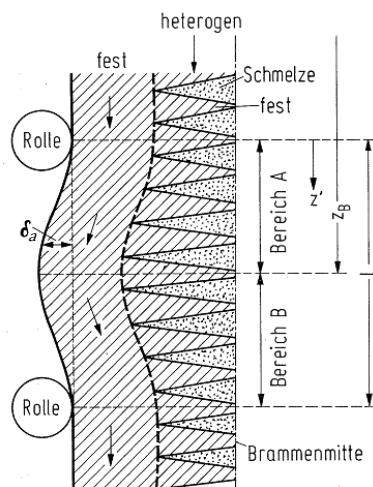


Abbildung 2-39: Ausgebauchter Strang mit heterogener Zone [14].

Die Strömung begünstigt, wie in **Abbildung 2-40** dargestellt, den Wärmeübergang an der Erstarrungsfront, schafft dadurch einen schnelleren Überhitzungsabbau und schmelzt gleichzeitig Kriställarmchen ab, die als Keime für neue Globuliten wirken. Aus der Erstarrungsfront ausgelöste Kristalle, deren Dichte größer als jene der Restschmelze ist, sinken in den Strangsumpf ab und bilden eine mehr oder weniger stark ausgeprägte globulitische Schüttung (**Abbildung 2-40**) [114]. Zusätzlich kann die Bildung von Globuliten durch Kühlen, Impfen, Vibrieren und elektromagnetisches Rühren begünstigt werden.

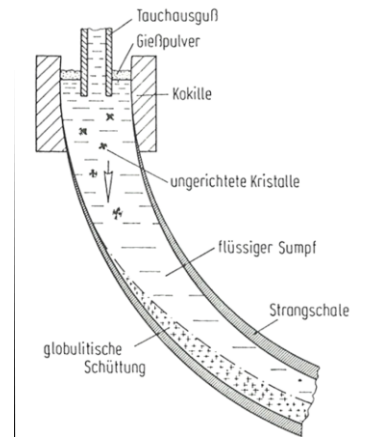
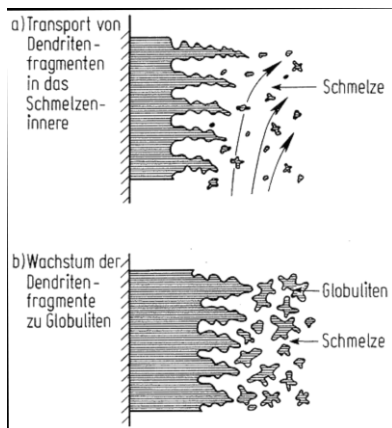


Abbildung 2-40: Bildung (links) und Sedimentation (rechts) [Schrewe] von Globuliten durch Strömungen während der Erstarrung in einer Bogenanlage [14].

Das linke Bild in **Abbildung 2-41** zeigt, dass durch den Einsatz von elektromagnetischen Rührern auch bei höheren Überhitzungstemperaturen der Anteil der globulitischen Erstarrung erhöht werden kann [16, 61]. Das rechte Bild zeigt die einseitige Ablagerung von Globuliten im Bereich der, durch den elektromagnetischen Rührer verursachten, Aufwärtsströmung [16, 61].

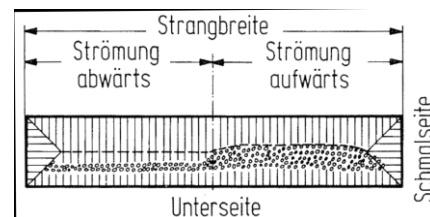
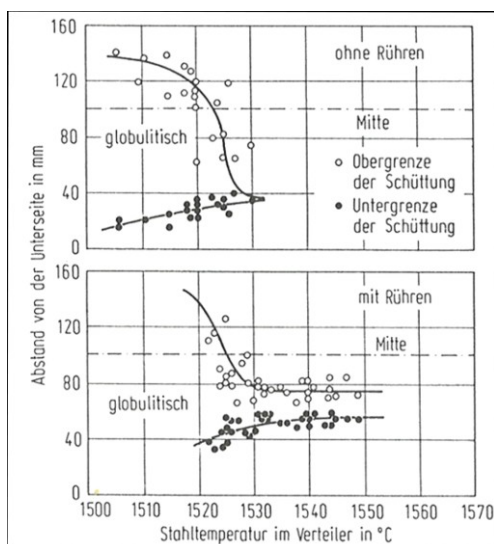


Abbildung 2-41: Erweiterung des Anteils globulitischer Erstarrung (links) [61] und Verschiebung der Mittenzone zur Strangoberseite durch den Einsatz von elektromagnetischen Rührern (rechts) [16].

2.3.3.1 Mittenerstarrung

Bei Brammen spitzt sich der Sumpf aufgrund der bevorzugt eindimensionalen Wärmeabfuhr über die Breitseite bei der Erstarrung flächenhaft zu. Bei der Mittenerstarrung

können durch Anreicherung seigernder Elemente vor der Erstarrungsfront Seigerungen entstehen. Mittenerstarrung und Mittenseigerung hängen ganz entscheidend von der Sumpfgeometrie der Enderstarrung ab und können durch metallurgische und anlagentechnische Maßnahmen positiv beeinflusst werden [40]. Stränge mit stark ausgeprägtem gerichtet erstarrtem Gefüge neigen zu starken Zentrumsseigerungen, während das Zentrum von globulitisch erstarrten Strängen wenige Seigerungen aufweist [14, 16, 113]. Bei einer globulitischen Kernerstarrung verteilen sich die Seigerungen über einen größeren Bereich und schwächen sich dadurch insgesamt ab [14, 16, 113]. Im Folgenden werden die unterschiedlichen Ausbildungen der Mitte – *Mittenauflockerung*, *auseinanderklaffende Mitte* und *Mittenaufreißung* – beschrieben [16].

Mittenauflockerungen entstehen aufgrund des Volumendefizits durch das Nachsaugen der Restschmelze bei der Enderstarrung. Die Art des Erstarrungsgefüges hat einen entscheidenden Einfluss auf die Strömungsbedingungen in der heterogenen Sumpfspitze. Bei ausgeprägtem gerichtet erstarrtem Gefüge ragen die Dendritenstämme von der Strangober- und Unterseite in die Mittenebene. Die Folge sind Mikrolunker und Schwindungshohlräume zufolge unvollständiger Speisung. Ebenen ober- und unterhalb der Mitte können jedoch seigerungs- und lunckerfrei sein. Aufgrund der ursprünglichen lückenhaften Kristallschüttung bilden sich um die Mitte Seigerungskanäle. Zur Mitte verschärft sich die Auflockerung der Schüttung.

Rücken die beiden Stranghälften aufgrund von Rollenschlag oder Maulweitenänderung während der Enderstarrung auseinander, so spricht man von einer *auseinanderklaffenden Mitte*. In den sich öffnenden Spalt fließt Schmelze nach und erstarrt feindendritisch. In **Abbildung 2-42** ist die auseinanderklaffende Mitte einer ausgeprägt gerichteten und globulitisch erstarrten Schmelze dargestellt, bei der Mikrolunker aufgrund vollständiger Speisung fehlen.

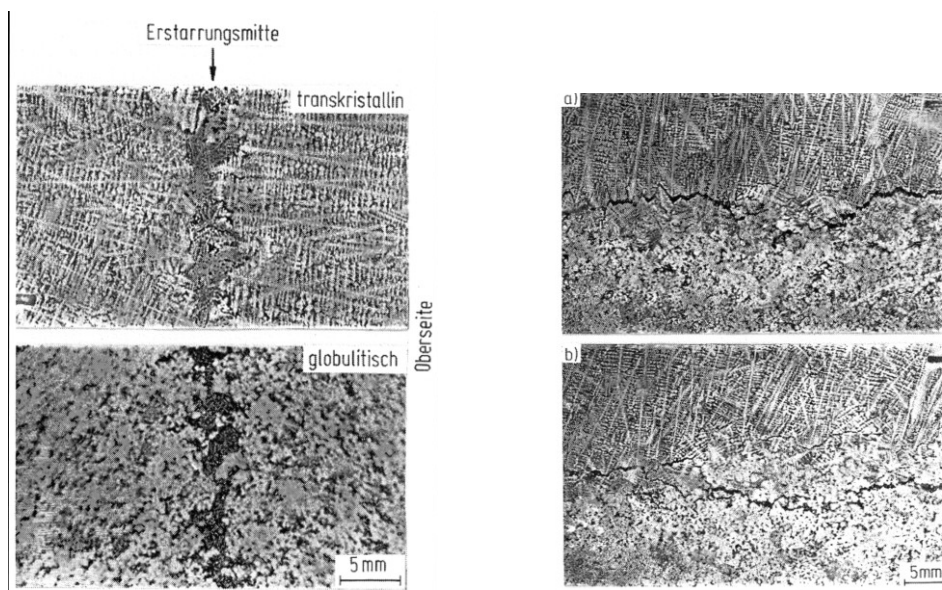


Abbildung 2-42: Auseinanderklaffende Mitte (links) und Mittenaufreißung in einer Bramme mit ausgeprägter gerichteter Erstarrung auf der Oberseite und globulitischer Erstarrung auf der Unterseite (rechts) [16].

Darüber hinaus zeigt **Abbildung 2-42** eine graduell weniger starke *Mittenaufreißung*, deren Verlauf sehr unregelmäßig und durch zahlreiche Verzweigungen gekennzeichnet ist. Die Schliffe sind fortlaufend auf einer Breite von 92mm senkrecht zur Gießrichtung entnommen worden und zeigen eine ausgeprägt gerichtet erstarrte obere Stranghälfte und eine globulitisch aufgeschüttete untere Stranghälfte. Die Bildung der Mittenaufreißung wird von Wünnenberg *et al.* [16] durch das Auftreten von mechanischen oder thermischen Spannungen der soeben zusammentreffenden Erstarrungsfronten begründet. Die Speisung der entstandenen Hohlräume erfolgt durch Ansaugen geseigerter Schmelze aus den benachbarten Dendritenzwischenräumen oder durch lose Kristallschüttungen. Mittenaufreißungen können auch bei rein globulitischer Enderstarrung auftreten und haben entsprechend der Enderstarrung in der Schüttung eine unregelmäßige Kontur.

2.3.3.2 Einfluss von Kohlenstoff und Überhitzung auf die Erstarrungsstruktur

In **Abbildung 2-43** ist das Erstarrungsgefüge von Stählen mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten (0,35%, 0,6% und 1,0%) und steigenden Überhitzungen in einer um 45° geneigten Kokille dargestellt [113]. Bis zu einer Überhitzung von 10°C ist der Stahl in der oberen Hälfte bis auf einen schmalen Streifen orientierter Dendriten, ungerichtet dendritisch erstarrt. Das ungerichtete Gefüge ist nahe den Blockoberflächen dendritisch und im Blockinneren globulitisch. Mit steigender Überhitzung verringert sich der Bereich globulitischer Erstarrung. In der oberen Hälfte wächst die gerichtet dendritische Erstarrung

auf Kosten der globulitischen und ungerichtet dendritischen Erstarrung. Auch in der unteren Hälfte nimmt der Anteil der gerichtet dendritischen Erstarrung zu, während der ungerichtet dendritische und globulitisch erstarrende Bereich kleiner wird. Gleichzeitig wird im Inneren des Blocks das globulitische durch ein ungerichtet dendritisches Gefüge ersetzt.

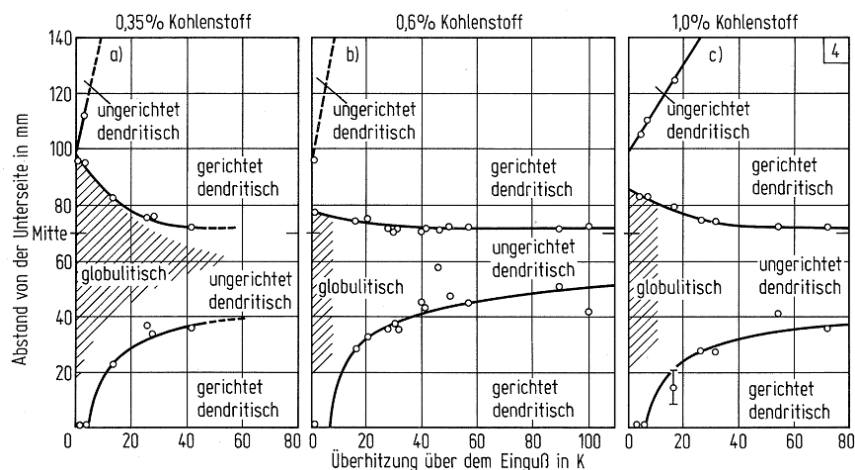


Abbildung 2-43: Erstarungsgefüge als Funktion der Überhitzung für Stähle mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten (0,35%, 0,6%, 1,0%) [113].

Die unsymmetrische Erstarungsstruktur ist typisch für das Stranggießen an Kreisbogenanlagen [98]. Aufgrund der größeren Dichte der Keime und wachsenden Kristallite sinken diese ab und verursachen diese Asymmetrie. Daher kommt es in der oberen Hälfte zu einer Verarmung und im unteren Teil zu einer Anreicherung der Keime, wodurch die ungerichtete Erstarrung begünstigt wird. Bei sehr geringen Überhitzungen kommt es sogar in den Randzonen zur ungerichteten Erstarrung. Mit zunehmender Überhitzung werden die ungerichteten Dendriten größer. Bei mittleren Überhitzungen von zirka 15K werden von 0,35 bis 0,6% Kohlenstoff werden die Teilchen größer und von 0,6 bis 1,0% Kohlenstoff kleiner. Folgedessen nimmt bei einer Überhitzung von 15K die Keimzahl von 0,35 bis 0,6% C ab und von 0,6 bis 1,0% zu. Bei Überhitzungen von 40K nimmt die Teilchengröße mit steigendem Kohlenstoffgehalt zu. **Abbildung 2-44** zeigt, dass der Einfluss der Überhitzung besonders bei niedrigen Überhitzungen groß ist. Bei Überhitzungen < 10K kann der globulitisch erstarrende Bereich bis zu 40% und mehr einnehmen [16, 98].

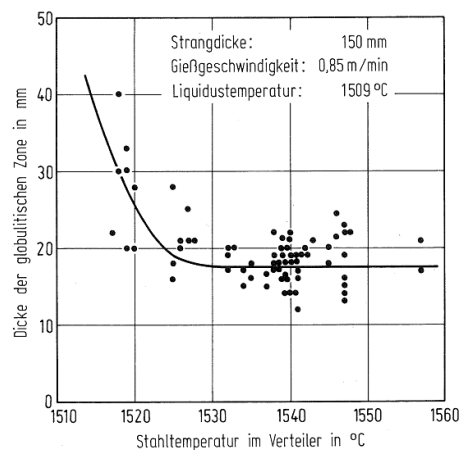


Abbildung 2-44: Anteil der globulitischen Zone eines 150mm dicken Stranges in Abhängigkeit von der Stahltemperatur im Verteiler ($v_G = 0,85\text{m/min}$, $T_{\text{Liq}} = 1509^\circ\text{C}$) [16].

Um den Einfluss von Kohlenstoffgehalt und Überhitzung auf die Korngröße festzustellen wurden von Stadler *et al.* [113] Zählungen in einem 50mm breiten Streifen mittlerer Blockhöhe durchgeführt, der unter stranggussähnlichen Bedingungen in einer um 45° schräggestellten Kokille gegossen wurde. Bei dieser Schrägstellung kann eine ähnlich unsymmetrische Erstarrungsstruktur, wie beim Stranggießen an einer Kreisbogenanlage, nachempfunden werden. In **Abbildung 2-45** ist für drei verschiedene Kohlenstoffgehalte (0,35%, 0,6% und 1,0%) die Größe der ungerichteten Kristalle über den Blockquerschnitt auf halber Höhe in Abhängigkeit von der Überhitzung dargestellt. Die Abbildung zeigt, dass die Korngrößen über den Querschnitt nicht konstant sind. In der Mitte erfolgt immer ein Anstieg und zur Blockoberfläche bei niedrigen Überhitzungen ein Abfall. Mit zunehmender Überhitzung werden die ungerichteten Dendriten größer. Der Einfluss des Kohlenstoffgehaltes ist nicht eindeutig festzustellen. Bei Überhitzungen von 15K werden die Teilchen von 0,35 bis 0,6%C größer und von 0,6 bis 1,0% kleiner. So nimmt die Anzahl der Teile von 0,35 bis 0,6% ab und von 0,6 bis 1,0% die Anzahl der Keime zu. Dieses Ergebnis ist durch den Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Länge der unteren gerichteten Zone in **Abbildung 2-46** zu erklären.

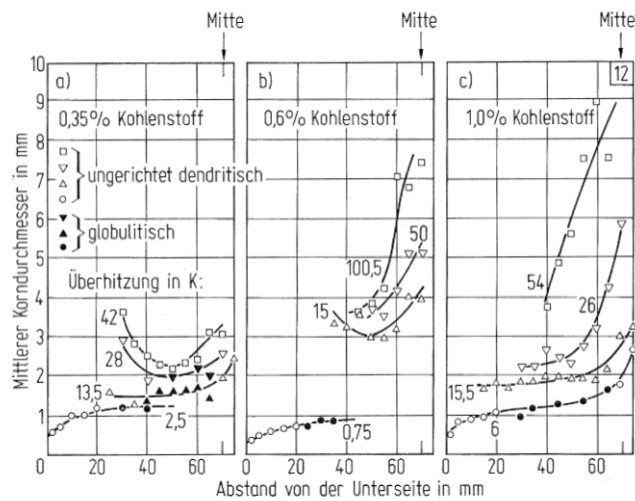


Abbildung 2-45: Größe der ungerichteten Kristalle über den Blockquerschnitt auf der halben Höhe in Abhängigkeit von der Überhitzung [113].

Abbildung 2-46 zeigt den Einfluss des Kohlenstoffgehaltes und Aluminiumzusatzes auf die Länge der gerichteten Zone der Unterseite in einer um 45° geneigten Kokille bei hohen Überhitzungen. So nimmt der Einfluss der Kohlenstoffgehaltes bei der Erstarrung von δ -Eisen auf die Länge der ungerichteten Zone von 0 bis 0,55%C ab. Bei 0,55%C kommt es zu einem sprunghaften Anstieg. In weiterer Folge sinkt auch im γ -Eisen die Länge der gerichteten Zone mit steigendem Kohlenstoffgehalt. Die Verkürzung der gerichteten Zone bei steigenden Kohlenstoffgehalten ist durch die längere Verweilzeit des Stahls im heterogenen Zustand zu erklären. Dadurch ist mehr Zeit für Umlösungsvorgänge und mechanische Einwirkungen sowie für den Transport der entstandenen Keime vorhanden [113].

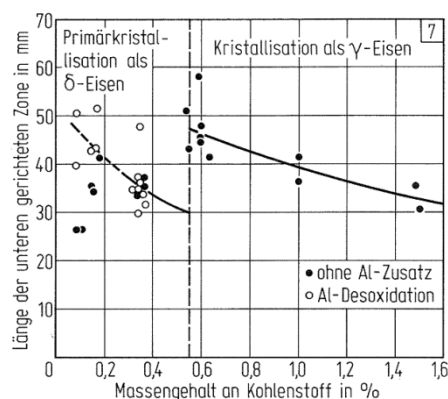


Abbildung 2-46: Einfluss von Kohlenstoffgehalt und Aluminiumzusatz auf die Länge der gerichteten Zone der Unterseite in der geneigten Kokille (bis 0,35%C Überhitzung über 20K, ab 0,6%C über 40K) [113].

2.3.3.3 Einfluss des Wärmeübergangskoeffizienten auf die Erstarrungsstruktur

Um den Einfluss der äußeren Kühlung auf die Ausbildung eines Gussgefüges unter stranggießähnlichen Bedingungen zu untersuchen, wurden bei einer von Stadler *et al.* [113] durchgeführten Versuchsreihe Kupferkokillenplatten mit verschiedenen Materialien beschichtet. Zur Vermeidung von Ungenauigkeiten durch den Einfluss der Überhitzung wurde diese auf über 40°C eingestellt. In **Abbildung 2-47** sind für eine senkrecht stehende Kokille die Längen der gerichteten Randzone auf der beschichteten gegen die der unbeschichteten Seite aufgetragen. Dabei zeigte sich, dass bei vermindertem Wärmefluss auf der beschichteten Seite, die gerichtet erstarrte Zone verringert werden konnte.

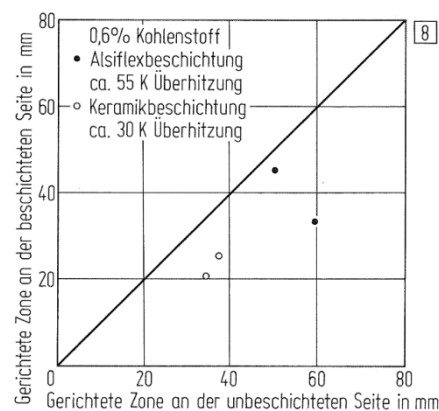


Abbildung 2-47: Vergleich der Länge der gerichteten Zone an der beschichteten Seite mit der an der unbeschichteten Seite in einer senkrechten Kokille [113].

2.4 Ausgewählte Qualitätsmerkmale: Star Cracks und Zentrumsseigerung

Im folgenden Kapitel werden einerseits die Ergebnisse bisheriger Untersuchungen zum Qualitätsmerkmal Star Cracks und der Einfluss von Wärmeabfuhr und Stahlzusammensetzung zur Vermeidung von Star Cracks dargestellt, andererseits wird der Einfluss von Überhitzung, Kühlintensität und Strangausbauchung auf die Erstarrungsstruktur, welche wiederum die Bildung und Ausdehnung von Zentrumsseigerungen maßgeblich beeinflusst, beschrieben.

2.4.1 Star Cracks

Star Cracks entstehen im Bereich des zweiten Duktilitätstiefs entlang von Austenitkorngrenzen (siehe auch **Abbildung 2-36**) [115-118]. Dargestellt in **Abbildung 2-48** besitzen Star Cracks, wie der Name schon sagt, eine sternähnliche Form, erreichen eine Tiefe von 0,5 bis zu 10mm [115-117, 119] und können in weiterer Folge zu Oberflächenquerrissen führen [117]. Star Cracks entstehen vorwiegend bei mikrolegierten Stählen mit Aluminium, Niob und Vanadium sowie bei peritektischen und mittelkohligen Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,06 bis 0,17% und einem hohen Anteil an Begleitelementen wie Kupfer und Zinn [117, 120-124]. Die Bildung von Star Cracks wird entscheidend durch die anlagentechnischen Gegebenheiten, Stahlzusammensetzung sowie Wärmeabfuhr in der Kokille und Sekundärkühlung direkt unterhalb der Kokille beeinflusst.

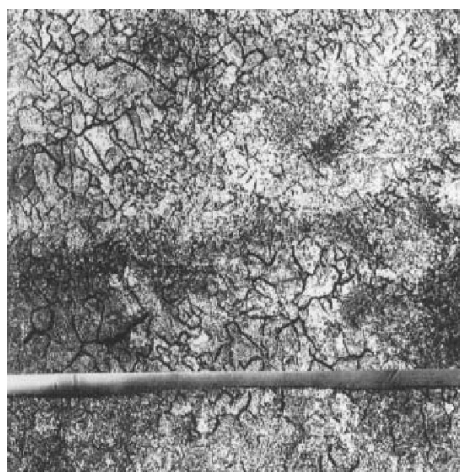


Abbildung 2-48: Darstellung von Star Cracks in Grund- und Aufriss einer Brammenbreiteite [117].

2.4.1.1 Wärmeabfuhr in Kokille und Sekundärkühlung

Billaney *et al.* [122] untersuchten unter Verwendung drei verschiedener Gießpulver den Einfluss der Wärmeabfuhr in der Kokille auf die Bildung von Star Cracks an einer Zweistrangbrammengießanlage. Es zeigte sich, dass die Ausbildung und Anzahl von Star Cracks aufgrund der größeren Zugkräfte an der Innenseite größer und höher war als an der Außenseite. Obwohl die Wärmeabfuhr am inneren Bogen der Anlage höher als am äußeren Bogen war (1,2 statt 1,0 MW/m²), konnte für den Innenbogen kein signifikanter Einfluss abhängig von der Höhe der Wärmestromdichte festgestellt werden. Vielmehr zeigte sich, dass bei Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,10 und 0,15% Schwankungen in der Wärmeabfuhr zur verstärkten Bildung von Star Cracks führten. Stränge mit Schwankungen der Wärmeabfuhr $< 5 \cdot 10^{-2}$ MW/m² waren fehlerfrei, während Stränge bei denen Schwankungen $> 20 \cdot 10^{-2}$ MW/m² auftraten, zahlreiche Star Cracks aufwiesen. Diese Schwankungen können auf die ungleichmäßige Gießpulverschlackendicke zurück geführt werden.

Des Weiteren wurde festgestellt, dass die Wärmestromdichte bei der ersten Schmelze einer Sequenz höhere Schwankungen aufwies und dadurch die Bildung von Star Cracks erhöhte. Der Gießpulververbrauch hat keinen Einfluss auf die Bildung von Star Cracks, allerdings zeigte sich ein positiver Einfluss auf die Gleichmäßigkeit der Wärmeabfuhr und eine geringfügige Verringerung der Star Crack Bildung durch die Verwendung sogenannter Starter-Gießpulver. Des Weiteren wurde der Einfluss von nickelbeschichteten Kokillen untersucht. Dabei zeigte sich, dass die Wärmeabfuhr um 10%, nicht aber die Bildung von Star Cracks, verringert werden konnte.

2.4.1.2 Stahlzusammensetzung

Untersuchungen beim Stranggießen von Knüppeln über die Elektrolichtbogenofenroute zeigten eine verstärkte Bildung von Star Cracks bei steigenden Kupfer- und Zinngehalten. Diese Elemente bilden an den Austenitkorngrenzen niedrigschmelzende Phasen (1050°C) mit 85%Cu, 5%Sn, 4%Ni, 1%Sb und 5%Fe. Niedrigschmelzende Phasen in Kombination mit ungleichmäßiger Wärmeabfuhr und Oberflächentemperatur führen zur Vergrößerung des Gefüges sowie zu erhöhten Dehnungen und Spannungen, die eine Ursache für die Bildung von Star Cracks sind. Der positive Einfluss von Ni und S auf die Verringerung der Größe und Menge von Star Cracks wurde festgestellt und eine Formel (2-27) zur Berechnung des Kupferäquivalents Cu_{aq} entwickelt:

$$Cu_{aq} = [\%Cu] + 10[\%Sn] - [\%Ni] - 2[\%S] \quad (2-27)$$

So können rissfreie Oberflächen mit einem $\text{Cu}_{\text{aq}} < 0,2$ bei hohen Kupfergehalten durch die Zugabe von Nickel realisiert werden [116].

Akamatsu *et al.* [123] untersuchten den Einfluss von Nickel und Zinn auf die Bildung flüssiger Phasen in Kupfer-Wälzlager-Stählen. Es konnte gezeigt werden, dass durch Steigerung des Ni/Cu-Verhältnis in der Ausgangsschmelze die Kupferlöslichkeit im γ -Eisen erweitert werden kann und in weiterer Folge die Bildung von Star Cracks verringert werden kann.

In Folgenden wird anhand **Abbildung 2-49** die Löslichkeit des Kupfers mit steigendem Nickelgehalt diskutiert. Diese Abbildung zeigt berechnete Löslichkeitsminima des Kupfers im γ -Gebiet eines ternären Fe-Cu-Ni-Systems bei steigendem Kupfergehalt mit variierenden Ni/Cu-Verhältnissen. Die peritektischen Temperaturen, bei denen γ -, ϵ - und flüssige Phase koexistieren und mit dem Schmelzpunkt der Kupferphase korrespondieren, sind durch kleine dreieckige Symbole gekennzeichnet. Durch steigende Ni/Cu-Verhältnisse kann die Löslichkeit beeinflusst werden. Bei einem Verhältnis von 0,5 ist der Einfluss verhältnismäßig gering. Steigt das Verhältnis durch Zugabe von Nickel in der Ausgangsschmelze auf 0,9 und in weiterer Folge auf eins an, so kann die Löslichkeit im γ -Eisen entscheidend beeinflusst werden und die flüssige Phase bei Temperaturen um 1050°C unterdrückt werden. Diese Ergebnisse können anhand **Abbildung 2-49 rechts** bestätigt werden, welche den relativen Flüssiganteil mit zunehmendem Ni/Cu-Verhältnis bei steigenden Temperaturen darstellt.

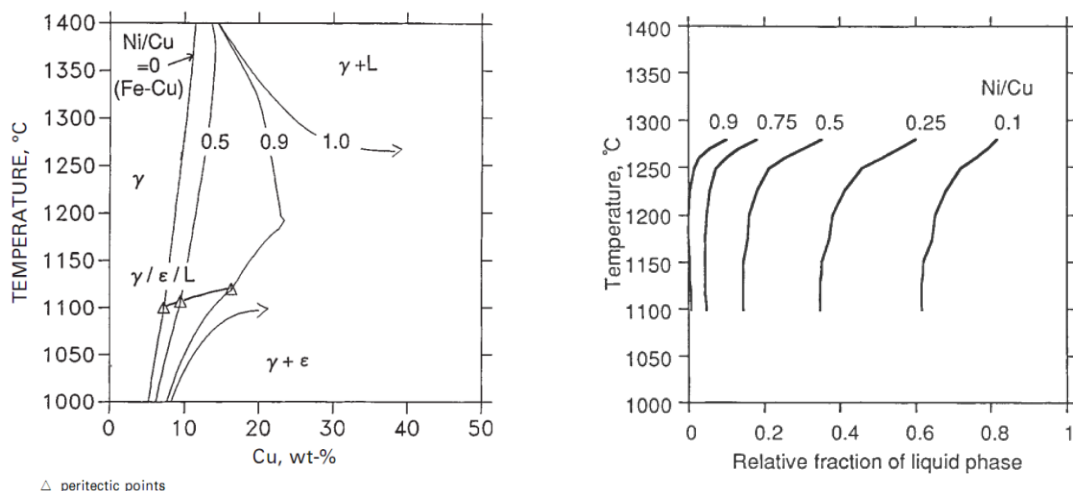


Abbildung 2-49: Berechnete Löslichkeitsminima des Kupfergehaltes in der γ -Phase in einem ternären Fe-Cu-Ni-System bei variierenden Kupfergehalten (links) [123] und Verläufe unterschiedlicher Ni/Cu-Verhältnisse abhängig von Temperatur und Anteil der flüssigen Phase (rechts) [125].

2.4.2 Zentrumsseigerungen

Um den hohen Produktanforderungen wie hohe Festigkeit und Zähigkeit, sowie gute Schweißeignung gerecht zu werden, wird der Innenqualität – speziell dem Zentrumsbereich und den Zentrumsseigerungen – von Brammen zunehmende Bedeutung zugewiesen. Untersuchungen zeigten, dass Zentrumsseigerungen beim Abkühlen nach dem Walzen zu einer ungewünschten, harten martensitischen und bainitischen Struktur im Endprodukt führen können [131]. Untersuchungen zufolge können Zentrumsseigerungen bei gegebener Stahlzusammensetzung durch das Erstarrungsgefüge und durch geometrische Änderungen des Strangquerschnittes im Gebiet der Enderstarrung verursacht beziehungsweise beeinflusst werden [131, 133]. Weiters können Zentrumsseigerungen sowohl durch anlagenbedingte als auch durch prozessbedingte Faktoren beeinflusst werden:

- Anlagenbedingte Einflussfaktoren
 - Rollendurchmesser und -abstand
 - Rollenmaterial und -teilung
 - Rollenrundlauf und -durchbiegung
 - Segmenteinstellung
 - Mechanisch-thermischer Gießspalt (Konizitätsverlauf)
 - Soft Reduction

- Prozessbedingte Einflussfaktoren
 - Gießgeschwindigkeit
 - Überhitzungstemperaturen
 - Sekundärkühlung (Typ, Intensität, Düsenzustand und Ausrichtung)
 - Stahlzusammensetzung
 - Strangdicke

Ein wesentlicher Punkt zur Verringerung von Zentrumsseigerungen ist die mechanisch-thermische Konizitätseinstellung. Da der Strang bei der Erstarrung eine Volumsschrumpfung erfährt, versucht man, diese Schrumpfung durch die konische Anstellung der Segmente auszugleichen und eine ausreichende Strangstützung zu garantieren. Damit die Konizitätseinstellung der einzelnen Segmente den natürlichen Verlauf der Erstarrungsschrumpfung widerspiegelt, ist die Kenntnis der thermischen Daten sowie des thermischen Verhaltens der zu vergießenden Stähle von größter Wichtigkeit. Um Strömungen im Bereich der Enderstarrung und daraus folgende

Konzentrationsanreicherungen und Zentrumsseigerungen zu verringern bzw. zu verhindern, wird die sogenannte Soft Reduction eingesetzt.

Im Folgenden wird der Einfluss der Überhitzung auf die Ausbildung der Erstarrungsstruktur, der Einfluss der Kühlintensität und der Einfluss der Ausbauchung des Strangquerschnittes auf die Zentrumsseigerungen beschrieben, sowie Untersuchungsergebnisse zu der flächenhaften Ausdehnung von Zentrumsseigerungen dargestellt. Nähere Informationen über die Verringerung von Zentrumsseigerungen durch die Verwendung von Soft Reduction sind in den **Kapiteln 2.5** und **2.6.1** zu finden.

2.4.2.1 Einfluss der Überhitzung auf die Ausbildung des Erstarrungsgefüges

Vor der Erstarrungsfront kommt es, wie bereits in **Kapitel 2.2.1.2** beschrieben, zur Anreicherung seigernder Elemente (Kohlenstoff, Schwefel, Phosphor, Niob, Mangan, Kupfer, Nickel und Vanadium). Die Anreicherung seigernder Elemente wird durch die Volumskontraktion, die im Bereich der Enderstarrung zu einem Ansaugen der Restschmelze aus dem oberen Bereich führt, verstärkt. **Abbildung 2-51** zeigt zwei Erstarrungsgefüge mit ausgeprägter gerichteter und globulitischer Erstarrung und jeweils zwei dazugehörige Konzentrationsverteilungen für Kohlenstoff und Schwefel. Das linke Bild zeigt die Konzentrationsverteilung für einen Stahl mit zirka 0,16% Kohlenstoff, das rechte Bild zeigt die Konzentrationsverteilung für einen Stahl mit zirka 0,55% Kohlenstoff. Die vier Konzentrationsverteilungen weisen ähnliche Profile auf. Der Konzentrationsverlauf behält bis kurz vor der Mitte ein konstantes Niveau, erreicht anschließend ein Minimum und steigt in der Mitte zu einem ausgeprägten Maximum an. Wie in **Abbildung 2-22** dargestellt wird das Erstarrungsintervall mit steigenden Kohlenstoffgehalten aufgeweitet und die Konzentrationsanreicherung in der Brammenmitte erhöht. Erstarrt die Strangmitte globulitisch, so ist das Konzentrationsmaximum weniger stark ausgeprägt, wie dies bei der ausgeprägten gerichteten Erstarrung der Fall ist. Bei gerichtet erstarrtem Gefüge reißt das Gefüge in der Strangmitte auseinander. Es entsteht ein dünner Spalt, der durch Restschmelze gefüllt wird. Bei globulitischem Gefüge ist die Ausbauchung gleich groß, aber es entsteht kein enger Spalt, sondern es kommt zu einer Aufweitung der Globulitenzwischenräume. Diese Zwischenräume werden über einen größeren Bereich gleichmäßig gefüllt, wodurch das niedrigere, dafür aber breitere Seigerungsmaximum bei der globulitischen Erstarrung erklärt werden kann.

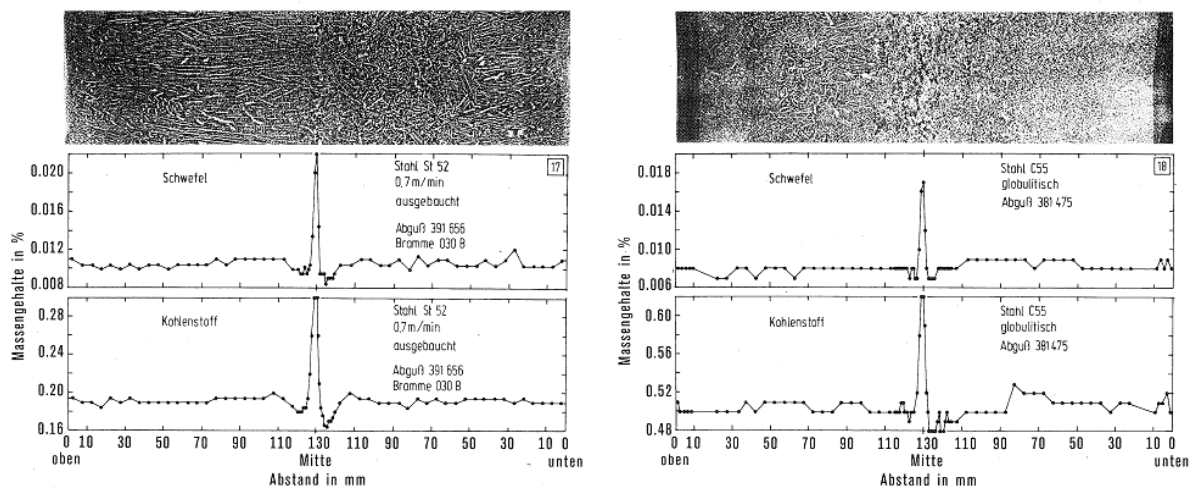


Abbildung 2-51: Erstarrungsgefüge sowie Kohlenstoff- und Schwefelverteilung über dem Brammenquerschnitt bei gerichteter (links) und globulitischer (rechts) Erstarrung [113].

Abbildung 2-52 zeigt, dass mit steigender Ausdehnung der globulitischen Zone der Anteil des maximalen Schwefelgehaltes $(C/C_0)_{max}$ deutlich verringert werden kann [98].

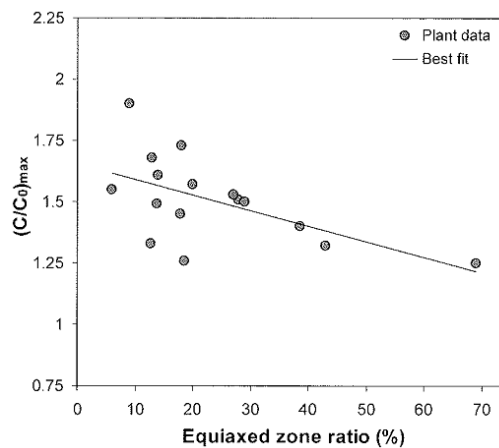


Abbildung 2-52: Abhängigkeit der Mittenseigerung in Brammen von der Ausdehnung der globulitischen Zone [98].

Bei weiteren Untersuchungen wurde der Einfluss von Kohlenstoff in der Ausgangsschmelze auf die maximale Seigerung des Mangans untersucht, sowie der theoretische Verlauf mit den Versuchsergebnissen gegenüber gestellt (siehe **Abbildung 2-53**). Das linke Bild zeigt, dass mit steigendem Kohlenstoffgehalt in der Ausgangsschmelze die maximale Mangankonzentration im Zentrum stranggegossener Brammen ansteigt. Das rechte Bild zeigt den Vergleich der theoretischen Beziehung von maximaler Mangan- und Phosphorkonzentration mit den Messergebnissen, wobei die gemessenen Werte sehr gut mit den theoretischen Werten übereinstimmen [131].

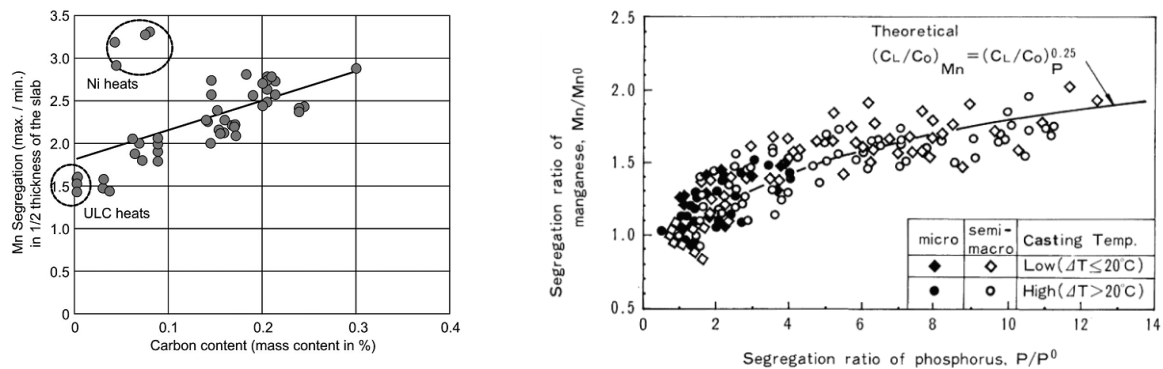


Abbildung 2-53: Maximale Mangankonzentrationen (ermittelt) mit steigendem Kohlenstoffverlauf (links) [132], sowie Darstellung der maximalen Mangankonzentration von der maximalen Phosphorkonzentration (rechts) [131].

2.4.2.2 Einfluss der Kühlintensität auf das Erstarrungsgefüge

Abbildung 2-54 zeigt das Erstarrungsgefüge sowie die Konzentrationsverteilung von Kohlenstoff und Schwefel einer sehr langsam gegossenen und intensiv gekühlten Bramme. Bei diesen Gießbedingungen ist ein Ausbauchen zwischen den Stützrollen auszuschließen. Die Konzentrationsverläufe zeigen im Vergleich zu Brammen, die unter üblichen Gießbedingungen vergossen wurden, keine ausgeprägten Maxima in der Strangmitte.

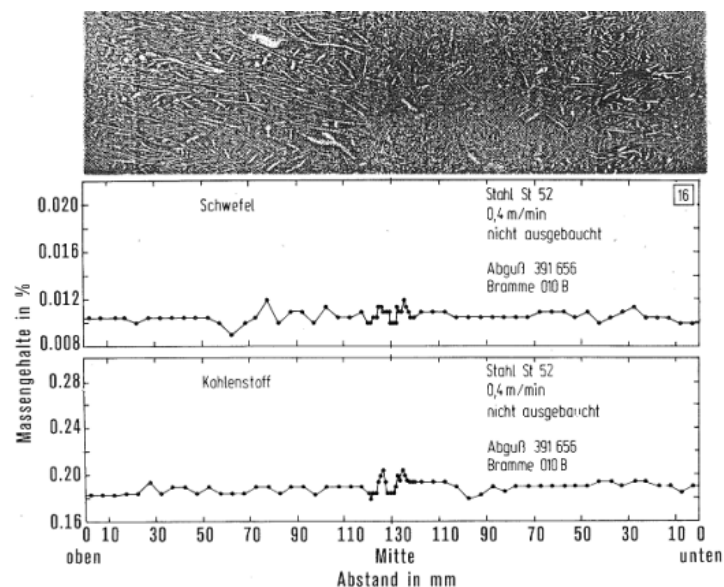


Abbildung 2-54: Erstarrungsgefüge sowie Konzentrationsverteilung von Kohlenstoff und Schwefel einer sehr langsam gegossenen und intensiv gekühlten Bramme [113].

Abbildung 2-55 zeigt, dass mit zunehmender Sekundärkühlung der Seigerungsindex trotz einer ausgeprägten gerichteten Zone verringert werden kann. Durch den erhöhten

Wasserverbrauch wird die Wärmeabfuhr erhöht und die Strangschalenbildung beschleunigt. Durch die dickere und festere Strangschale wird das Ausbauchen und somit die Seigerung verringert.

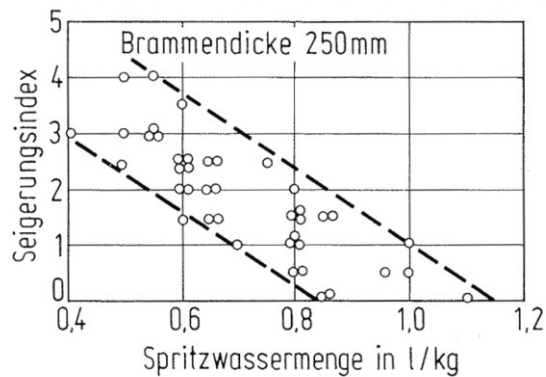


Abbildung 2-55: Einfluss der Sekundärkühlung auf die Mittenseigerung [14].

2.4.2.3 Einfluss der Dickenänderung auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen

Zentrumsseigerungen durch Dickenänderung im Bereich der Enderstarrung können durch un rundes Laufen der strangstützenden Rollen verstärkt werden. Ebenso können sich Rollenabstand und Rollendurchmesser auf die Bildung von Zentrumsseigerungen – bei Strangschalendicken mit unzureichender Festigkeit und hohem ferrostatistischem Druck – negativ auswirken. Das ständige Ausbauchen zwischen den Rollen führt zu Strömungen der Schmelze zwischen den festen Dendritenstämmen, die mit Hilfe von **Abbildung 2-39** erklärt werden können. Im Bereich **A** werden die Kristallite mit der Strangschale nach außen gedrückt. Im Bereich **B** wird der Strangquerschnitt wieder verjüngt. Durch diese zyklischen Bewegungen und das Absinken von Kristalliten größerer Dichte kommt es zu verstärkten Strömungen und Anreicherung der Schmelze. **Abbildung 2-56** stellt den berechneten Einfluss der Gießgeschwindigkeit im linken Bild und den berechneten Einfluss der Sekundärkühlung auf die maximale Ausbauchung dar (Bild links unten). Im oberen Teil des linken Bildes sind die berechneten Verläufe der Oberflächentemperaturen und die Schalendicke als Funktion des Abstandes zum Meniskus angegeben. Höhere Wärmeübergangskoeffizienten führen zu einer Senkung der Oberflächentemperaturen und verschieben die Durcherstarrung zu kürzeren Zeiten. Das Bild links unten zeigt die maximale Ausbauchung für drei unterschiedlich gewählte Wärmeübergangskoeffizienten. Durch eine Erhöhung der Wärmeübergangskoeffizienten kann die Strangausbauchung zwischen zwei Rollen signifikant verringert werden. Das rechte obere Bild gibt den zunehmenden Verlauf des Rollenabstandes mit steigendem Abstand vom Meniskus an. Das rechte untere Bild zeigt den Einfluss unterschiedlicher Gießgeschwindigkeiten auf den Betrag der

Strangausbauchung. Je höher die Gießgeschwindigkeit, umso größer ist die maximale Strangausbauchung [14].

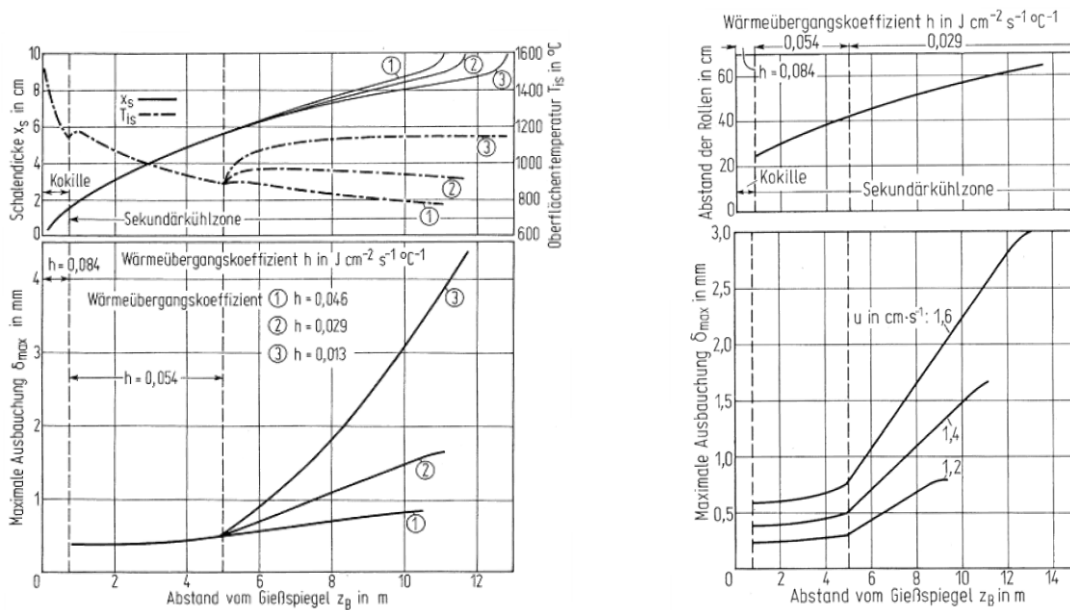


Abbildung 2-56: Berechneter Einfluss unterschiedlicher Wärmeübergangskoeffizienten auf die Strangschalendicke, Strangoberflächentemperatur und maximale Strangausbauchung (links) und berechneter Einfluss unterschiedlicher Gießgeschwindigkeiten auf die maximale Strangausbauchung einer Senkrechanlage (rechts) [14].

Je ausgeprägter die Ausbauchung ist, umso ausgeprägter sind die Zentrumsseigerungen. **Abbildung 2-57** zeigt, dass bei steigender Dickenänderung der maximale Kohlenstoffgehalt in der Brammenmitte und der Seigerungsindex signifikant anwachsen.

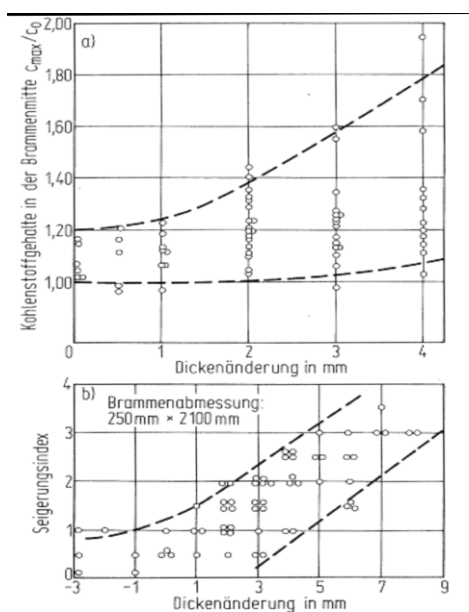
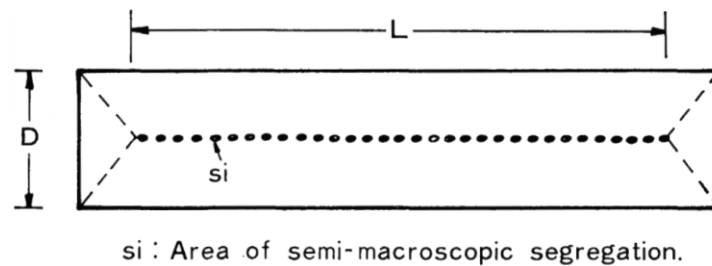


Abbildung 2-57: Einfluss der Dickenänderung eines Stranges auf die Mittenseigerung [14].

2.4.2.4 Ausdehnung von Zentrumsseigerungen

Zur Bestimmung des flächenmäßigen Anteils von Zentrumsseigerungen bezüglich des gesamten Strangquerschnittes führten Tsuchida *et al.* [131] den Begriff S.A. (center segregation area,%) und Haida *et al.* [133] den Begriff AFCS (areal fraction of centerline segregation,%) ein (siehe **Abbildung 2-58**).



$$\text{S.A.}(\%) = \frac{\sum_i s_i}{D \times L} \times 100$$

Abbildung 2-58: Definition des Begriffes center segregation area (S.A.) [131].

Bei den Untersuchungen stellte sich heraus, dass die maximale Phosphoranreicherung bezogen auf die Ausgangskonzentration der Schmelze bei steigenden Flächen der Zentrumsseigerung mit dem in **Abbildung 2-59 links** dargestellten Kurvenverlauf zunimmt. Ähnliche Ergebnisse zeigen sich für die Mangananreicherung im Zentrum eines Stranges wobei in **Abbildung 2-59 rechts** das Manganverhältnis über der Segregation Area in % dargestellt ist.

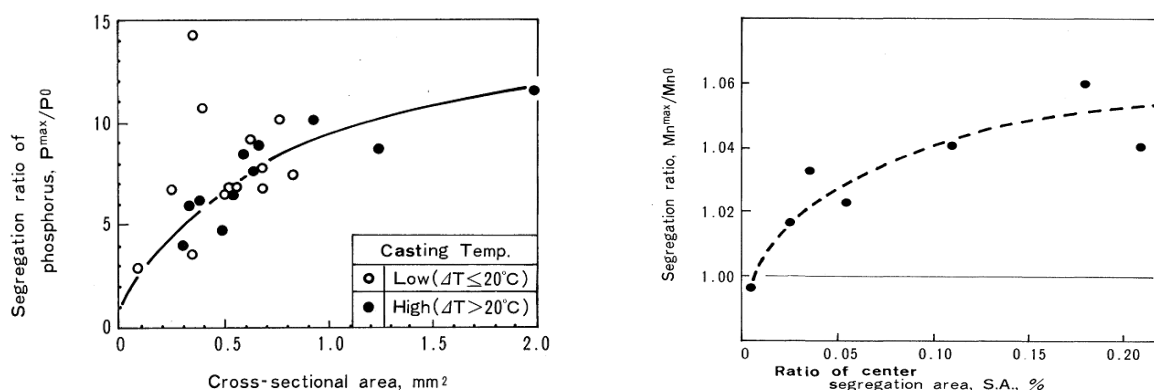


Abbildung 2-59: Einfluss der maximalen Phosphor- bzw. Manganverhältnisse auf die Flächen der Zentrumsseigerungen (cross-sectional area, geseigerte Flächen) [131].

Anschließend wurden die maximalen Phosphorverhältnisse mit der Größe einzelner Bildpunkte verglichen (siehe **Abbildung 2-60**). Das linke Bild zeigt, dass der Durchmesser

einzelner Bildpunkte direkt proportional zum Phosphorverhältnis zwischen maximaler Konzentration und Ausgangskonzentration ist. Das rechte Bild gibt eine Übersicht unterschiedlicher Bildpunktdurchmesser und geseigter Flächen für zwei verschiedene Temperaturbereiche.

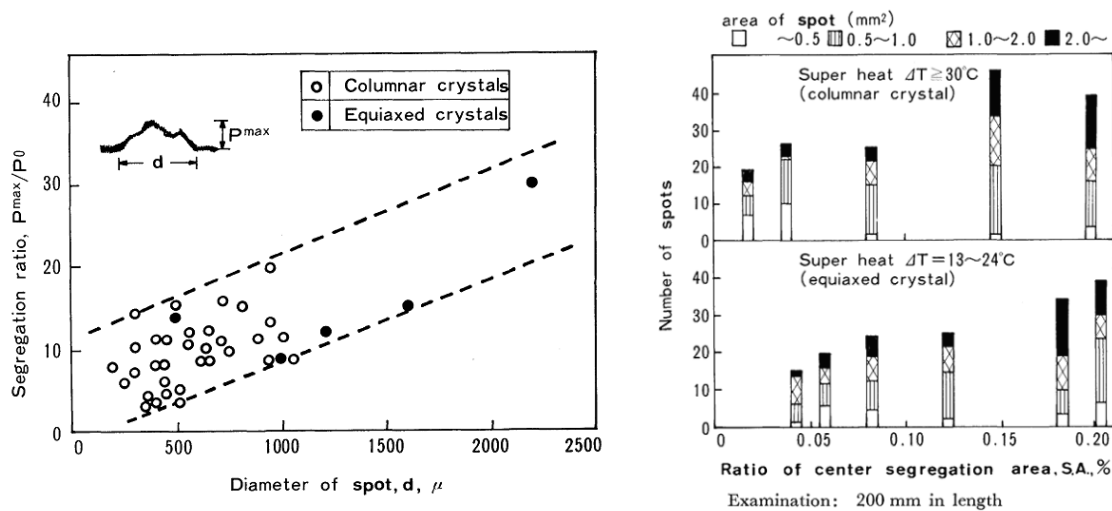


Abbildung 2-60: Einfluss des maximalen Phosphorverhältnisses auf den Bildpunktdurchmesser (links) und Einfluss der Überhitzung bzw. Erstarrungsstruktur auf die Anzahl und Größe der Zentrumsseigerungen (rechts) [131].

2.5 Soft Reduction und der Einfluss auf Zentrumsseigerungen

Um interdendritische Strömungen und die Bildung von Zentrumsseigerungen zu verhindern, wird im Bereich der Enderstarrung die Dicke des Stranges durch den Einsatz der Soft Reduction verringert. Wie in den vorherigen Kapiteln beschrieben, kommt es bei der Enderstarrung durch die Erstarrungsschrumpfung zu einem Ansaugen der mit seigernden Elementen (C, S, P, Mn, Cu, Ni, V) angereicherten Restschmelze. **Abbildung 2-61** zeigt die positive Wirkung auf die Verringerung der maximalen Mangananreicherung durch die Verwendung von Soft Reduction.

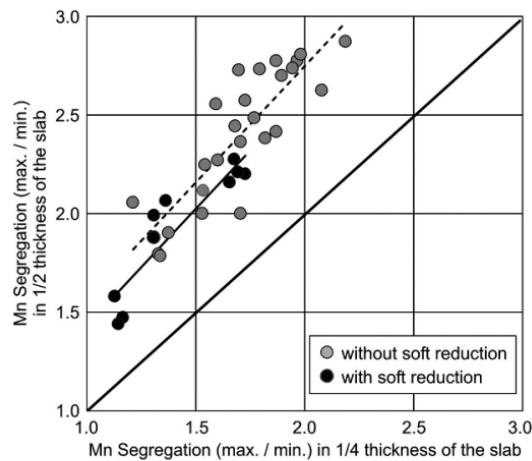


Figure 11. Effect of Soft Reduction on the centre segregation factor

Abbildung 2-61: Einfluss der Soft Reduction auf die maximale Mangananreicherung [132].

Durch ein gezieltes Zusammendrücken der Strangdicke im Bereich der Enderstarrung können einerseits Zentrumsseigerungen und Porositäten verhindert, andererseits aber Innenrisse verursacht werden. Zur Optimierung der Innenqualität durch Soft Reduction ist die genaue Kenntnis von Strangschalendicke und des Bereiches der Zentrumserstarrung (siehe **Abbildung 2-62** und **Abbildung 2-63**), welcher durch thermodynamische Software mit den aktuellen Gießparametern Überhitzung, Gießgeschwindigkeit, Wärmeabfuhr und Stahlzusammensetzung berechnet wird, von entscheidender Wichtigkeit. **Abbildung 2-62** zeigt in einer vereinfachten Darstellung die wachsende Strangschale, den Bereich der Stahlschmelze und die mushy zone zwischen $f_s=0$ und $f_s=1$. Als mushy zone wird jener Bereich bezeichnet, in dem flüssige und feste Phase koexistieren.

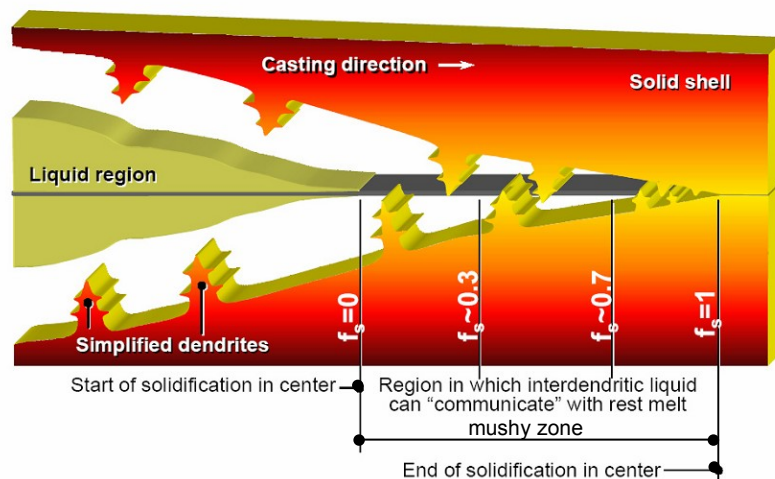


Abbildung 2-62: Darstellung der Zentrumserstarrung [134].

In **Abbildung 2-63** ist der berechnete Erstarrungsbereich einer Bramme in Grund- und Aufriss dargestellt. Die Brammenquerschnitte werden durch eine gestrichelte und eine Volllinie in drei Bereiche mit unterschiedlichen Graustufen unterteilt. Diese, auf Basis von thermodynamischen Daten, sowie den aktuellen Gießparametern, wie Gießgeschwindigkeit, Wärmeabfuhr und Überhitzungstemperatur berechneten Zonen, kennzeichnen die Bereiche und Form der flüssigen Schmelze, der mushy zone, der Durcherstarrung und deren Übergänge.

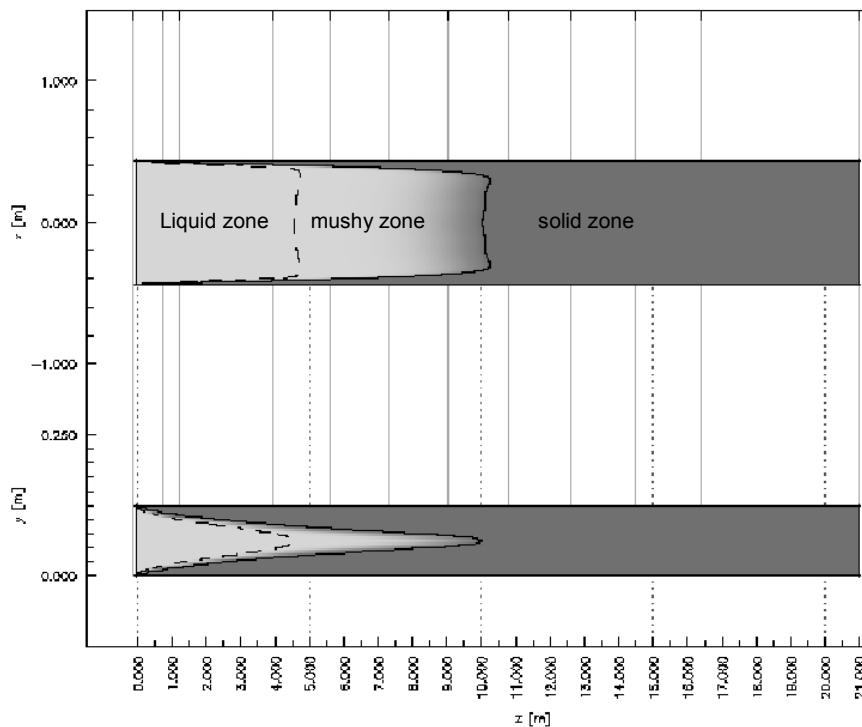


Abbildung 2-63: Berechnete Erstarrungsbildung einer Bramme in Grund- und Aufriss [134].

Abhängig von den anlagenspezifischen Gegebenheiten, Stahlzusammensetzung, Strangbreite und Strangdicke sowie von Überhitzung, Sekundärkühlung und Gießgeschwindigkeit beträgt die Soft Reduction zwischen 0,6 und 1,0mm/m. Durch eine Erhöhung der Gießgeschwindigkeit wird die metallurgische Länge vergrößert und der Bereich der Soft Reduction wird, wie in **Abbildung 2-64** dargestellt, durch die Anwendung einer dynamischen Soft Reduction mittels automatischer Strangspaltkontrolle (automatic strand taper control = ASTC) in Gießrichtung verschoben. Wird die Gießgeschwindigkeit verringert, so wandert der Bereich der Soft Reduction in die Richtung des Meniskus. Die Überhitzung beeinflusst einerseits die Ausdehnung der globulitischen Zone und somit die Zentrumsseigerungen, andererseits aber auch die metallurgische Länge und damit den Bereich der Soft Reduction. Steigende Überhitzungstemperaturen verschieben den Bereich in Gießrichtung. Im Vergleich zur dynamischen Soft Reduction kann bei der statischen Soft Reduction der Gießspalt nur für eine bestimmte Gießgeschwindigkeit und Stahlgüte eingestellt werden.

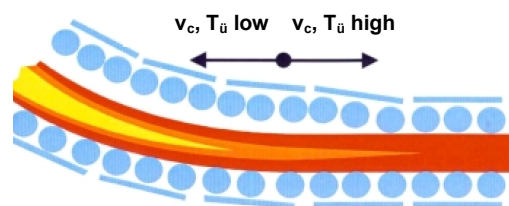


Abbildung 2-64: Veränderung des Bereiches, in dem die Soft Reduction (Soft Reduction Range) stattfindet [135].

Die maximale Soft Reduction beträgt abhängig von Kohlenstoffgehalt und Strangdicke zwischen 2,5 und 7mm. In **Abbildung 2-65** ist der Bereich der Enderstarrung sowie Länge und Betrag der Soft Reduction dargestellt.

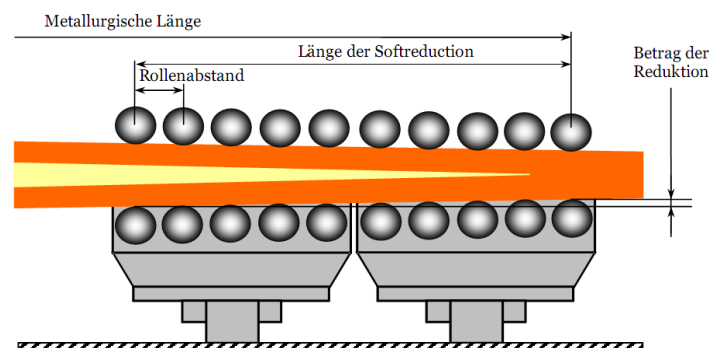


Abbildung 2-65: Grafische Darstellung des Bereiches der Soft Reduction [136].

Bei den meisten Stranggießanlagen ist der Bereich, in dem die Soft Reduction durchgeführt werden kann, beschränkt. Beim Gießen verschiedener Stahlqualitäten mit unterschiedlichen Strangabmessungen und variierenden Gießparametern wie Gießgeschwindigkeit, Überhitzung und Sekundärkühlmenge müssen daher auch die anlagenspezifischen Gegebenheiten, wie ein beschränkter Bereich der Soft Reduction, berücksichtigt werden. **Abbildung 2-66** zeigt den berechneten Verlauf des Erstarrungsbereiches bei einer Sekundärkühlmenge von 1,5l/kg und steigenden Gießgeschwindigkeiten. Wird die Gießgeschwindigkeit bei einer gegebenen Sekundärkühlmenge zu gering gewählt, so kann die notwendige Dickenreduktion aufgrund des zu geringen Soft Reduction Bereiches nicht durchgeführt werden.

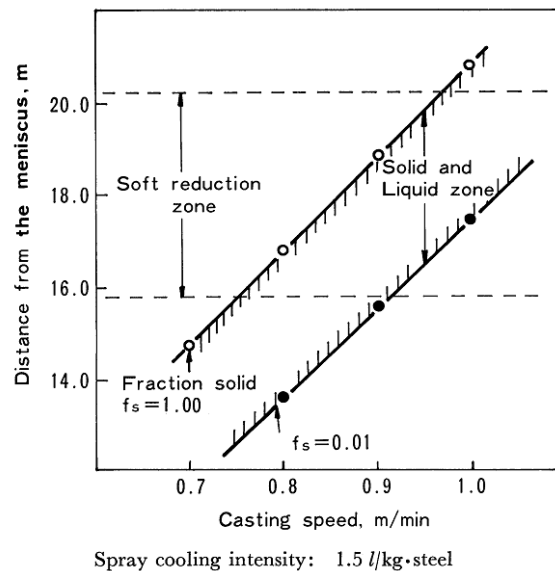


Abbildung 2-66: Berechneter Verlauf des Erstarrungsbereiches bei einer Sekundärkühlmenge von 1,5l/kg und steigenden Gießgeschwindigkeiten [131].

Durchgeführte Untersuchungen von Tsuchida *et al.* [131] zeigen in **Abbildung 2-67**, dass durch die Erhöhung der maximalen Soft Reduction die Bereiche der Zentrumsseigerungen sowohl über den gesamten Querschnitt als auch an ausgewählten Bereichen, die einen definierten Abstand zur Schmalseite einnehmen, signifikant verringert werden konnten. In weiterer Folge können durch die Verringerung der im Zentrum geseigerten Bereiche die maximalen Konzentrationsanreicherungen von Kohlenstoff, Mangan und Phosphor verringert werden [131, 133].

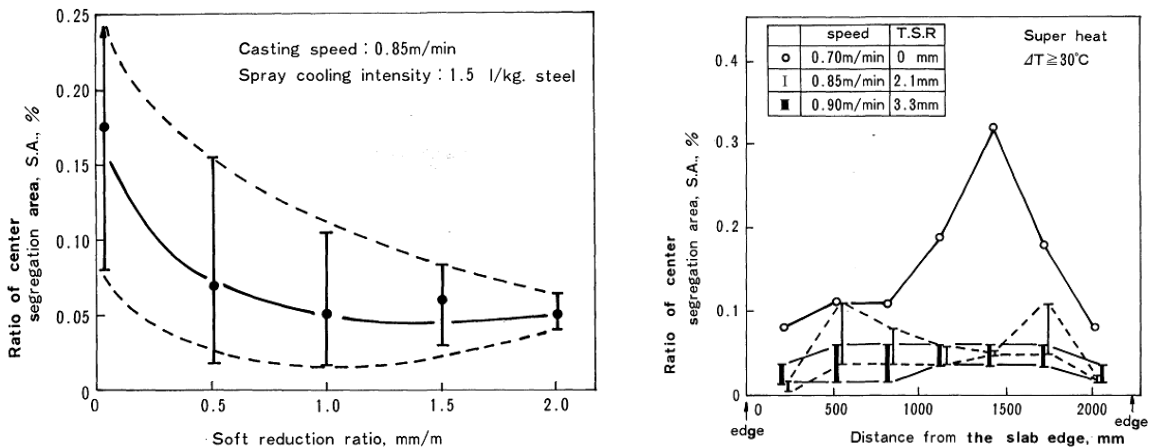


Abbildung 2-67: Verringerung der Zentrumsseigerungen durch Erhöhung der maximalen Soft Reduction [131].

In weiterer Folge untersuchten Tsuchida *et al.* [131] den Einfluss der Sekundärkühlmenge auf die Fläche der Seigerungen (**Abbildung 2-68**). Die Abbildung zeigt, dass durch das Erhöhen der Sekundärkühlmenge von 0,8 auf 1,45l/kg bei Gießgeschwindigkeiten von 0,8 bis 0,85m/min die geseigerten Bereiche von 0,26 auf 0,7% verringert werden konnten. Die Autoren begründen die Verringerung der Zentrumsseigerungen durch ein stärkeres Schalenwachstum und die daraus resultierende Verringerung von Ausbauchungen. Veränderungen der Erstarrungsmorphologie in diesem Zusammenhang wurden nicht untersucht.

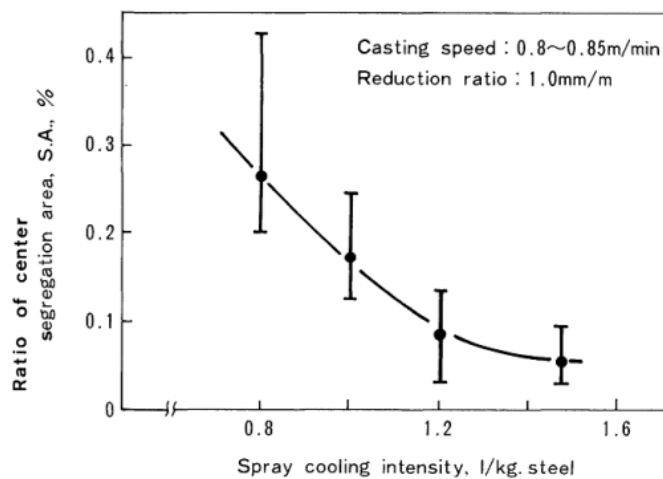


Abbildung 2-68: Einfluss von Sekundärkühlmenge auf das Verhältnis der geseigerten Zentrumsbereiche [131].

Im **linken Bild** der **Abbildung 2-69** wird der Verlauf der geseigerten Flächen bei zunehmenden Gießgeschwindigkeiten für zwei Überhitzungstemperaturbereiche dargestellt

[133]. Der durch die anlagenspezifischen Gegebenheiten eingeschränkte Bereich der Soft Reduction sowie die berechneten Soliduslinien für unterschiedliche Gießgeschwindigkeiten sind im **rechten Bild** dargestellt. Der Bereich der möglichen Soft Reduction erstreckt sich in einem Abstand von 16,3 bis 18,3m vom Meniskus. Das linke Bild zeigt, dass das Minimum der geseigten Zentrumsbereiche mit einer Gießgeschwindigkeit von 1,1m/min erreicht werden kann. Das Ansteigen bei höheren bzw. niedrigeren Gießgeschwindigkeiten wird durch den beschränkten Bereich der Soft Reduction begründet. Das rechte Bild zeigt, dass die maximal nötige Soft Reduction durch den anlagentechnisch beschränkten Bereich der Soft Reduction bei höheren bzw. niedrigeren Gießgeschwindigkeit nicht durchgeführt werden kann. Somit können die Strömungen während der Enderstarrung nicht wie gewünscht verringert werden, was wiederum zu einem größeren Flächenanteil der Zentrumsseigerungen führt [133].

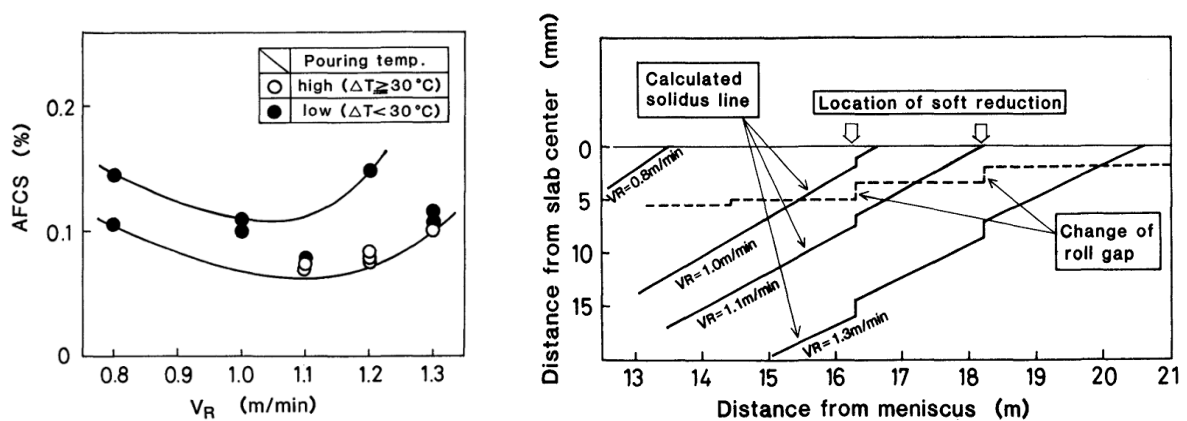


Abbildung 2-69: Einfluss der Gießgeschwindigkeit (links) auf den geseigten Bereich sowie Darstellung des Soft Reduction Bereiches und der berechneten Durcherstarrungslinien (rechts) [133].

Die Untersuchungen zeigen ähnlich wie bei Tsuchida et. al, dass die Flächen der Zentrumsseigerungen bei Überhitzungstemperaturen $\geq 30^\circ\text{C}$ geringer sind als bei niedrigeren Überhitzungstemperaturen [131, 133]. Demnach bilden sich, wie in **Abbildung 2-70** dargestellt, bei Überhitzungstemperaturen unter 30°C aus größeren dendritischen Globuliten makroskopische Globuliten aus und die geseigten Bereiche wachsen an [131]. Nehmen die Überhitzungen weiter ab, so kann eine weitere Zunahme der geseigten Bereiche festgestellt werden [131].

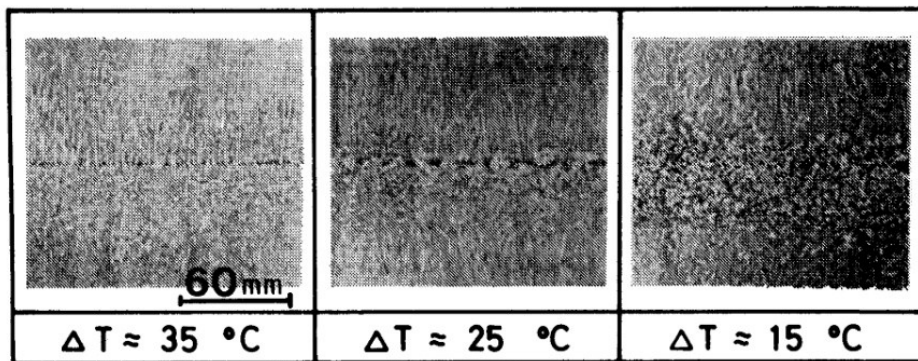


Abbildung 2-70: Einfluss der Überhitzung auf die Ausbildung des Zentrumsbereiches stranggegossener Brammen [131].

Abbildung 2-71 zeigt, dass mit sinkenden Überhitzungstemperaturen die globulitische Zentrumserstarrung gefördert wird und dadurch die Fläche der geseigerten Bereiche zunimmt.

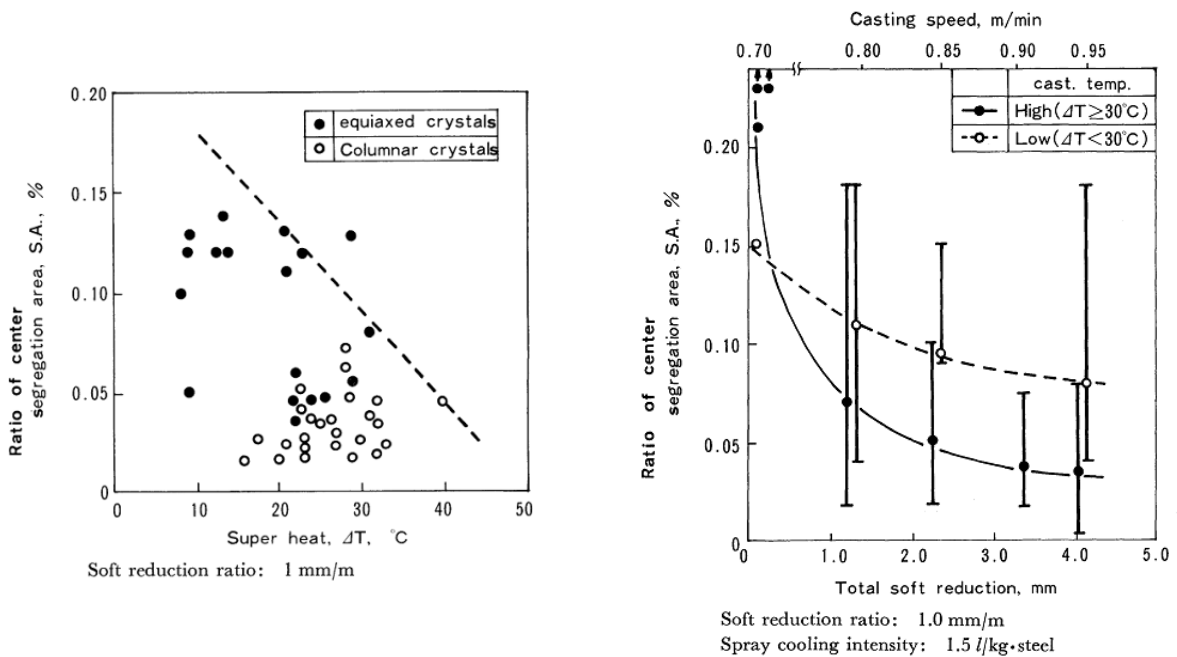


Abbildung 2-71: Einfluss der Überhitzung auf die Ausbildung des Zentrumsbereiches stranggegossener Brammen (links) und Einfluss der Soft Reduction auf den geseigerten Zentrumsbereich bei unterschiedlichen Überhitzungstemperaturbereichen [131].

2.6 Zusammenhang zwischen Prozessparametern und Qualitätsmerkmalen

Das folgende Kapitel soll einen Zusammenhang zwischen den ausgewählten Qualitätsmerkmalen und möglichen veränderbaren Gießparametern darstellen.

2.6.1 Star Cracks

Star Cracks entstehen durch Spannungen an Austenitkorn Grenzen, die einerseits durch ungleichmäßige Wärmeabfuhr in der Kokille, welche zu einem ungleichmäßigen Strangschalenwachstum führt, und andererseits durch Volumskontraktion verursacht werden (siehe **Abbildung 2-72**). Ungleichmäßige Wärmeabfuhr führt zu Grobkornbildung. Bei peritektischen Stählen (0,08 bis 0,16%C) kommt es aufgrund der δ - γ -Umwandlung zu einer erhöhten Volumskontraktion und dadurch zu erhöhten Schrumpfungsspannungen. An den Austenitkorn Grenzen entstehen niedrigschmelzende Phasen (1050°C) die mit bis zu 85% an Kupfer angereichert sein können. **Abbildung 2-72** zeigt die Bildung von Star Cracks an der Oberfläche eines Stranges aufgrund erhöhter Spannungen.

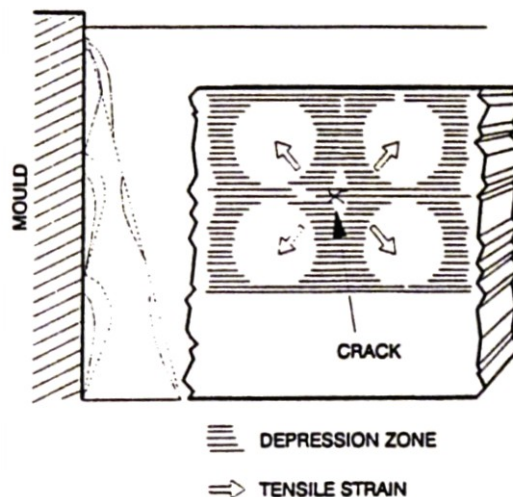


Abbildung 2-72: Bereiche erhöhter Spannungen und Entstehung von Star Cracks [116].

Die Bildung von Star Cracks kann einerseits durch die Verringerung von oberflächennahen Spannungen im unteren Bereich der Kokille und im Sekundärbereich knapp unterhalb der Kokille und andererseits durch ein gezieltes Einstellen der Stahlzusammensetzung verringert werden. Durch die geeignete Wahl von Gießpulver bzw. Starter-Gießpulver, durch eine gleichmäßige Verteilung des Pulvers und geringe Gießspiegelschwankungen kann eine

ungleichmäßige Wärmeabfuhr in der Kokille und damit unzulässig hohe Spannungen vermieden werden. Um auch im weiteren Gießvorgang unzulässig hohe Spannungen und Dehnungen bei rissanfälligen Stählen zu vermeiden, ist die kontrollierte Wärmeabfuhr durch ein mildes Kühlen im Sekundärkühlbereich direkt unterhalb der Kokille anzustreben. Um zu hohe Temperaturunterschiede an der Strangoberfläche zu vermeiden, wird Gießen mit hohen Gießgeschwindigkeiten empfohlen [137]. Star Crack Bildung kann entscheidend durch den Kupfergehalt in der Ausgangsschmelze beeinflusst werden. Durch die Aufnahme von Kokillenkupfer wird der Kupfergehalt der Strangschale angereichert. Um die Kupferaufnahme zu vermeiden, ist einerseits eine einwandfreie Gießpulververteilung und Schmierung zwischen Kokille und Strang durch einen kontrollierten Gießbetrieb anzustreben, andererseits kann durch die Verwendung von nickel- oder chrombeschichteten Kupferkokillen die Vermeidung von Kupferaufnahme durch diese anlagenbedingte Änderung erzielt werden. Wie bereits erwähnt, sind die Stahlzusammensetzung, bzw. die Anteile von Kupfer, Nickel und Zinn für die Star Crack Bildung, bzw. die Vermeidung von Star Cracks von großer Bedeutung. Durch zahlreiche Untersuchungen wurde ein sogenanntes Kupferäquivalent ($Cu_{\text{äq}}$) eingeführt, welches von Kupfer, Nickel, Zinn und Schwefel abhängt. Star Crack freie Oberflächen konnten bis zu einem Wert von $Cu_{\text{äq}} \leq 0,2\%$ beobachtet werden [116]. Durch die Zugabe von Nickel, um ein Verhältnis von $Ni/Cu > 1,0$ einzustellen, wird das Löslichkeitsgebiet signifikant aufgeweitet und die Rissbildung verringert. Bereits geringe Konzentration an Zinn in der Schmelze führen zur Bildung niedrigschmelzender Phasen. So verringert bereits das Verhältnis von $Sn/Cu = 0,2$ das Löslichkeitsminimum von Kupfer von 1200°C auf den halben Wert. Durch eine kontrollierte und optimierte Wärmeabfuhr und die Verwendung von höheren Gehalten an Nickel in der Ausgangsschmelze können Star Crack freie Oberflächen auch bei höheren Cu bzw. $Cu_{\text{äq}}$ -Konzentration der Ausgangsschmelze erzielt werden.

2.6.2 Zentrumsseigerungen

Bei der Erstarrung von Stahl kommt es aufgrund der unterschiedlichen Löslichkeiten der in der Stahlschmelze enthaltenen Legierungselementen zu Entmischungsvorgängen. Bleiben diese Entmischungen bis zur vollständigen Erstarrung über große Bereiche des Stranges erhalten, so spricht man von Makroseigerungen. Makroseigerungen sind umso ausgeprägter, je größer das Erstarrungsintervall, je höher die Abkühlgeschwindigkeit und umso kleiner der Diffusionskoeffizient der beteiligten Elemente ist. Vor allem Kohlenstoff, Schwefel, Phosphor und Mangan, aber auch Kupfer, Nickel und Vanadium vergrößern das Erstarrungsgebiet. Befinden sich ungleichmäßig große Makroseigerungen im Zentrum der

Brammendicke, so spricht man von Zentrumsseigerungen. Neben der chemischen Zusammensetzung sind die Prozessparameter Überhitzung und Abkühlgeschwindigkeit, die einen wesentlichen Einfluss auf die Erstarrungsmorphologie ausüben, für die Bildung von Zentrumsseigerungen von Bedeutung. Zentrumsseigerungen werden in weiterer Folge durch Geometrieänderungen des Stranges während der Resterstarrung hervorgerufen. So ist ein optimaler Anlagenzustand, durch das Vermeiden von unrund laufenden Stützrollen und eine der thermischen Schrumpfung angepasste Konizitätseinstellung des Strangquerschnittes über die gesamte Anlagenlänge, vor allem auch bei den Segmentübergängen, zu gewährleisten.

Untersuchungen zeigten, dass maximale Konzentration von seigernden Elementen durch Gießen mit geringen Überhitzungstemperaturen zu einer globulitischen Erstarrung des Zentrums führen, in dem die maximalen Konzentrationen deutlich geringer sind als Konzentrationen mit transkristallin erstarrtem Zentrum. Gießen mit geringen Überhitzungstemperaturen und der Einsatz von elektromagnetischen Rührern fördern die Keimbildung und eine globulitische Erstarrung. Zentrumsseigerungen entstehen vorwiegend durch Strangausbauchungen zwischen den Rollen und durch interdendritische Anreicherung der Restschmelze im Bereich der Enderstarrung. Um das Ausbauchen zu verhindern, ist das Schaffen einer tragfähigen Strangschale, die eine ausreichende Festigkeit besitzt, um dem ferrostatischen Druck stand zu halten, durch erhöhte Wärmeabfuhr in der Sekundärkühlzone anzustreben sowie Rollenabstand und Rollendurchmesser den gegebenen Anforderungen anzupassen. Beschleunigte Erstarrung kann zu unzulässig hohen Schrumpfungsspannungen und in Kombination mit durch Biegen oder Richten auftretenden Spannungen zu Innenrissen führen. Die konische Anstellung der Segmente muss dem Verlauf der Sekundärwassermenge und dem dadurch verursachten Volumenschwund angepasst werden.

Um den Volumenschwund im Bereich der Enderstarrung und die dabei entstehende Schmelzenanreicherung durch interdendritische Strömungen zu verhindern, können Zentrumsseigerungen durch eine gezielte Strangdickenreduktion verringert werden. Bei der sogenannten Soft Reduction wird die Strangdicke im Bereich der Enderstarrung gezielt verringert, wobei der Bereich der Soft Reduction, die sogenannte Soft Reduction Range, sowie die maximale Soft Reduction die entscheidenden Parameter sind, die auf die Stahlzusammensetzung, Überhitzungstemperatur, Wärmeabfuhr in Primär- und Sekundärkühlung sowie auf die aktuelle Gießgeschwindigkeit abzustimmen sind.

2.7 Zusammenfassung der Literatur

Der vorliegende Theorieteil gibt einen Überblick über vorangegangene Versuchs- und Untersuchungsergebnisse sowie bisheriger Betriebserfahrungen und dient als Grundlage für die praktische Auswertung der vorliegenden Arbeit. Die Schwerpunkte liegen neben den metallurgischen Grundlagen, die unter anderem eine Formelsammlung zur Berechnung von Liquidustemperaturen für hochlegierte Stähle beinhalten, bei der Erstarrung und Wärmeabfuhr im Stranggießprozess. Dieses Kapitel behandelt die Einflüsse der Parameter Gießgeschwindigkeit, Kohlenstoffgehalt, Kokillenwassermenge, Überhitzung und Kokillenabmessung auf die integrale Wärmestromdichte in der Kokille, gibt in weiterer Folge einen kurzen Überblick über die Sekundärkühlung und erklärt die Zusammenhänge Erstarrungsstruktur und Gießparameter. Die weiteren Schwerpunkte geben einen Überblick über die Bildung, Ursachen und mögliche Gegenmaßnahmen zu den Qualitätsmerkmalen Zentrumsseigerungen und Star Cracks.

Gießgeschwindigkeit und Kohlenstoffgehalt haben einen signifikanten Einfluss auf die Wärmeabfuhr in der Kokille. Über den Einfluss der Überhitzung gibt es getrennte Meinungen, wobei eine geringere Strangschalendicke mit zunehmender Überhitzung von allen Autoren bestätigt wurde. Ebenso wirken sich Strangformat und Kokillenkonzität auf die Wärmeabfuhr aus. Änderungen bei der Kokillenwassermenge führen zu einer Veränderung der warmen und kalten Kokillenseite. Einige Untersuchungsergebnisse sprechen auch von einer geringen Beeinflussung der Wärmeabfuhr.

Über die Ursachen und Einflussfaktoren die zur Bildung von Star Cracks führen wurde ein Überblick gewonnen. So führen Schwankungen bei der Wärmeabfuhr nicht aber die Höhe der Wärmeabfuhr in der Kokille zur Bildung von Star Cracks. Aber auch Kupfer fördert gemeinsam mit Zinn die Bildung von Star Cracks. Liegt der Kupfergehalt über einem kritischen Wert, so kann die Star Crack Bildung durch den positiven Einfluss von Nickel und Schwefel vermieden werden.

Um Innenfehler so gering wie möglich zu halten sind ein guter Anlagenzustand, regelmäßige Wartung, die Kenntnis der thermodynamischen Daten der zu vergießenden Stahlqualitäten und ein dem natürlichen Schrumpfungsverlauf angepassten Gießspalt von entscheidender Wichtigkeit. Zentrumsseigerungen entstehen vorwiegend durch interdendritische Strömungen im Bereich der Resterstarrung und können durch die Abstimmung von Gießgeschwindigkeit, Sekundärkülmenge und Soft Reduction bzgl. Bereich und Stärke verringert werden.

3 Praktischer Teil

Die Grundlagen dieses Kapitel bilden neben der Beschreibung der Grundzüge der Stahlherstellung bei ACRONI und einer Bewertung von gesammelten Formeln zur Berechnung der Liquidustemperaturen für hoch siliziumhaltige, rostfreie ferritische und Duplex-Stähle, die Untersuchung des Einflusses ausgewählter Parameter auf die integrale Wärmestromdichte in der Kokille, die Ursachenforschung der Star Crack Bildung und die Darstellung und Quantifizierung verbesserter Innenqualitäten durch den Einsatz der dynamischen Soft Reduction hinsichtlich Zentrumsseigerungen. Abschließend werden die erhaltenen Ergebnisse zusammengefasst und Zusammenhänge zur Literatur diskutiert.

Im Zuge dieser Arbeit wurde der Einfluss der integralen Wärmestromdichte (IWD) und der Stahlzusammensetzung auf die Star Crack Bildung an peritektischen und mittelkohligen Stählen untersucht.

Um die Bildung von Zentrumsseigerungen bei Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,10 und 0,60% zu verringern, wurde der Bereich und die Stärke der Soft Reduction zu höheren Werten verschoben. Um die Ausdehnung von Zentrumsseigerungen und den Einfluss der Soft Reduction qualitativ ermitteln zu können, wurden mit digitaler Bildbearbeitung die Flächen der geseigerten Bereiche gemessen und über der maximalen Soft Reduction aufgetragen.

Ein weiterer Schwerpunkt des praktischen Teils dieser Arbeit war die Untersuchung des Einflusses der Überhitzung der Schmelze auf den Flächenanteil der globulitischen Erstarrung für ferritische und hoch siliziumhaltige Stähle.

Die Datenaufnahme fand während der Inbetriebnahme zwischen dem 16. Juni und dem 17. Juli 2009 in Jesenice, Slowenien statt. Die regelmäßige Datensicherung wurde mit der

Hilfe von Prozessservern durchgeführt. Auf Basis der visuellen Bewertung der Oberflächen- und Innenqualität der stranggegossenen Brammen wurde eine Optimierung der Gießparameter durchgeführt. Zur quantitativen Bewertung der Zentrumsseigerungen wurde mittels digitaler Bildbearbeitung der Anteil von Zentrumsseigerungen bestimmt.

3.1 Grundzüge der Stahlherstellung beim ACRONI

Die Stahlherstellung bei ACRONI ist durch höchste Flexibilität hinsichtlich Strangabmessungen, kurze Gießsequenzen, hohe Produktivität und Zeitflexibilität gekennzeichnet. Die Prozessroute und der Stofffluss zur Produktion von niedrigstkohligen über peritektische, hoch kohlenstoffhaltige, hoch siliziumhaltige bis hin zu austenitischen und ferritischen rostfreien Stählen sowie Duplex Stählen ist in **Abbildung 3-1** dargestellt.

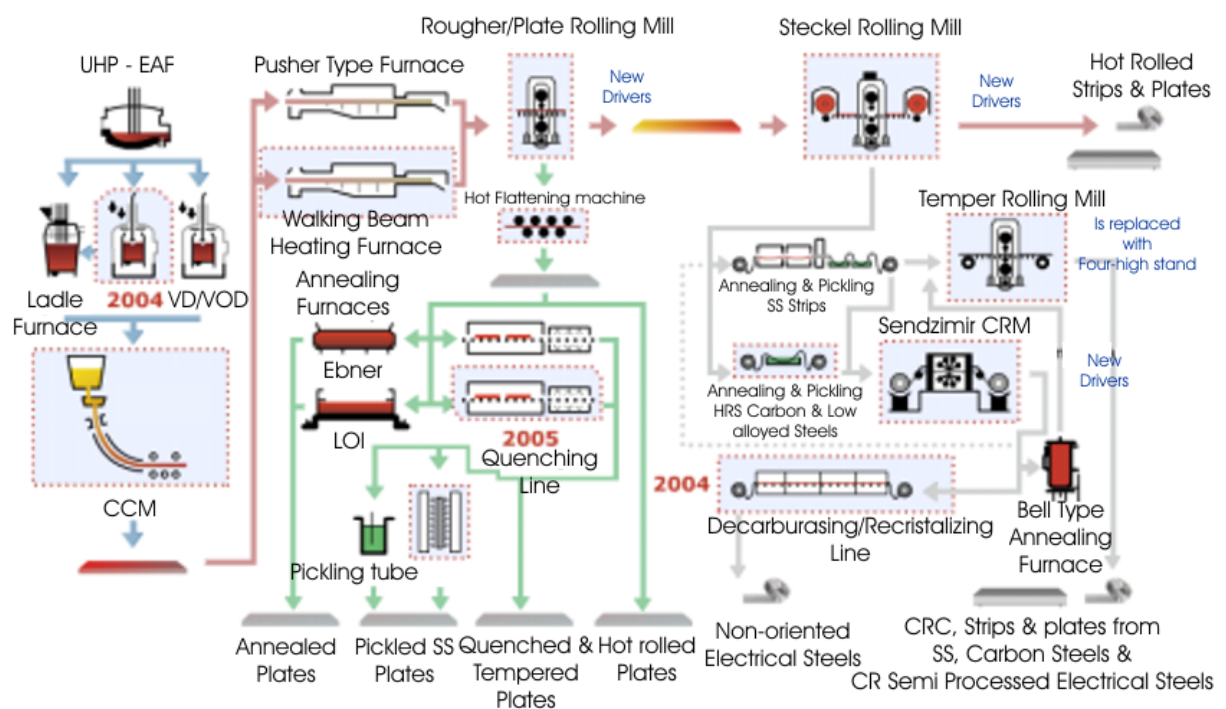


Abbildung 3-1: Anlagenstruktur und Stofffluss zur Stahlherstellung mit anschließender Weiterverarbeitung bei ACRONI [138].

Die Produktpalette reicht von 8 bis 100mm dicken und 2000mm breiten Quarto Blechen über 0,5 bis 3,0mm dicken kaltgewalzten Blechen mit einer Breite von 1000mm bis zu warmgewalzten Blechen mit Dicken von 3 bis 6mm und 1000mm Breite.

Im Weiteren folgt ein Überblick über die technischen Daten der neu in Betrieb genommenen 1-Strang-Brammenstranggießanlage bei ACRONI:

- Produktionskapazität: 515.000t/a.
- Maschinenradius: 10,36m.
- Kokille: Gebogen, 900mm.
- Metallurgische Länge: 20,6m.
- Strangdicke: 200-250mm.
- Strangbreite: 800-2120mm.
- Maximale Gießgeschwindigkeit: 1,2m/min.

Der Anteil des Umsatzes ist wie in **Abbildung 3-2** dargestellt, zu 24% auf Slowenien und zu je 13,4% auf Deutschland und Italien aufgeteilt. Die restlichen 50% verteilen sich auf die anderen Länder Europas.

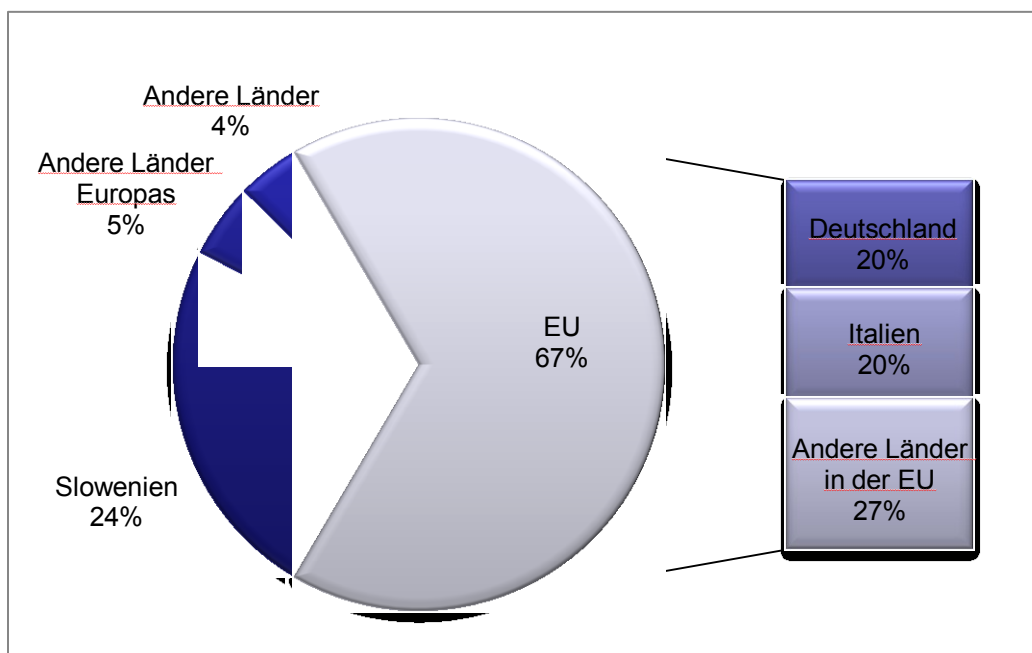


Abbildung 3-2: Länderanteil nach Umsatz.

3.2 Produktionsprogramm

Der Umfang, die Formatgrößen und die Anzahl der gegossenen Stähle während der Inbetriebnahme wurden auf die Kundenbestellungen abgestimmt. Aus diesem Grund variieren die Anzahl der Schmelzen beträchtlich. Um eine einheitliche Nomenklatur zu gewährleisten, werden die während der Inbetriebnahme verwendeten Kurzbezeichnungen auch in dieser Arbeit beibehalten. **Tabelle 3–I** gibt einen Überblick über die Bezeichnung der Stahlgruppen in Kurzform, in englischer und in deutscher Sprache.

Tabelle 3–I: Abkürzungsverzeichnis der gegossenen Stahlgruppen.

Kurzbezeichnung	Englische Bezeichnung	Deutsche Bezeichnung
AULC	alloyed ultra low carbon	niedrigst kohlenstoffhaltige Stähle
ALC	alloyed low carbon	niedrig kohlenstoffhaltige Stähle
APeri	alloyed peritectic	peritektische Stähle
AMedC	alloyed medium carbon	mittelkohlige Stähle
AHC	alloyed high carbon	hoch kohlenstoffhaltige Stähle
AUHC	alloyed ultra high carbon	höchst kohlenstoffhaltige Stähle
Aust. Std.	Standard Austenit	Standard Austenit
Aust. Ti.	Titan stabilized Austenit	titanstabilisierter Austenit
Aust. Mo.	Molybdän stabilized Austenit	molybdänstabilisierter Austenit
Ferrit Ti.	Titan stabilized Ferrit	titanstabilisierter Ferrit
Silicon	high Silicon (~1,0%Si)	hoch siliziumhaltiger Stahl (~1,0%Si)
EV15	high Silicon (~1,5%Si)	hoch siliziumhaltiger Stahl (~1,5%Si)
EV18	high Silicon (~1,8%Si)	hoch siliziumhaltiger Stahl (~1,8%Si)
EV21	high Silicon (~2,1%Si)	hoch siliziumhaltiger Stahl (~2,1%Si)

Tabelle 3-II stellt eine Übersicht und eine Einteilung der Kohlenstoffstähle dar.

Tabelle 3-II: Einteilung der Kohlenstoffstähle.

Kurzbezeichnung	C [%]
AULC	0,00<C≤0,03
ALC	0,03<C≤0,08
APeri	0,08<C≤0,15
AMedC	0,15<C≤0,25
AHC	0,25<C≤0,45
AUHC	0,45<C≤0,9

Abbildung 3-3 gibt einen Überblick der gegossenen Stahlgruppen. Es wurden 31,4% Kohlenstoffstähle mit einem Kohlenstoffgehalt < 0,08% (AULC, ALC), 31% austenitische rostfreie Stähle (Aust Std, Aust Ti, Aust Mo) und 24,5% hoch siliziumhaltige Stähle (Silicon Steels) gegossen. Die übrigen 15% verteilen sich auf peritektische-, mittelkohlige- hoch- und höchstkohlige Stähle sowie auf rostfreie ferritische Stähle und Duplex Stähle.

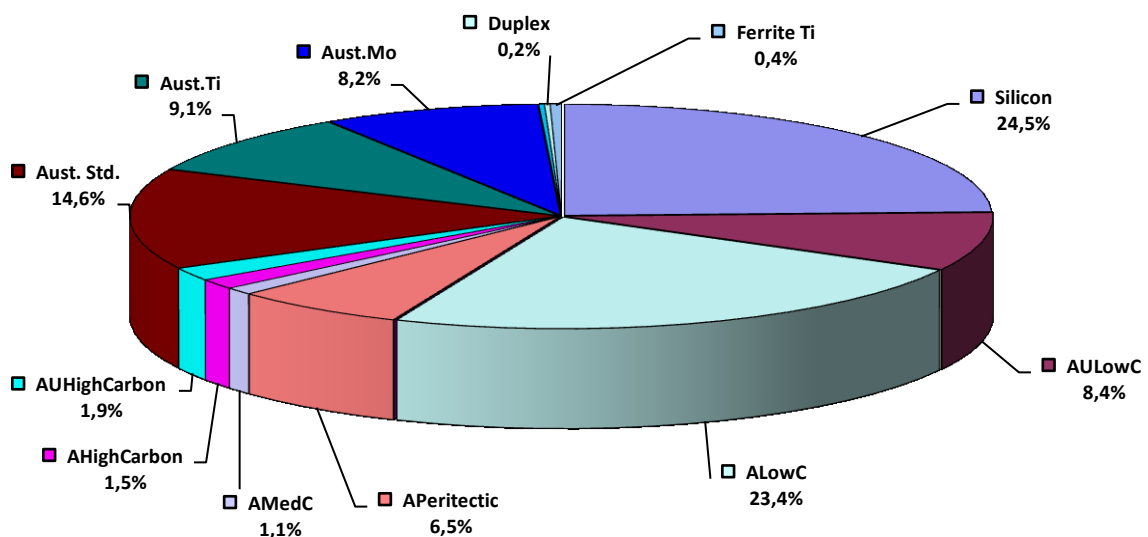


Abbildung 3-3: Produktionsübersicht vom 24.05 bis zum 16.07.2009.

Die Schmelzenanzahl sowie die durchschnittliche Stahlzusammensetzung der einzelnen Gruppen ist in **Tabelle 3–III** dargestellt. Als besondere Herausforderung zeigte sich während der Inbetriebnahme die für EAF-Werke üblichen hohen Anteile an Spurenelementen, die auf den Schrotteinsatz zurück zu führen sind in Kombination mit einer gebogenen Kokille, der unterschiedlichen Strangformate und Gießbedingungen. Eine detaillierte Übersicht hinsichtlich Stahlzusammensetzung, Gießparameter und Anlageneinstellungen einzelner Schmelzen der peritektischen-, mittelkohligen-, hoch- und höchstkohligen Stähle (Aperi, AMedC, AHC und AUHC) sind den Tabellen im **Anhang A-1** zu entnehmen.

Tabelle 3–III: Gegossene Schmelzenanzahl und durchschnittliche Stahlzusammensetzung der einzelnen Stahlgruppen.

Anzahl Schmelzen	Stahlgruppe	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Cu	%Sn	%Al	%Ti	%Nb	%Mo	%Co	%V
40	AULC	0,007	0,3	0,4	<0,02	<0,004	0,2	0,2	0,4	<0,03	0,01	0,005	<0,01	0,03	0,01	0,01
111	ALC	0,05	0,1	0,3	<0,02	<0,004	0,2	0,2	0,4	<0,03	0,03	0,005	<0,01	0,03	0,01	0,01
25	Aperi	0,13	0,4	1	<0,02	<0,004	0,2	0,2	0,3	<0,03	0,04	0,005	<0,01	0,03	0,01	0,01
9	AMedC	0,15	0,4	1	<0,02	<0,004	0,2	0,2	0,3	<0,03	0,03	0,005	<0,01	0,03	0,01	0,01
4	AHC	0,4	0,3	1	<0,02	<0,004	0,7	0,2	0,3	<0,03	0,03	0,010	<0,01	0,10	0,01	0,01
10	AUHC	0,5	0,3	1	<0,02	<0,004	0,2	0,1	0,3	<0,03	0,03	0,005	<0,01	0,02	0,01	0,01
100	Silicon	0,01	1	0,2	<0,02	<0,004	0,3	0,3	0,4	<0,03	0,1	0,005	<0,01	0,03	0,01	0,01
8	EV 15	0,01	1,5	0,2	<0,02	<0,004	0,2	0,2	0,4	<0,03	0,3	0,006	<0,01	0,03	0,01	0,01
7	EV 18	0,01	1,7	0,3	<0,02	<0,004	0,2	0,2	0,4	<0,03	0,5	0,008	<0,01	0,03	0,01	0,01
1	EV 21	0,01	2	0,2	<0,02	<0,004	0,1	0,1	0,3	<0,03	1	0,006	<0,01	0,03	0,01	0,01
39	AustMo	0,02	0,4	1,6	<0,02	<0,004	17	11	0,4	<0,03	0,01	0,005	<0,01	2	0,17	0,04
69	AustStd	0,02	0,3	1,6	<0,02	<0,004	18	8	0,4	<0,03	0,01	0,005	<0,01	0,4	0,14	0,04
43	Aust Ti	0,02	0,4	1,5	<0,02	<0,004	17	10	0,4	<0,03	0,01	0,175	<0,01	1,20	0,16	0,05
2	Ferri Ti	0,02	0,5	0,5	<0,02	<0,004	17	0,3	0,1	<0,03	0,01	0,277	<0,01	0,04	0,00	0,03
1	Duplex	0,02	0,4	1,4	<0,02	<0,004	22	5	0,2	<0,03	0,01	0,005	<0,01	3	0,07	0,03
469																

Abbildung 3-4 und Abbildung 3-5 geben einen Überblick der gegossenen Schmelzen pro Tag, der Entwicklung der Gesamtproduktion, sowie der gegossenen Dicken.

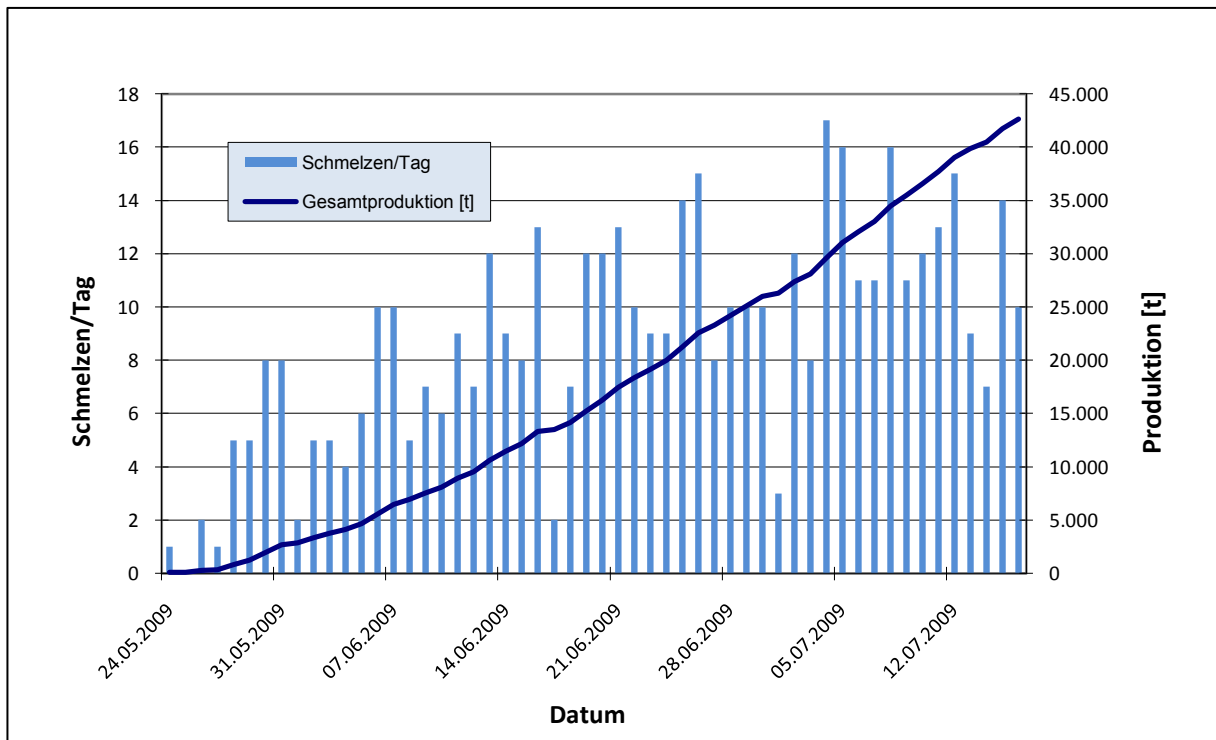


Abbildung 3-4: Schmelzen pro Tag und Gesamtproduktion.

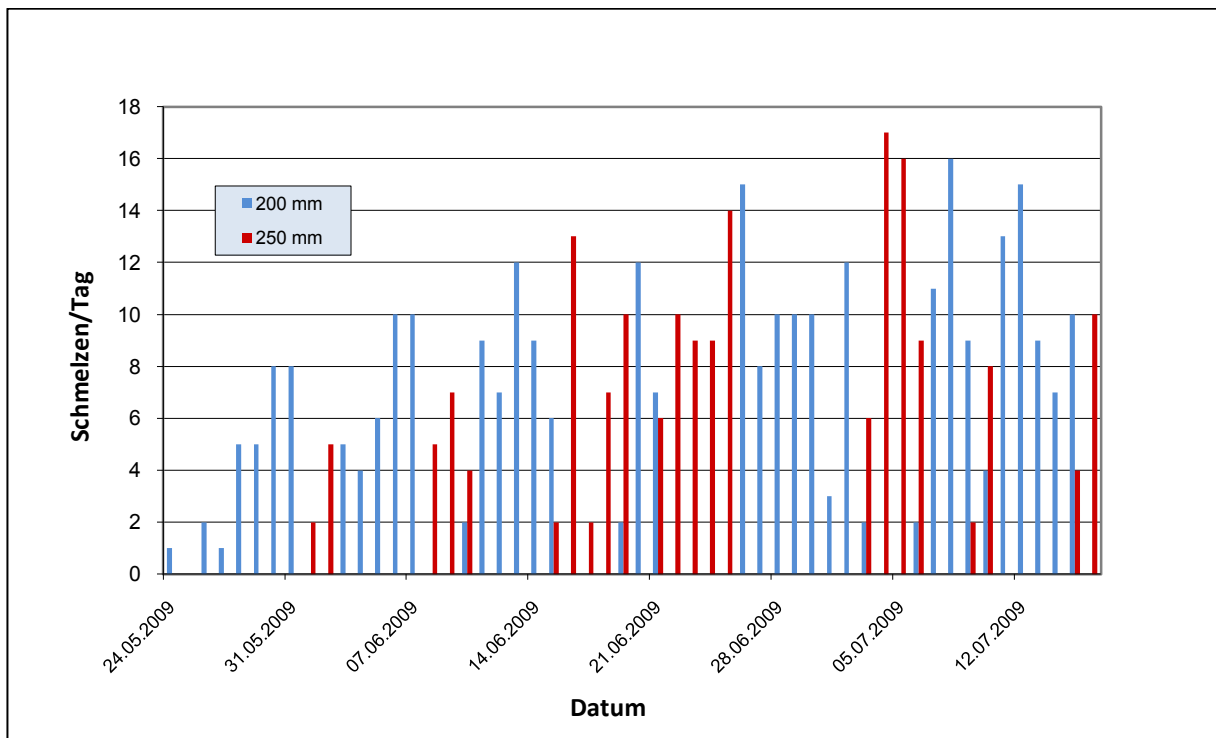


Abbildung 3-5: Schmelzen und Strangdicken pro Tag.

3.3 Berechnung von Liquidus- und Solidustemperaturen für die untersuchten Stähle

Da die Liquidustemperaturen für die im vorliegenden Projekt zu vergießenden niederkohligen Stählen bekannt waren, für höher legierte und rostfreie Stähle jedoch noch nicht genügend Daten zur Berechnung der Liquidustemperaturen zur Verfügung standen, wurden die im Literaturteil angeführten Formeln zur Berechnung der Liquidustemperaturen auf ihre Anwendbarkeit und Einsatzbereich untersucht. Um die Gültigkeitsbereiche der Formeln zu untersuchen wurden die berechneten Liquidustemperaturen mit gemessenen Liquidustemperaturen aus der Literatur verglichen.

Um die primäre Erstarrungsform zu ermitteln wurden mit Hilfe der Gleichung zur Bestimmung des $\text{Cr}/\text{Ni}_{\text{aq}}$ -Verhältnisses von Hammar und Svensson die erhaltenen Werte in **Abbildung 3-6** dargestellt [30]. Es ist ersichtlich, dass die hoch siliziumhaltigen Stähle (roter Kreis) am Übergang der primären austenitischen und der primär austenitisch-ferritischen Erstarrung liegen. Duplex Stähle erstarren wie auch die ferritischen Stähle primär ferritisch.

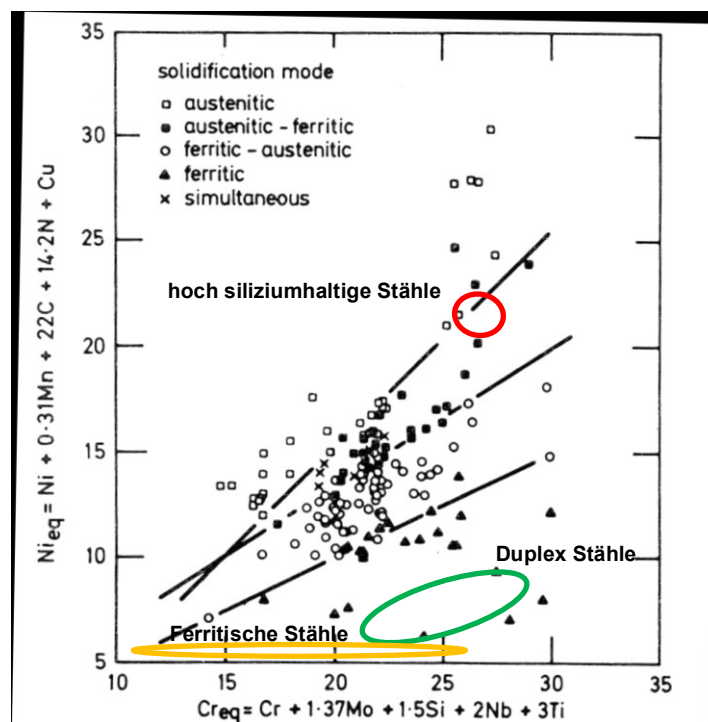


Abbildung 3-6: Erstarrungsgebiete der hoch siliziumhaltigen, ferritischen und Duplex Stähle.

In weiterer Folge wurden für die zu vergießende Stähle Liquidustemperaturen in der Literatur gesucht und mit den in der Literatur gefundenen Formeln (2-4, 2-5, 2-7, 2-9) für die primäre ferritische Erstarrung nach Kiniveva-Suutala, Wolf, Kagawa-Okamoto und Mietinen

berechnet und verglichen. Bei den Duplex und hochsiliziumhaltigen Stählen wurden je zwei Stahlzusammensetzungen mit gemessener Liquidustemperatur gefunden, die jenen Durchschnittszusammensetzungen in **Tabelle 3–III** sehr nahe kommen. Die berechneten sowie die in der Literatur gefundenen Liquidustemperaturen sind im **Anhang A-1** in den **Tabellen A-I** bis **A-III** dargestellt. **Tabelle 3–IV**: gibt eine Übersicht der maximalen Abweichungen zu den in der Literatur gefundenen Liquidustemperaturen. Das Plus vor der Zahl weist darauf hin, dass die berechneten Werte über den gemessenen Werten liegen. Steht ein Minus vor der Zahl, so liegt der berechnete Wert unter der gemessenen Temperatur.

Anhand der erhaltenen Ergebnisse können für die Berechnung der Liquidustemperaturen für Duplex Stähle, mit der in **Tabelle 3–III** angeführten chemischen Zusammensetzung, die Gleichungen von Kiniveva-Suutala, Wolf und Kagawa-Okamoto empfohlen werden. Die berechneten Temperaturen liegen bei der Formel nach Kiniveva-Suutala maximal 3,6°C über und bei der Formel nach Wolf und Kagawa-Okamoto maximal 3,6 bzw. 4,9°C unter den gemessenen Liquidustemperaturen.

Für hoch siliziumhaltige Stähle, mit der in **Tabelle 3–III** angeführten chemischen Zusammensetzung, kann die Formel nach Kiniveva-Suutala empfohlen werden. So liegen die berechneten Temperaturen bei der Formel nach Kiniveva-Suutala maximal 2,1°C unter den gemessenen Temperaturen. Die Formeln nach Wolf bzw. Kagawa-Okamoto liefern Ergebnisse die maximal 21,1 bzw. 44,8°C unter den gemessenen Werten liegen.

Tabelle 3–IV: Durchschnittliche Stahlzusammensetzung und maximale Abweichungen der berechneten Liquidustemperaturen zu gemessenen Werten.

	ΔT TLF (K-S) [°C]	ΔT TL (Wolf) [°C]	ΔT TLF (K-O) [°C]	ΔT TLF (REG) [°C]
Duplex	+3,6	-3,6	+4,9	+19,6
Silicon	-2,1	-21,1	-44,8	+12,3

Für ferritische Stähle wurden keine Liquidustemperaturen für die in **Tabelle 3–III** angeführte Durchschnittszusammensetzung gefunden.

3.4 Wärmeabfuhr in der Kokille

Im folgenden Teil der Arbeit wird der Einfluss ausgewählter Gießparameter auf die integrale Wärmestromdichte für Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,005 und 0,6% untersucht. Der Einfluss der Gießparameter auf die Wärmeabfuhr in der Kokille wurde anhand des bei der Inbetriebnahme durchgeführten Produktionsplanes vorgenommen und unterliegt keinem Versuchsplan. Daher liegt einer Vielzahl veränderter Gießparameter wie Gießgeschwindigkeit, Kohlenstoffgehalt, Primärwassermenge, Überhitzungstemperatur, Kokillenkonzentration und Strangbreite eine verhältnismäßig geringe Datenmenge zu Grunde. Folgedessen müssen die erhaltenen Ergebnisse mit Vorsicht betrachtet werden, da sich die Einflüsse der verschiedenen Parameter entweder verstärken oder aufheben können.

3.4.1 Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die integrale Wärmestromdichte

Um den Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die integrale Wärmestromdichte zu untersuchen, wurden in **Abbildung 3-7** für peritektische Stähle (A_{Peri}) mit Dicken von 200 und 250mm die gemessenen Werte der IWD über der Gießgeschwindigkeit aufgetragen. Der Kohlenstoffgehalt der untersuchten Schmelzen liegt zwischen 0,13 und 0,15%. Die Abbildung zeigt, dass die gemessene IWD mit zunehmender Gießgeschwindigkeit ansteigt. Grundsätzlich werden Stränge mit größeren Strangdicken mit niedrigeren Gießgeschwindigkeiten gegossen. So wurden Stränge mit Strangdicken von 250mm ausschließlich zwischen 0,65 und 0,78m/min gegossen. Die IWD dieser Stähle liegt durchschnittlich 0,2MW/m² unter der IWD der 200mm dicken Strängen die mit Gießgeschwindigkeiten zwischen 0,95 und 1,1m/min gegossen wurden.

Die steigenden Werte der integralen Wärmestromdichte bei zunehmenden Gießgeschwindigkeiten sind dadurch zu erklären, dass bei höherer Gießgeschwindigkeit die Verweilzeit des Stranges in der Kokille verringert wird und infolgedessen die Strangschalendicke dünner als bei Strängen, die mit niedrigerer Gießgeschwindigkeit gegossen werden, ist [7, 47, 48]. Die geringere Strangschalendicke führt einerseits dazu, dass sich aufgrund der geringeren Festigkeit kein, bzw. ein geringerer Luftspalt bildet [7, 47, 48].

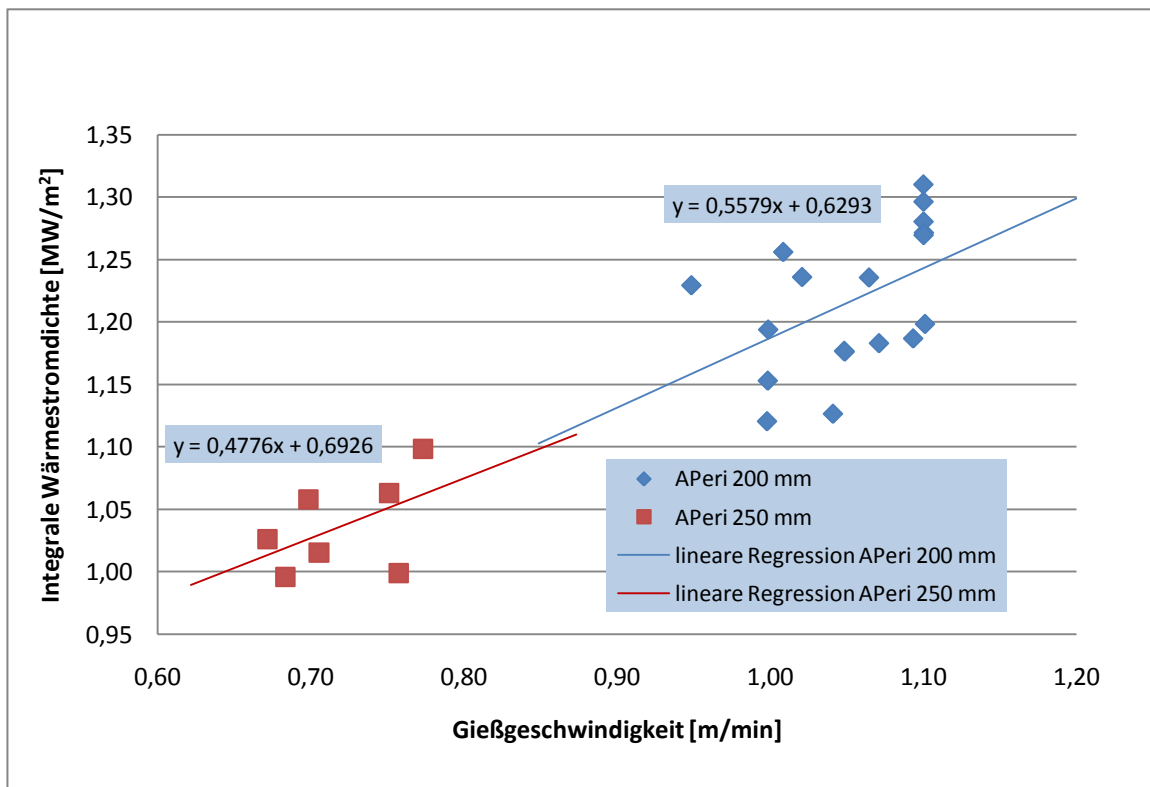


Abbildung 3-7: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die integrale Wärmestromdichte für peritektische Stähle (C: 0,13-0,15%).

Abbildung 3-8 zeigt die IWD über der Gießgeschwindigkeit für alle Kohlenstoffstähle. Die Kohlenstoffgehalte variieren zwischen 0,005 und 0,6%. Auch hier lässt sich sehr gut der Einfluss der IWD mit zunehmender Gießgeschwindigkeit erkennen. Der Anstieg der IWD kann nicht nur auf die steigende Gießgeschwindigkeit zurück geführt werden. Bei näherer Betrachtung sind einige Tendenzen zu erkennen: So verzeichnen auch hier Schmelzen, die mit einer Dicke von 250mm gegossen wurden eine geringere IWD als jene Schmelzen, die mit 200mm Dicke gegossen wurden. Des Weiteren zeigt sich, wie im nachfolgenden Kapitel beschrieben, dass Stähle mit höheren Kohlenstoffgehalten auch zu höheren IWD-Werten führen.

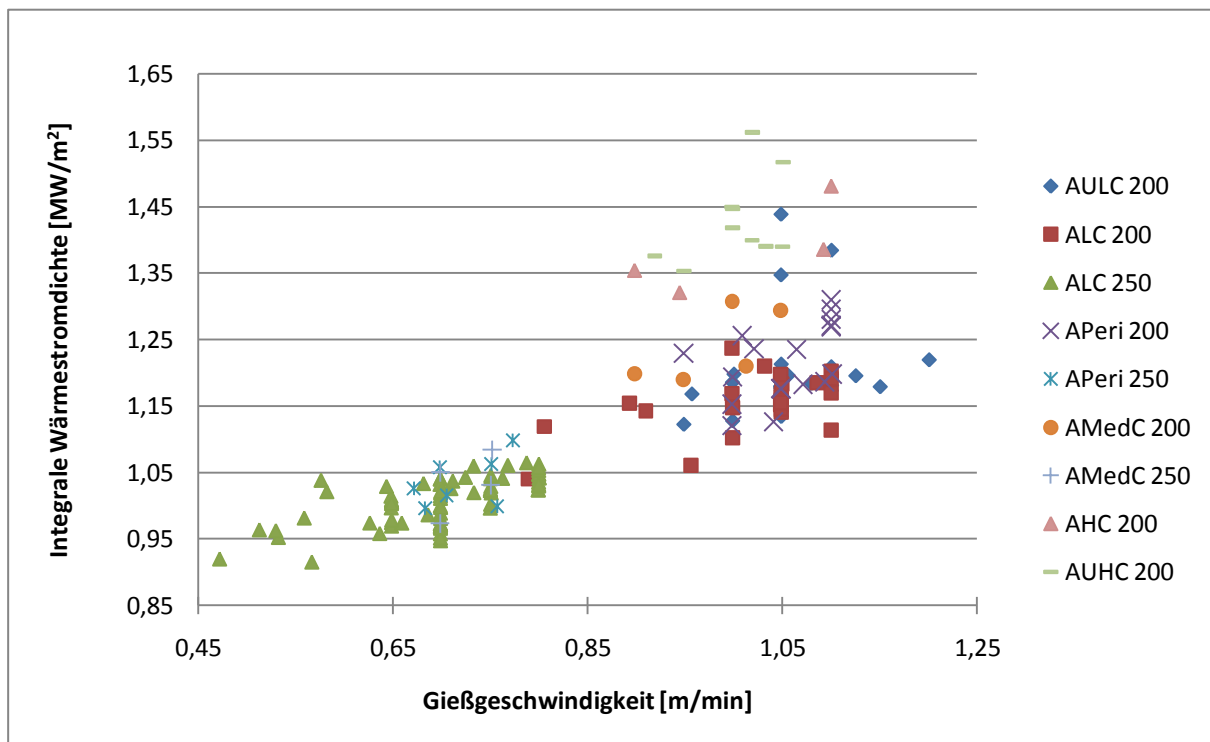


Abbildung 3-8: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die integrale Wärmestromdichte für unterschiedliche Kohlenstoffgehalte.

3.4.2 Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die integrale Wärmestromdichte

Um den Einfluss des Kohlenstoffes auf die IWD ermitteln zu können, wurden in **Abbildung 3-9** die gemessenen Werte der IWD über den Kohlenstoffgehalt aufgetragen. Dabei zeigt sich, dass der minimale Wert der IWD bei Kohlenstoffgehalten zwischen 0,08 und 0,1% liegt. Ein ähnlicher Verlauf der IWD über dem Kohlenstoffgehalt wurde auch von Singh et. al. [47, 48] gefunden. Das Minimum wird durch die bei der Phasenumwandlung entstehenden Volumsschrumpfungen erklärt, wodurch in weiterer Folge die Wärmeabfuhr durch zunehmende Spaltbildung verringert wird [6, 7]. Auch der Einfluss der unterschiedlichen Gießgeschwindigkeiten muss hier berücksichtigt werden. In der Legende sind die unterschiedlichen Stahlgruppen, die Strangdicke, sowie die Gießgeschwindigkeitsbereiche der einzelnen Stahlgruppen aufgetragen. So ist der Einfluss der unterschiedlichen Strangdicken für ALC und APeri sehr gut zu erkennen. Gegossene Stränge mit einer Dicke von 200mm sind durch die gestrichelte Linie und Stränge mit einer Dicke von 250mm durch eine Volllinie gekennzeichnet. Auch in dieser Abbildung beträgt, wie bereits im **Kapitel 3.4.1** erwähnt, der Unterschied der IWD zwischen 200 und 250mm dicken Strängen zirka 0,2MW/m².

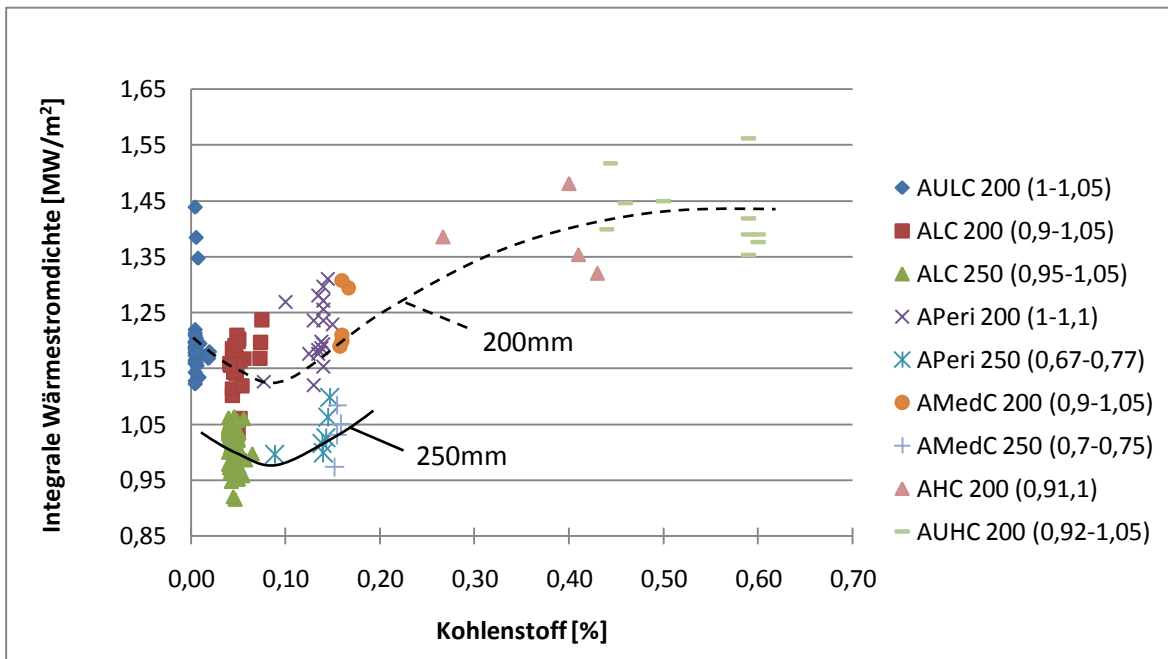


Abbildung 3-9: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die integrale Wärmestromdichte für unterschiedliche Gießgeschwindigkeiten.

Abbildung 3-10 zeigt einen Ausschnitt der in **Abbildung 3-9** dargestellten Werte. Der Bereich des Kohlenstoffgehaltes ist von 0 bis 0,18% begrenzt. Die Abbildung zeigt die ermittelten Werte der IWD für AULC, ALC, AMedC und APeri-Stähle. Auch hier ist der Einfluss der unterschiedlichen Gießgeschwindigkeiten für Stränge mit einer Dicke von 200 und 250mm auf die IWD sehr gut zu erkennen.

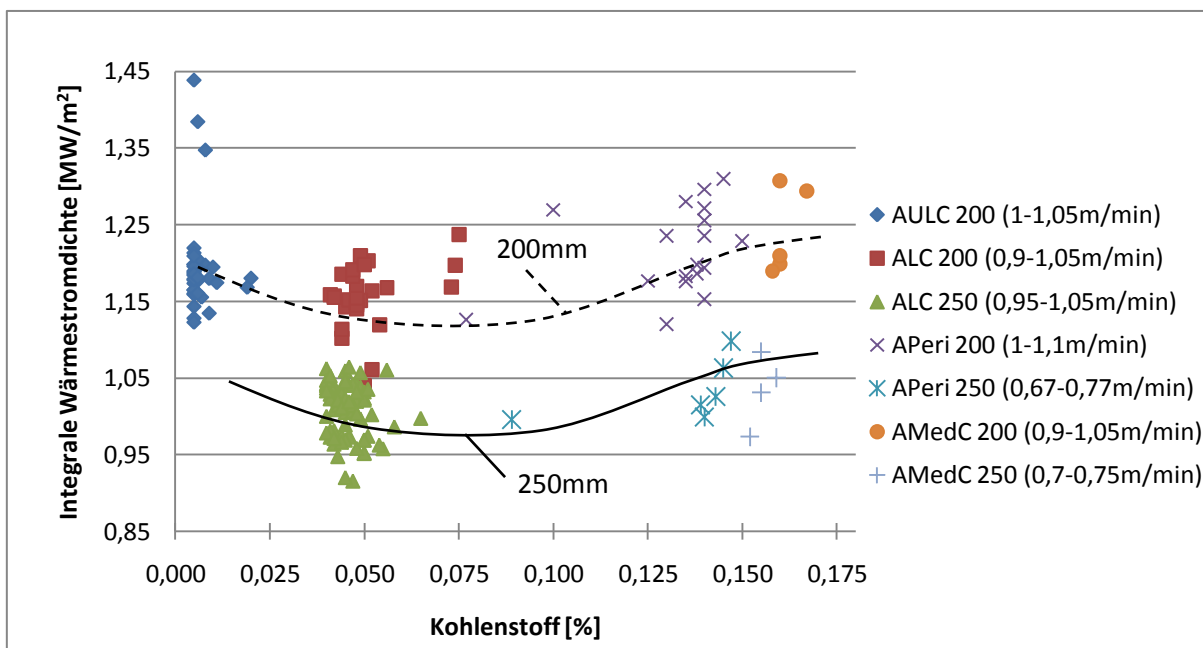


Abbildung 3-10: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes von 0 bis 0,18% C auf die integrale Wärmestromdichte für unterschiedliche Gießgeschwindigkeiten.

3.4.3 Einfluss der Kokillenwassermenge auf die integrale Wärmestromdichte

Während der Inbetriebnahme wurde die Primärwassermenge jeweils um zirka 200l/min an den Breitseiten verringert. Um den Einfluss dieser Veränderung zu untersuchen, wurden in **Abbildung 3-11** die Werte der integralen Wärmestromdichte für AMedC und APeri bei steigenden Gießgeschwindigkeiten dargestellt. Der Kohlenstoffgehalt variiert zwischen 0,13 und 0,167%. Der Einfluss der Gießgeschwindigkeit und der Strangbreite ist auch hier zu erkennen. Die Verringerung der Primärwassermenge wurde nach der ersten Schmelze APeri und nach der zweiten Schmelze AMedC durchgeführt. Aufgrund der insgesamt geringen Datenmenge kann kein signifikanter Einfluss der Primärwassermenge festgestellt werden. Anhand der vorliegenden Daten ist kein Einfluss der Reduktion der Primärwassermenge auf die integrale Wärmestromdichte erkennbar. Diese Aussage kann durch Untersuchungen von Wünnenberg *et al.* [38] bestätigt werden, wonach eine Verringerung der Primärwassermenge vorwiegend die Temperatur der heißen und kalten Kokillenseite beeinflusst und nur ein vernachlässigbarer Einfluss auf die integrale Wärmestromdichte zu erkennen ist. Rauter [42] konnte bei der Steigerung der Primärwassermenge von 1650l/min auf 1800l/min den Abfall der IWD mit 7% beziffern. Pinhero *et al.* [7, 55] beobachtete bei einem Anstieg der Gießgeschwindigkeit von 4 auf 8m/s eine Erhöhung der IWD von 1,9 auf 2,3MW/m². Bei Untersuchungen an einer Brammenstranggießkokille verursachte der Anstieg der Kokillenwassermenge um 10l/min eine Veränderung der IWD um 0,002MW/m² [43].

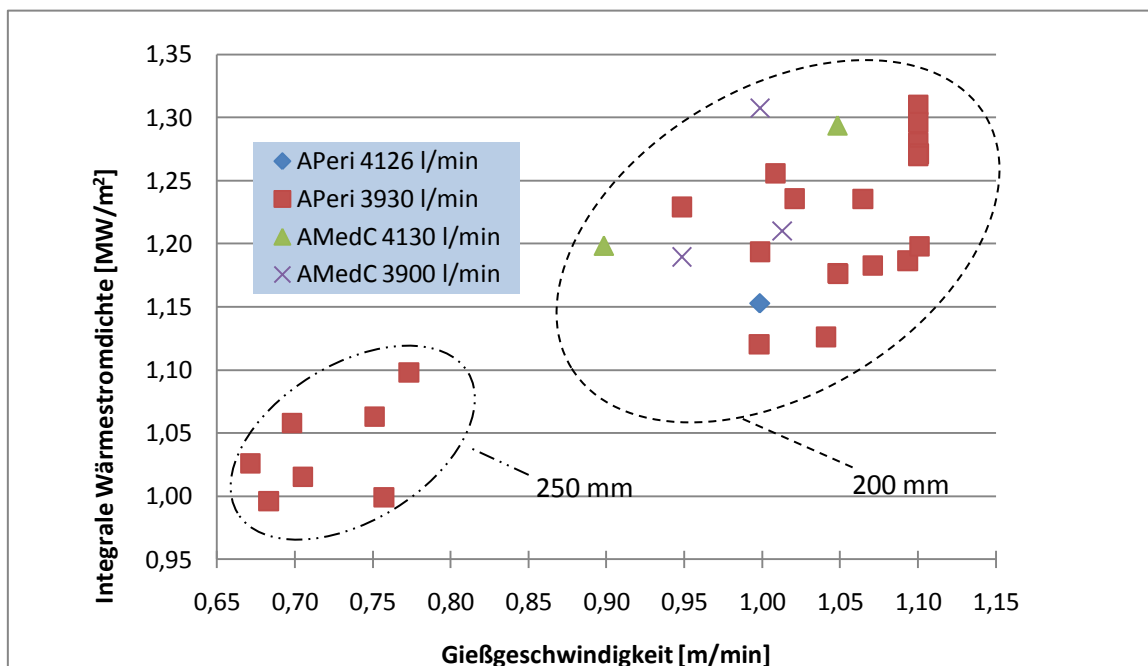


Abbildung 3-11: Einfluss der Kokillenwassermenge auf die integrale Wärmestromdichte für APeri und AMedC.

3.4.4 Einfluss der Überhitzung auf die integrale Wärmestromdichte

Um den Einfluss der Überhitzungstemperatur auf die integrale Wärmestromdichte für APeri und AMedC-Stähle zu untersuchen, wurde in **Abbildung 3-12** die integrale Wärmestromdichte über der Gießgeschwindigkeit aufgetragen und die Überhitzung in drei gleich große Temperaturbereiche unterteilt. In der Literatur gehen die Meinungen über den Einfluss der Überhitzung auf die integrale Wärmestromdichte auseinander. Grundsätzlich ist aufgrund steigender Überhitzungstemperaturen eine geringere Strangschalendicke zu erwarten. In der dargestellten Abbildung ist kein Einfluss der Überhitzung zu erkennen.

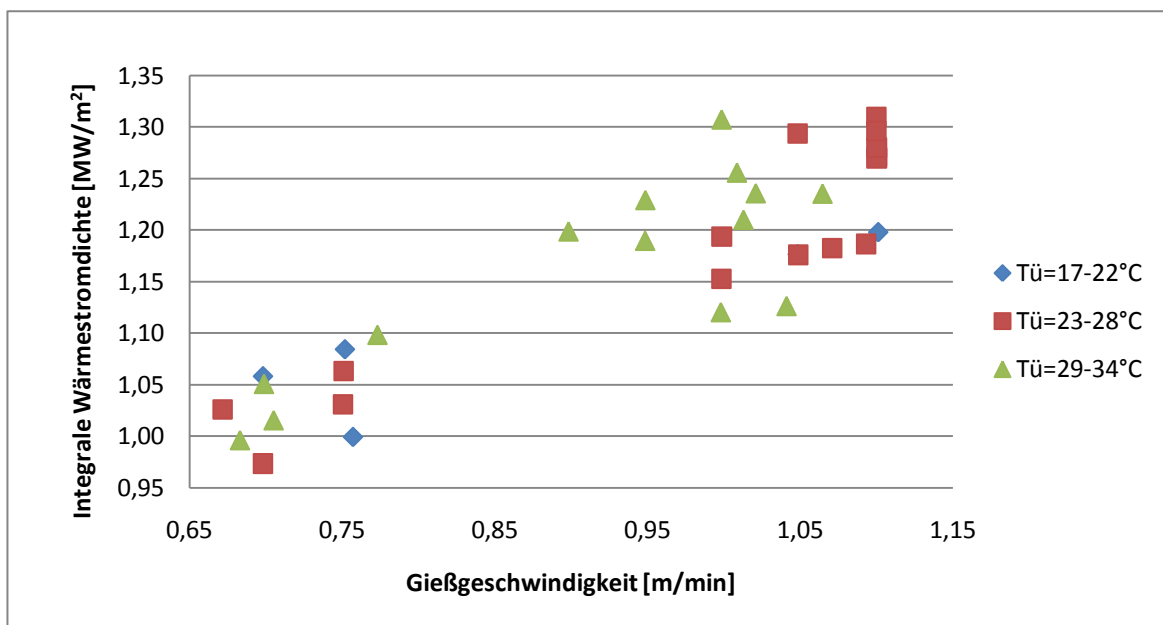


Abbildung 3-12: Einfluss der Überhitzungstemperatur auf die integrale Wärmestromdichte für APeri und AMedC.

3.4.5 Einfluss der Kokillenkonzität auf die integrale Wärmestromdichte

Um die Erstarrungsschrumpfung und die dadurch verringerte Wärmestromdichte an den Kokillenschmalseiten zu kompensieren, werden diese durch Konizitätseinstellung dem Schrumpfungsverlauf angepasst. In weiterer Folge soll dadurch eine erhöhte Wärmeabfuhr an den Schmalseiten erreicht werden und ein tragfähiger Strangschalenkasten am Kokillenaustritt gewährleistet werden. In **Abbildung 3-13** sind die Werte der integralen Wärmestromdichte von APeri und AMedC für zwei unterschiedliche Tapereinstellungen (1,00 und 0,9mm/m) der linken und rechten Schmalseite (SL, SR) über der Gießgeschwindigkeit dargestellt. In der Abbildung ist kein signifikanter Unterschied zwischen den beiden Tapereinstellungen ersichtlich. Es fällt allerdings auf, dass die Wärmestromdichte für beide

Tapereinstellungen an der rechten Seite jeweils höher ist als auf der linken Seite. Aus diesem Grund wurden in weiterer Folge die Wärmestromdichten auf der linken und rechten Schmalseite sowie auf den beiden Breitseiten (Breite Seite Innenbogen (BI) und Breite Seite Aussenbogen (BA)) für Stähle mit Kohlenstoffgehalten von 0,135 bis 0,60% untersucht (siehe **Abbildung 3-14**).

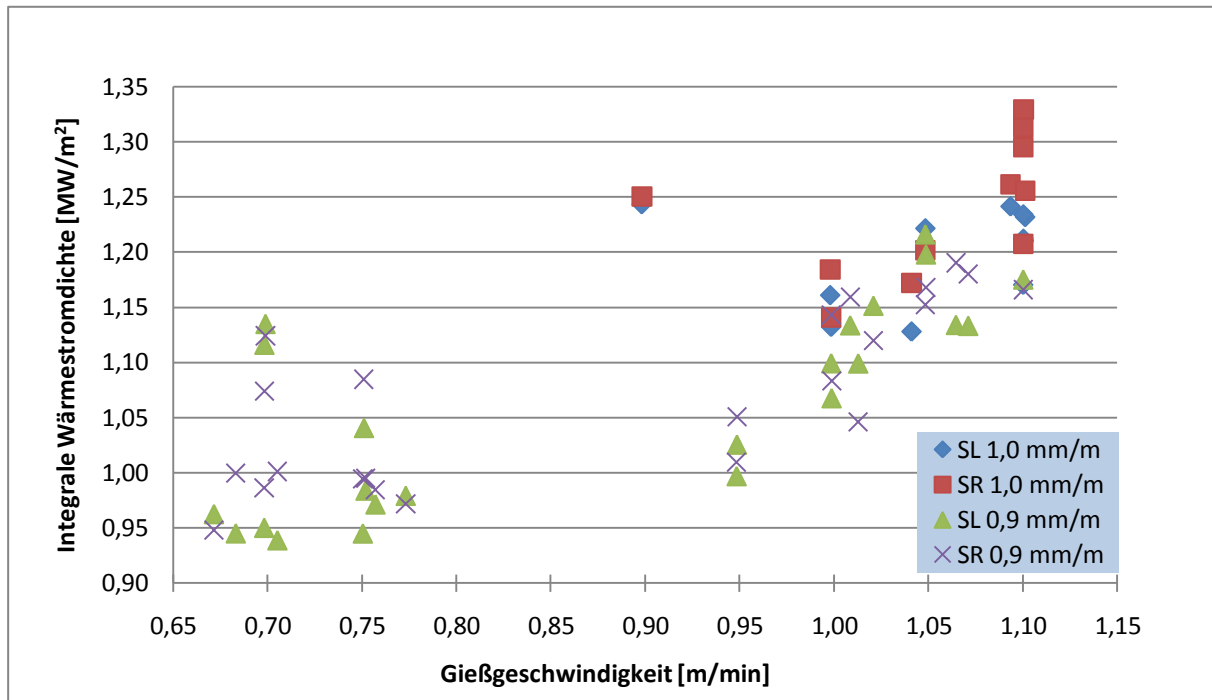


Abbildung 3-13: Einfluss der Kokillenkonzität auf die integrale Wärmestromdichte für APeri und AMedC.

Obwohl die Werte der integralen Wärmestromdichten nicht durch eine lineare Regression nachempfunden werden können wurde, um eine qualitative Beurteilung der Wärmestromdichten an den vier Seiten der Kokille durchführen zu können, die lineare Regression zur Hilfe genommen. Dabei zeigt sich in **Abbildung 3-14**, dass der Anstieg der integralen Wärmestromdichte bei steigenden Gießgeschwindigkeiten an den beiden Breitseiten höher ist als an den Schmalseiten. Dieses Ergebnis kann durch einen geringeren Luftspalt zwischen Strang und Kokille erklärt werden. Es ist auch ersichtlich, dass die integrale Wärmestromdichte am Außenbogen höher ist als am Innenbogen. Des Weiteren ist die Wärmestromdichte an der rechten Schmalseite stets höher als an der linken Schmalseite. Diese Ergebnisse können einerseits auf eine ungleichmäßige Gießpulverzufuhr bzw. -verteilung zurückzuführen sein, oder sie können durch ungleichmäßige Strömungen der Schmelze z.B. durch das Eintauchrohr verursacht werden. Da zur Berechnung der IWD die dokumentierten Differenzen zwischen Wassereinfluss- und Wasserauslauftemperaturen sowie den dokumentierten Primärwassermengen basieren, können die Werte nicht auf

unterschiedliche Messpositionen der Thermoelemente zurück geführt werden. Die Differenzen der IWD zwischen SL und SR könnten auf einen Wärmeverlust zwischen Kokillenausgang und Messeinrichtung oder auf die Beeinflussung anderer Anlagenelemente zurück zu führen sein.

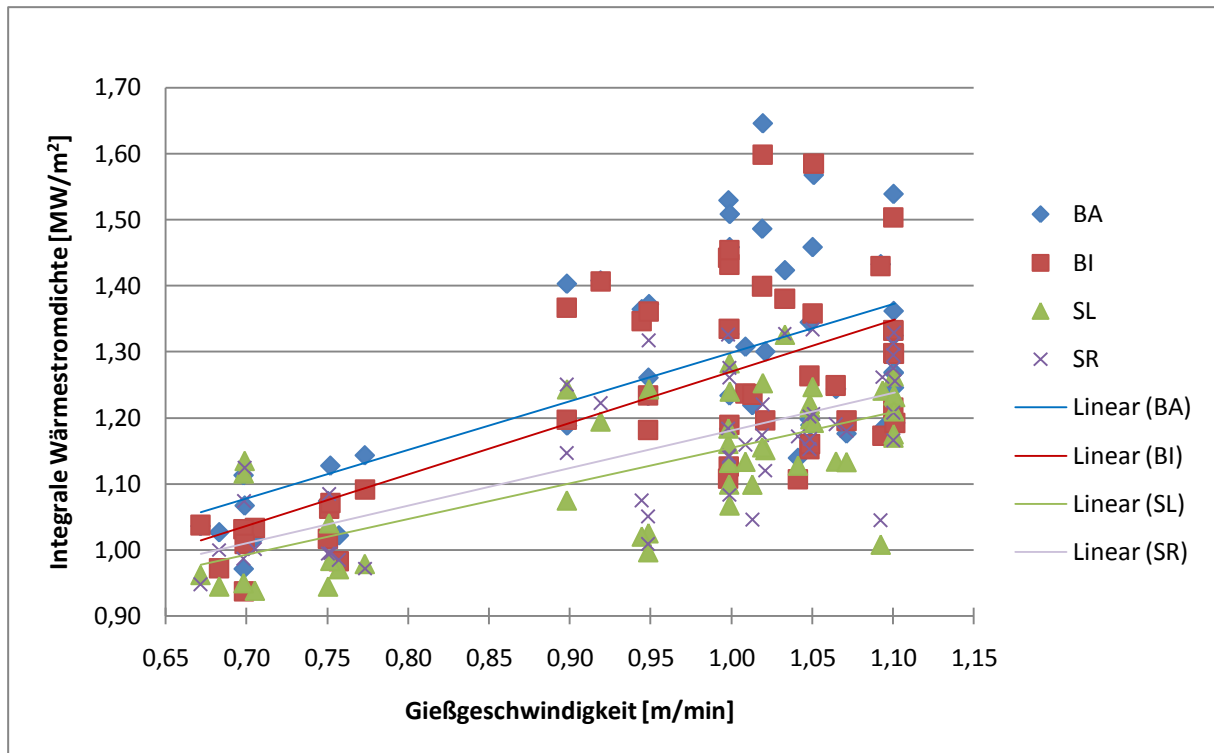


Abbildung 3-14: Integrale Wärmestromdichte von BA, BI, SL, SR über der Gießgeschwindigkeit für APeri, AMedC, AHC und AUHC.

3.4.6 Einfluss der Strangbreite auf die integrale Wärmestromdichte

Ergebnisse aus der Literatur zeigen, dass mit anwachsender Strangbreite die integrale Wärmestromdichte ansteigt [43]. Um den Einfluss der Strangbreite auf die integrale Wärmestromdichte zu untersuchen, wurde in **Abbildung 3-15** die integrale Wärmestromdichte über der Gießgeschwindigkeit aufgetragen. Die Brammenbreiten wurden zu vier Gruppen (1036 bis 1077, 1312 bis 1321, 1575 bis 1585 und 2093mm) zusammen gefasst. Auf den ersten Blick ist keine eindeutige Aussage über deren Einfluss zu beobachten. Betrachtet man die Ergebnisse mit den zuvor erhaltenen Untersuchungsergebnissen, so lässt sich mit **Abbildung 3-16** eine Gesetzmäßigkeit erkennen.

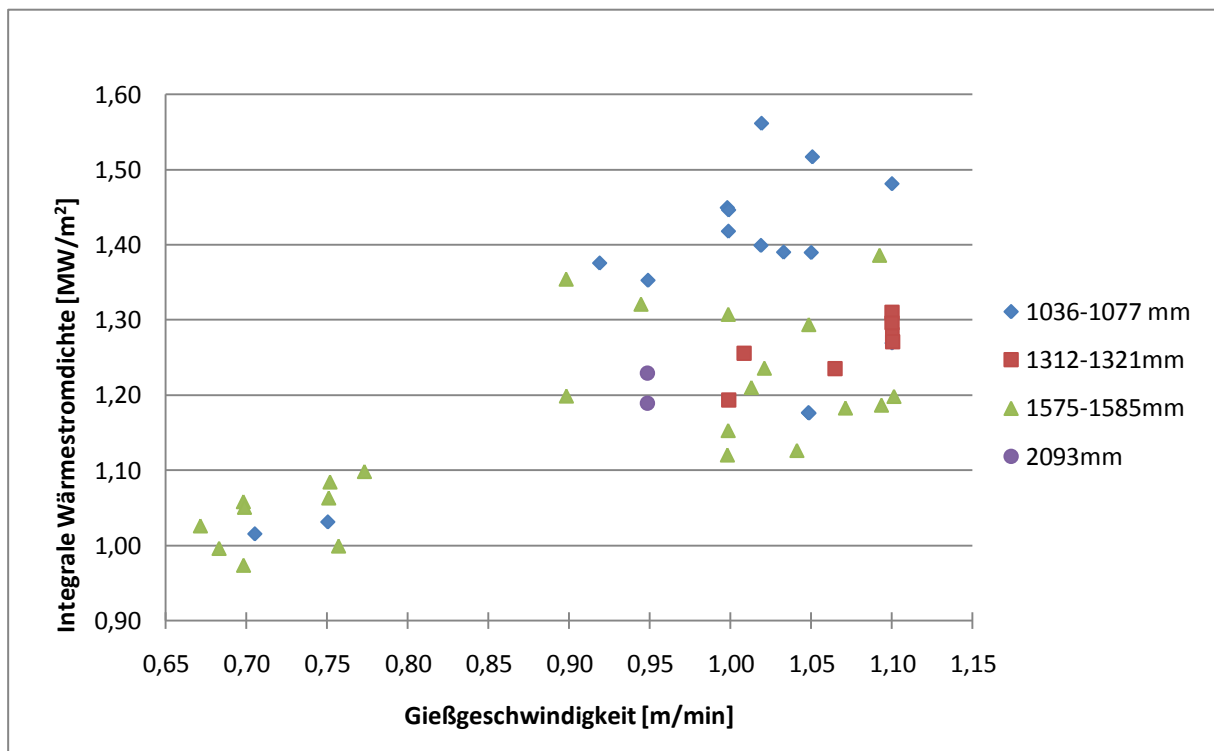


Abbildung 3-15: Einfluss der Strangbreite auf die integrale Wärmestromdichte.

Grundsätzlich muss in **Abbildung 3-16** zwischen 200 und 250mm dicken Brammen unterschieden werden. Aufgrund der größeren Strangdicke und den geringeren Gießgeschwindigkeiten beträgt die integrale Wärmestromdichte bei 250mm gegossenen Strängen 0,95 bis 1,1MW/m². In weiterer Folge wurden die erhaltenen Messpunkte den einzelnen Stahlgruppen zugeordnet. Dadurch zeigt sich, dass die variierende Wärmestromdichte bei gleichen Gießgeschwindigkeiten auf den Kohlenstoffgehalt zurück geführt werden kann. Unter diesem Gesichtspunkt scheint der Einfluss der Strangbreite, wenn überhaupt, nur einen kleinen Einfluss auf die integrale Wärmestromdichte auszuüben.

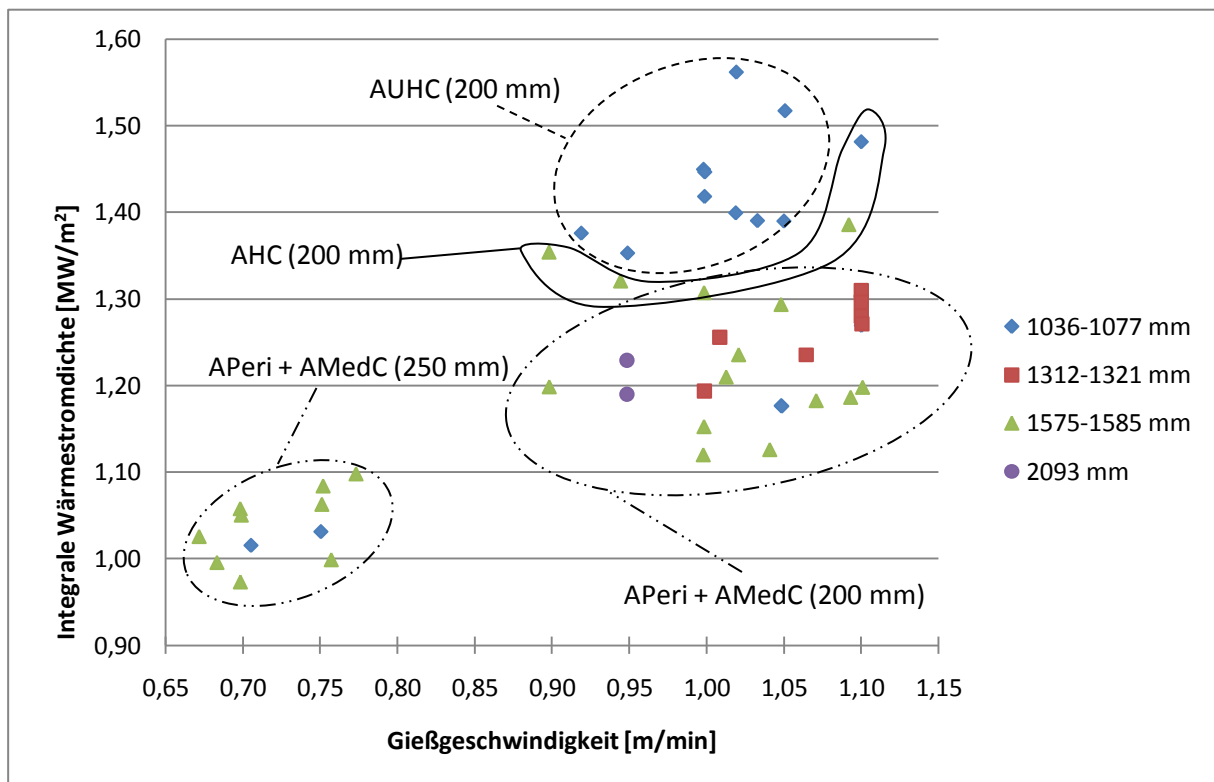


Abbildung 3-16: Einfluss der Strangbreite auf die Integrale Wärmestromdichte.

3.5 Star Cracks: Einfluss der integralen Wärmestromdichte und des Kupfergehaltes bzw. Kupferäquivalent

Während der Inbetriebnahme kam es bei den peritektischen und mittelkohligen Stählen zur Bildung von Oberflächenfehlern in Form von Star Cracks (siehe **Abbildung 3-17**). Um der Ursache auf den Grund zu gehen, wurde einerseits der Einfluss der integralen Wärmestromdichte auf die Bildung von Star Cracks und andererseits der Einfluss des Kupfergehaltes und des Kupferäquivalents ($\text{Cu}_{\text{äq}}$) untersucht.

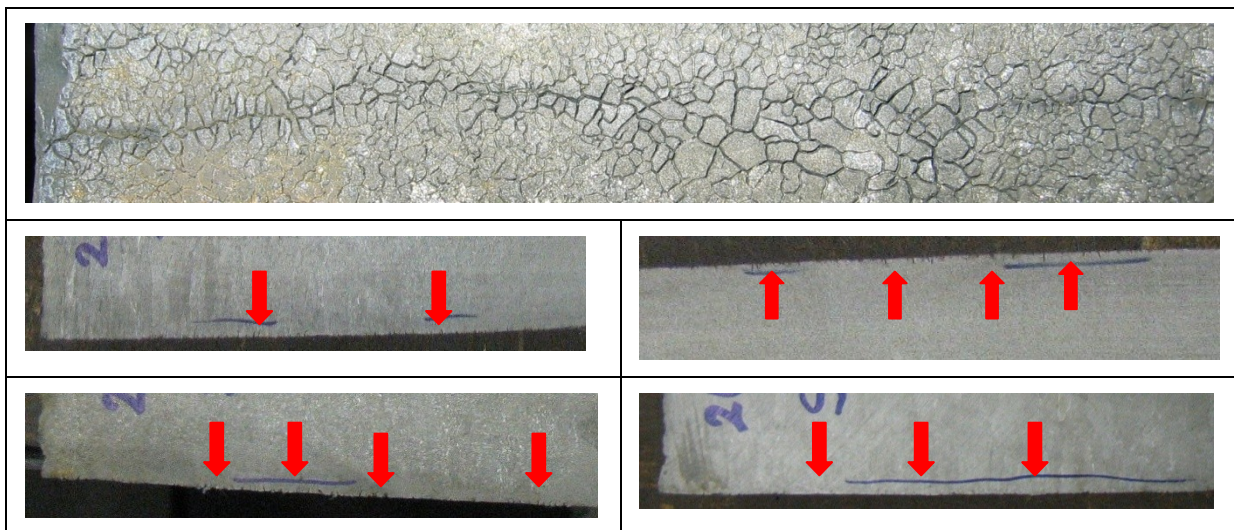


Abbildung 3-17: Ausbreitung an der Star Cracks an der Oberfläche (erstes Bild) und Ausbreitung Richtung Strangzentrum.

Abbildung 3-18 zeigt die Bildung der Star Cracks in Abhängigkeit von Gießgeschwindigkeit und integraler Wärmestromdichte. Die Star Cracks treten sowohl bei den 200mm, wie auch bei den 250mm dicken Strängen auf. Eine Abhängigkeit der Star Crack-Bildung von Gießgeschwindigkeit und integraler Wärmestromdichte kann nicht festgestellt werden. Dieses Ergebnis kann durch Untersuchungen von Billany *et al.* [122] bestätigt werden. Demnach kann die Star Crack Bildung nicht im Zusammenhang mit unterschiedlich hohen integralen Wärmestromdichten gebracht werden. Vielmehr konnte gezeigt werden, dass stark schwankende integrale Wärmestromdichten während des Gießprozesses zur Star Crack Bildung führen [122].

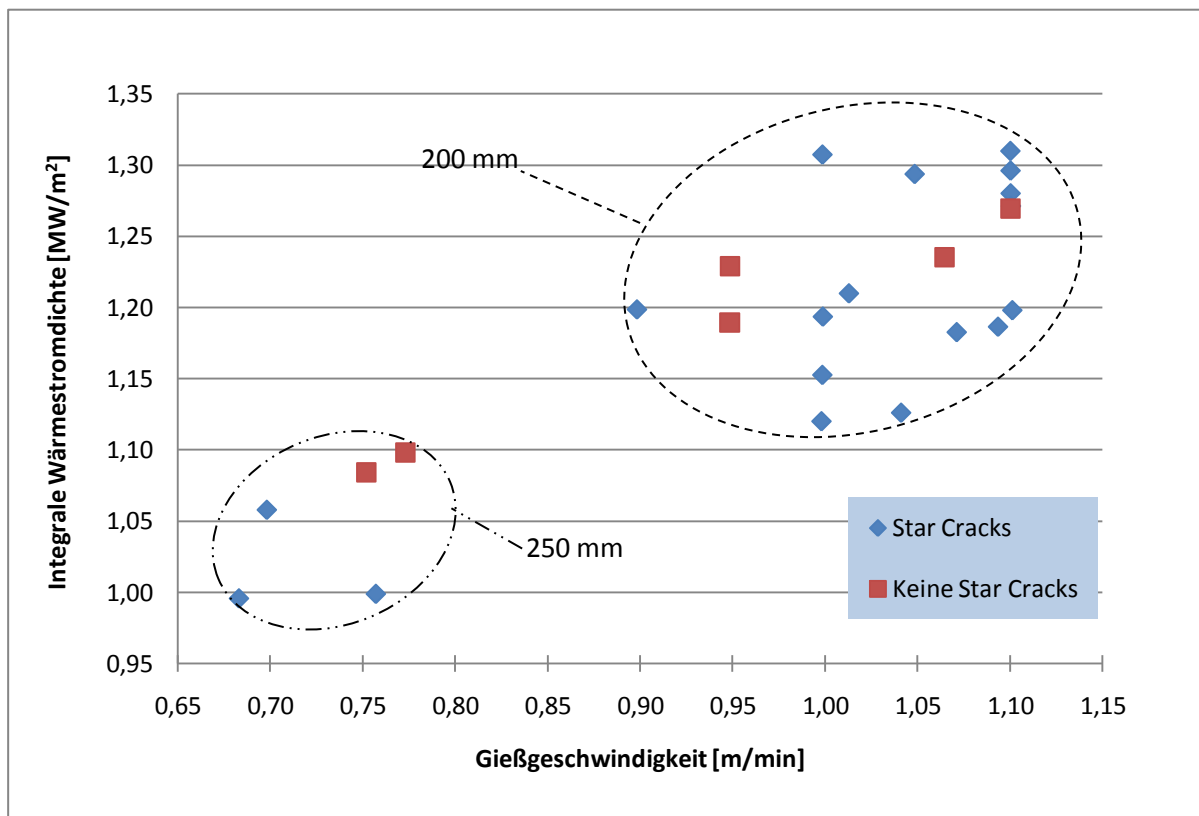


Abbildung 3-18: Verteilung der Star Cracks für APeri und AMedC abhängig von integraler Wärmestromdichte und Gießgeschwindigkeit.

In weiterer Folge wurde der Einfluss des Kupfers und des Kupferäquivalents auf die Star Crack Bildung sowohl für peritektische als auch für mittelkohlige Stähle untersucht und in **Abbildung 3-19** bzw. **Abbildung 3-20** dargestellt. Auf der x-Achse sind Kupfergehalt und Kupferäquivalent in % aufgetragen. Auf der y-Achse ist die Star Crack Bildung durch 0 und 1 gekennzeichnet. Der Wert 0 weist darauf hin, dass sich beim gegebenen Kupfergehalt bzw. -äquivalent keine Star Cracks gebildet haben. Wurden an den Oberflächen der untersuchten Brammen Star Cracks entdeckt, so wird dies in **Abbildung 3-19** bzw. **Abbildung 3-20** durch 1 = ja dargestellt. Der Übergang von Star Crack-freier Oberfläche zu Oberfläche mit Star Cracks wird durch senkrechte Geraden dargestellt.

In **Abbildung 2-19** ist durch die gewählte Darstellung zu erkennen, dass der sprunghafte Übergang von Star Cracks zu keinen Star Cracks bei den peritektischen Güten bei $\text{Cu}=0,289\%$ (blaue, senkrechte Gerade) bzw. $\text{Cu}_{\text{aq}}=0,26\%$ (rote, senkrechte Gerade) liegt.

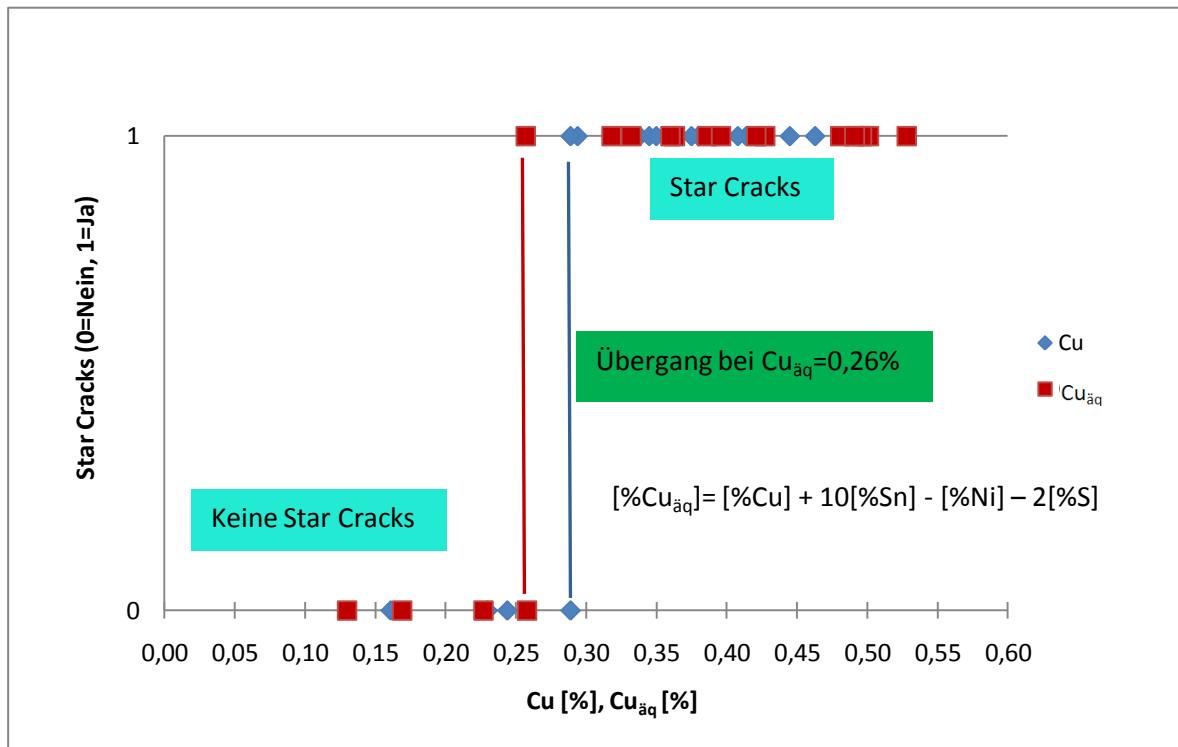


Abbildung 3-19: Star Cracks über Cu und Cu_{äq} für APeri.

Abbildung 3-20 zeigt den Übergang von keinen Star Cracks zu Star Cracks für mittelkohlige Stähle. Auch hier ist der sprunghafte Übergang bei einem Cu_{äq} zwischen 0,25 und 0,26% zu sehen. Betrachtet man allerdings den Kupfergehalt (Cu) der untersuchten Stähle, so fällt auf, dass bei dem Stahl mit der Chargennummer 267540 (Cu = 0,23%), trotz eines verhältnismäßigen geringen Kupfergehalt, Star Cracks auftreten. Vergleicht man die chemische Zusammensetzung mit jenen der anderen Schmelzen, so kann die Star Crack Bildung auf den verhältnismäßig hohen Zinngehalt zurückgeführt werden. In der Literatur werden die Einflüsse durch das bei dieser Untersuchung verwendete Kupferäquivalent angeführt [108]. So verringern Nickel und Schwefel die Star Crack Bildung, während steigende Zinngehalte die Star Crack Bildung verstärken. In der Literatur wird weiter angeführt, dass das Kupferäquivalent bei zirka 0,2% [116] liegt und durch eine optimale Anpassung der Gießparameter zu höheren Werten verschoben werden kann [122]. Der dargestellte Übergang der Star Crack Bildung liegt bei den durchgeführten Untersuchungen (siehe **Abbildung 3-19** und **Abbildung 3-20**) bei Cu_{äq} = 0,26% und lässt auf gute Gießbedingungen (geringe Schwankungen der Wärmeabfuhr, gut angepasste Sekundärkühlung unter der Kokille) schließen [122].

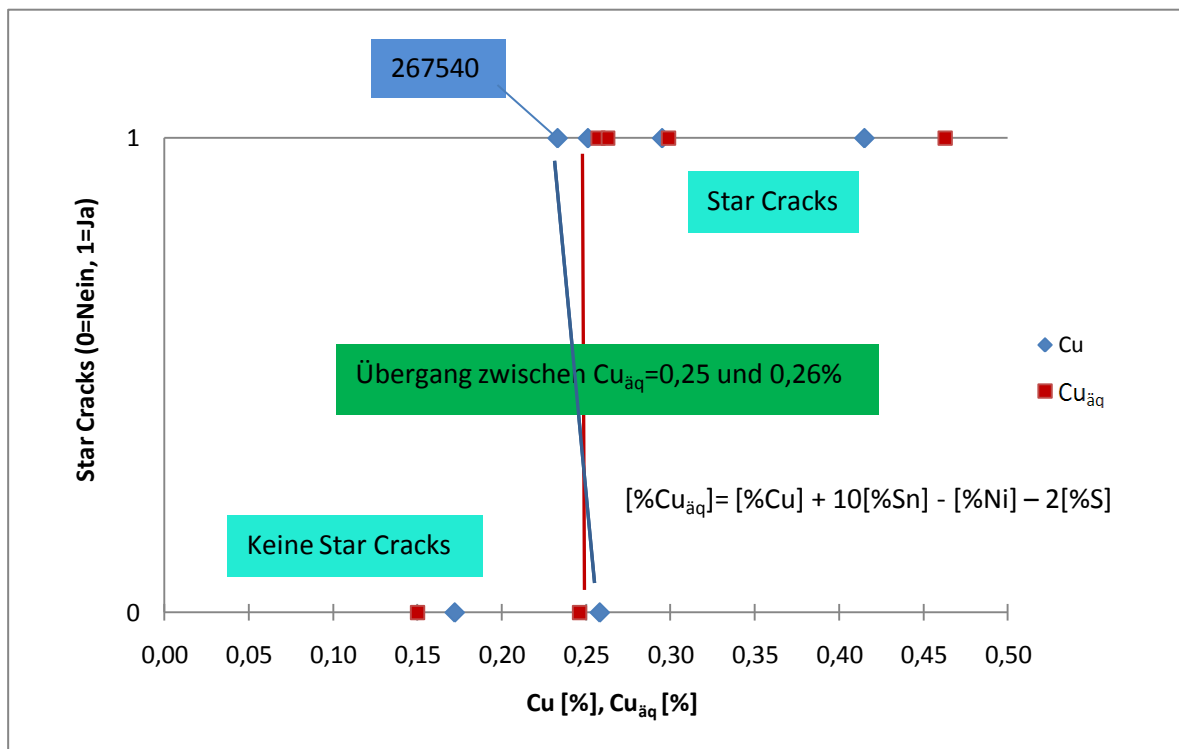


Abbildung 3-20: Star Cracks-über Cu und $Cu_{\ddot{a}q}$ für AMedC.

3.6 Soft Reduction und Zentrumsseigerung

Während der Inbetriebnahme der Stranggießanlage wurden zur Verringerung von Zentrumsseigerungen die maximale Stärke und der Bereich der Soft Reduction, sowie die Sekundärkühlmengen optimiert. Zentrumsseigerungen entstehen durch interdendritische Strömungen im Bereich der Enderstarrung und können durch eine auf die Gießbedingungen abgestimmte Änderung (dynamische Soft Reduction) des Strangquerschnittes verringert werden. Bei der Erstarrungsschrumpfung kommt es zu einem Ansaugen der mit seigernden Elementen (C, S, P, Mn, Cu, Ni, V) angereicherten Restschmelze. Schmelzen mit hohem Kohlenstoffgehalt seigern aufgrund des breiter werdenden Zweiphasengebietes im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm stärker als Schmelzen mit geringeren Kohlenstoffgehalten. Durch eine Steigerung der Soft Reduction können Zentrumsseigerungen minimiert werden. Im Folgenden werden die Veränderungen der Soft Reduction und Sekundärkühlmengen untersucht und gemeinsam mit den resultierenden Ergebnissen der Zentrumsseigerungsbereiche dargestellt.

Um den Einfluss der Soft Reduction auf die Ausdehnung der Zentrumsseigerungen quantifizieren zu können, wurden die Innenqualitätsbilder geteilt, die Flächen der Zentrumsseigerung mit Hilfe digitaler Bildbearbeitung detektiert, und die detektierten Flächen zur Bildung eines AFCS (Areal Fraction of Centerline Segregation-prozentueller Anteil der geseigerten Fläche an der Gesamtfläche) Werte zusammengezählt. **Abbildung 3-21** zeigt eine schematische Darstellung des Brammenquerschnittes, welcher zur visuellen Beurteilung in Teilquerschnitte (A, B, C, etc.) unterteilt wird. Die blaue Fläche symbolisiert die Fläche digitaler Bildverarbeitung.

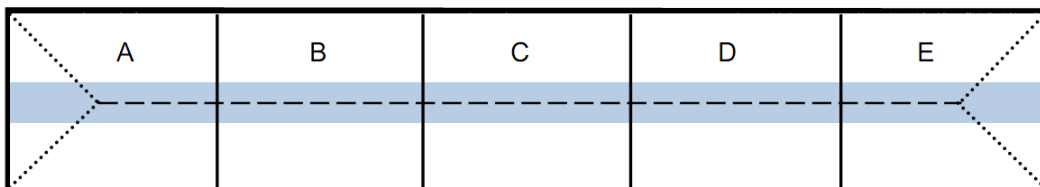


Abbildung 3-21: Schematische Darstellung von Brammenquerschnitt, Probenahme und untersuchten Bereich zur Ermittlung von Zentrumsseigerungen.

In **Abbildung 3-22** ist die Innenqualität (A), der Zentrumsbereich (B) sowie digitale Bildverarbeitung (C bis E) der Zentrumsseigerungen eines Brammenausschnittes (267540B-AMedC) dargestellt. Ähnlich wie bei den Untersuchungen von Tsuchida *et al.* [131] und

Haida *et al.* [133] wurde die einzelnen Flächen der Zentrumsseigerungen (mm^2) gemessen und ein AFCS Wert berechnet. Der Einfluss der Soft Reduction und Sekundärkühlmenge wurde für die peritektischen (APeri), für die mittelkohligen (AMedC) sowie für hochkohlige (AHC) und höchstkohlige (AUHC) Stähle untersucht.

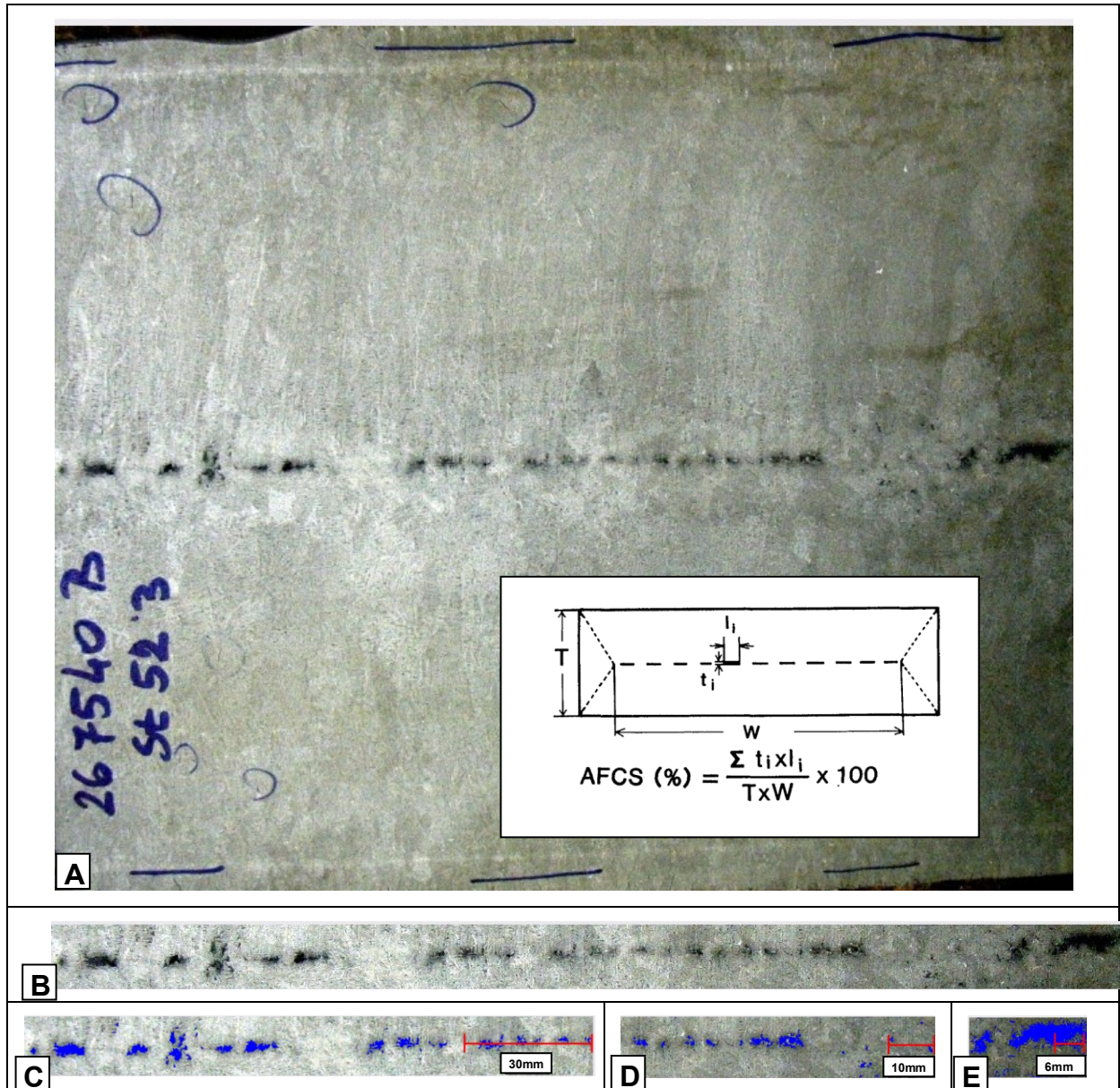


Abbildung 3-22: Innenqualität (A) und Zentrumsbereich (B) sowie grafische Bewertung (C bis E) der Zentrumsseigerungen eines Brammenausschnittes (267540B-AMedC).

3.6.1 Einfluss der Soft Reduction auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen für peritektische Güten (Aperi)

In **Abbildung 3-23** ist die Gießspaltänderung für vier verschiedene Schmelzen dargestellt. Nach der ersten Schmelze (267539) wurde die Sekundärkühlmenge y , bezogen auf den Ausgangswert, um 8% verringert. In weiterer Folge wurde die maximale Soft Reduction, bezogen auf den Startwert x , um 16 und 41% erhöht und die Bereiche der Soft Reduction verbreitert und zu höheren Werten verschoben. Die Abbildung zeigt deutlich, dass der Bereich der Soft Reduction für die Schmelzen 267552, 267557 und 267836 vergrößert wurde. Des Weiteren ist die erhöhte Dickenabnahme bei den Schmelzen 267557 und 267836 zu erkennen. Durch diese Änderungen konnten die Flächen der Zentrumsseigerungen, wie in **Abbildung 3-24** dargestellt, verringert werden.

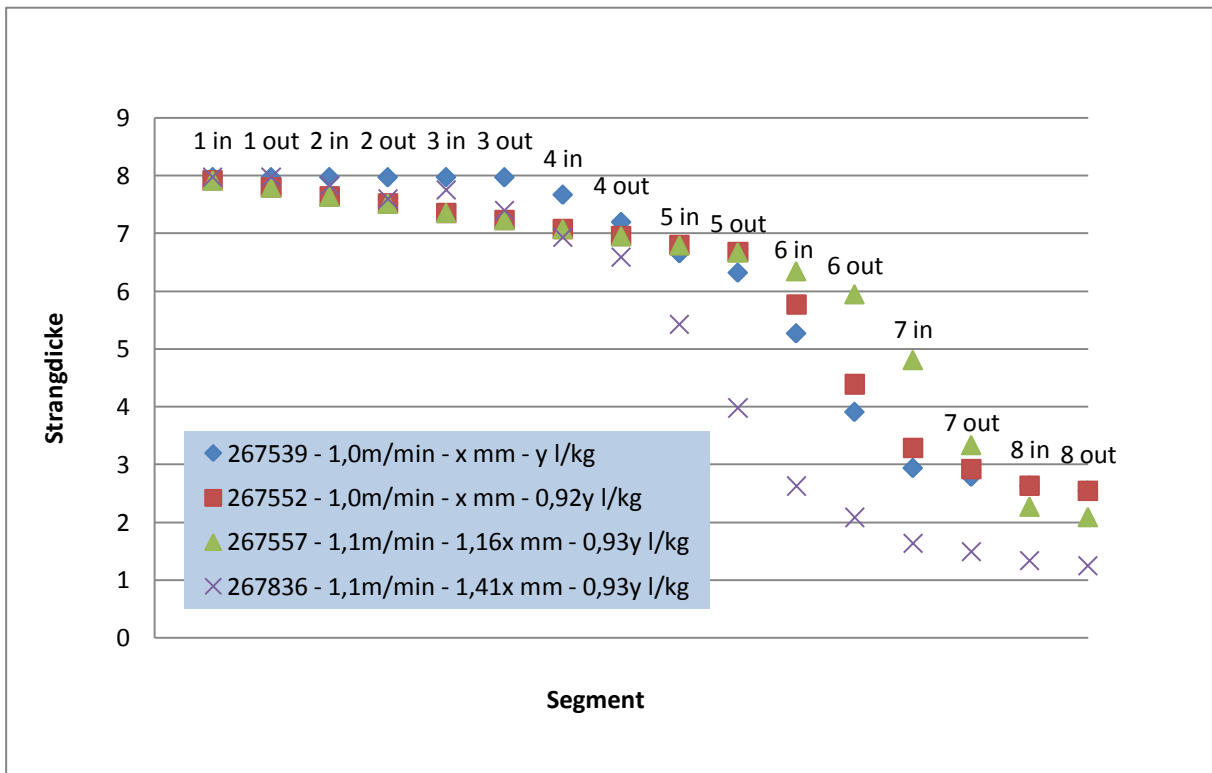


Abbildung 3-23: Veränderung der Soft Reduction für Aperi.

Abbildung 3-24 zeigt, dass die Flächen der Zentrumsseigerung (AFCS) durch eine Erhöhung der maximalen Soft Reduction um 41% von zirka 0,22% auf 0,09% reduziert werden konnten. Die Abbildung zeigt auch, dass der AFCS Wert der Schmelze 267836 verhältnismäßig hoch liegt. Aus diesem Grund wurden die aufgezeichneten Daten auf etwaige Auffälligkeiten untersucht.

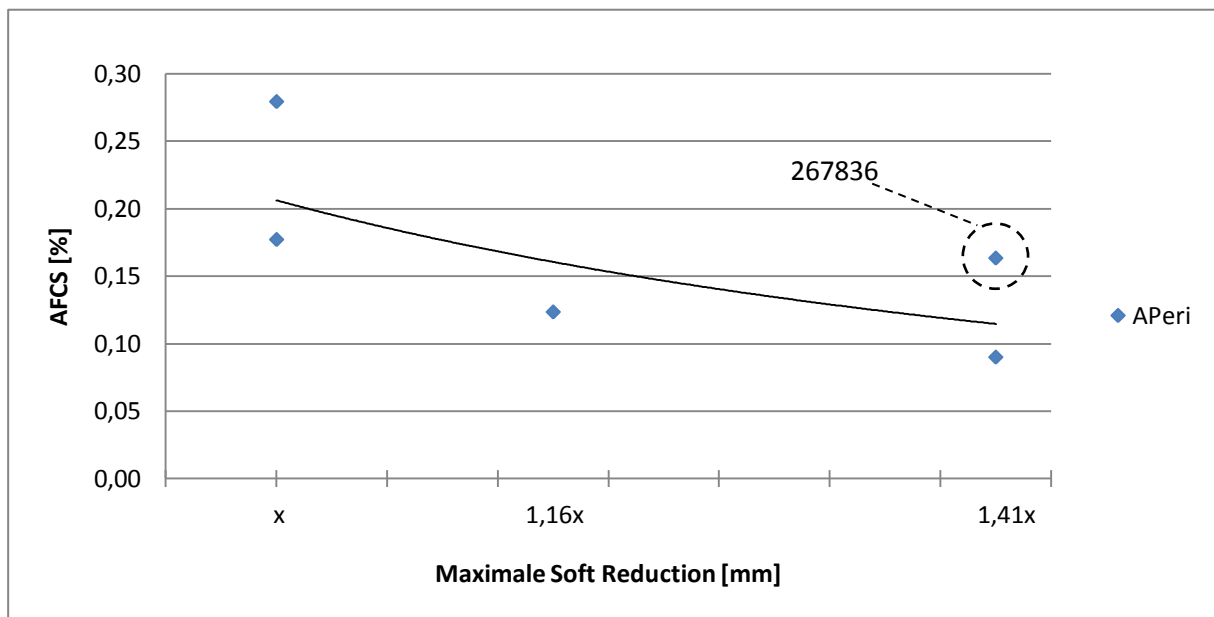


Abbildung 3-24: Anteil der Zentrumsseigerung über der maximalen Soft Reduction für APeri.

Abbildung 3-25 zeigt für die Schmelze 267836 die gemessenen Geschwindigkeiten mit fortschreitender Gießdauer. Besonders auffallend ist die niedrige Gießgeschwindigkeit von 0,2m/min für fünf Minuten. Die dynamische Soft Reduction passt sich den Gießbedingungen an und wandert bei einer Verringerung der Gießgeschwindigkeit Richtung Kokille und bei einer Steigerung der Gießgeschwindigkeit in Richtung Rollengang. Da die Düsen in der Sekundärkühlung eine bestimmte Mindestwassermenge auf die Strangoberfläche sprühen, die über der berechneten Wassermenge für 0,2m/min liegt, wächst die Strangschale schneller als berechnet. Die erhöhten geseigerten Bereiche könnten auf die dickere Strangschale und der nicht mehr voll zur Wirkung kommenden Soft Reduction zurück geführt werden.

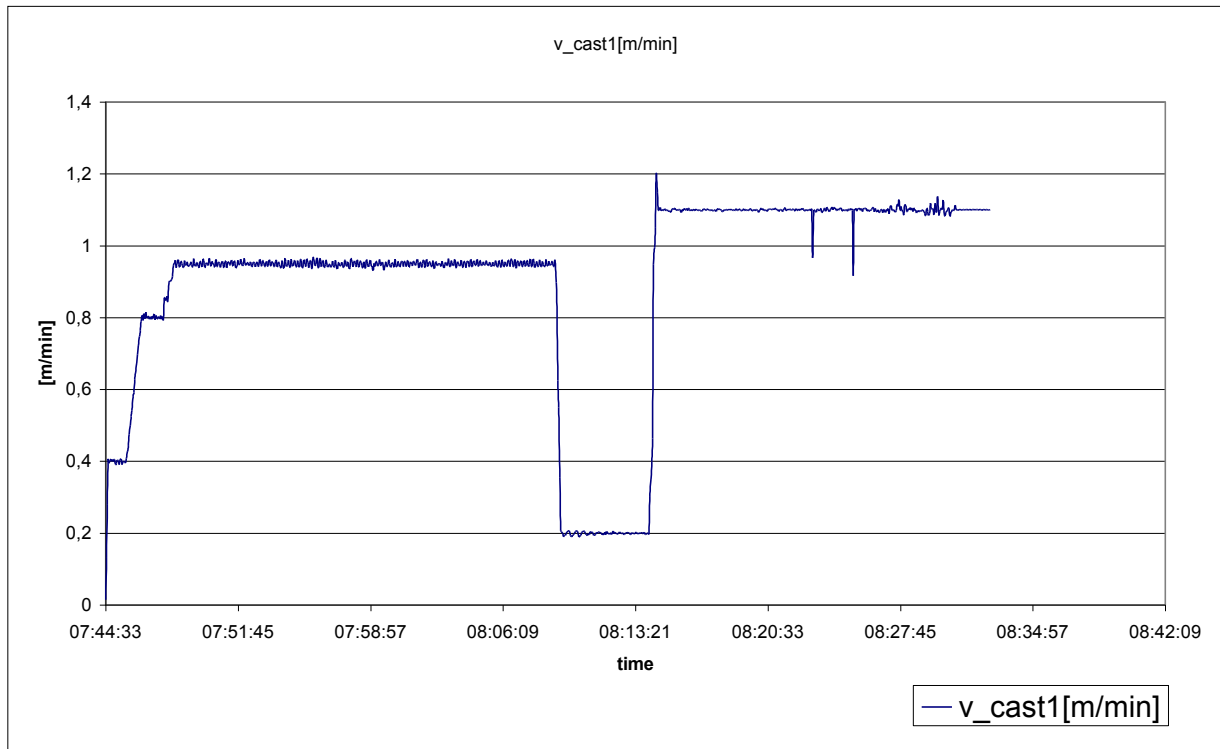


Abbildung 3-25: Gießgeschwindigkeits-Zeitverlauf für die Schmelze 267836.

In weiterer Folge wurde die Größe und Verteilung der Zentrumsseigerungen untersucht und ähnlich wie bei durchgeführten Untersuchungen von Tsuchida *et al.* [131] über den Abstand von der Schmalseite aufgetragen. **Abbildung 3-26** zeigt in fünf Diagrammen die Zentrumsseigerungen über der Strangbreite zwischen 0 und 500mm von der Strangschmalseite. Mit der Ausnahme von Schmelze 267836 nehmen mit steigender maximaler Soft Reduction sowohl die Anzahl der Zentrumsseigerungen als auch die Größe der einzelnen Seigerungen ab. So kann durch eine Steigerung der maximalen Soft Reduction um 41%, bezogen auf den Ausgangswert, bei sinkender Sekundärkühlwassermenge die Größe der maximalen Zentrumsseigerung von 15 auf 4mm² reduziert werden. Die Ausnahme ist auch hier die Schmelze 267836. Eine mögliche Erklärung wurde bereits angeführt. Die erhaltenen Untersuchungsergebnisse bestätigen die Theorie, wonach die geseigerten Flächen durch eine Erhöhung der maximalen Soft Reduction verringert werden können.

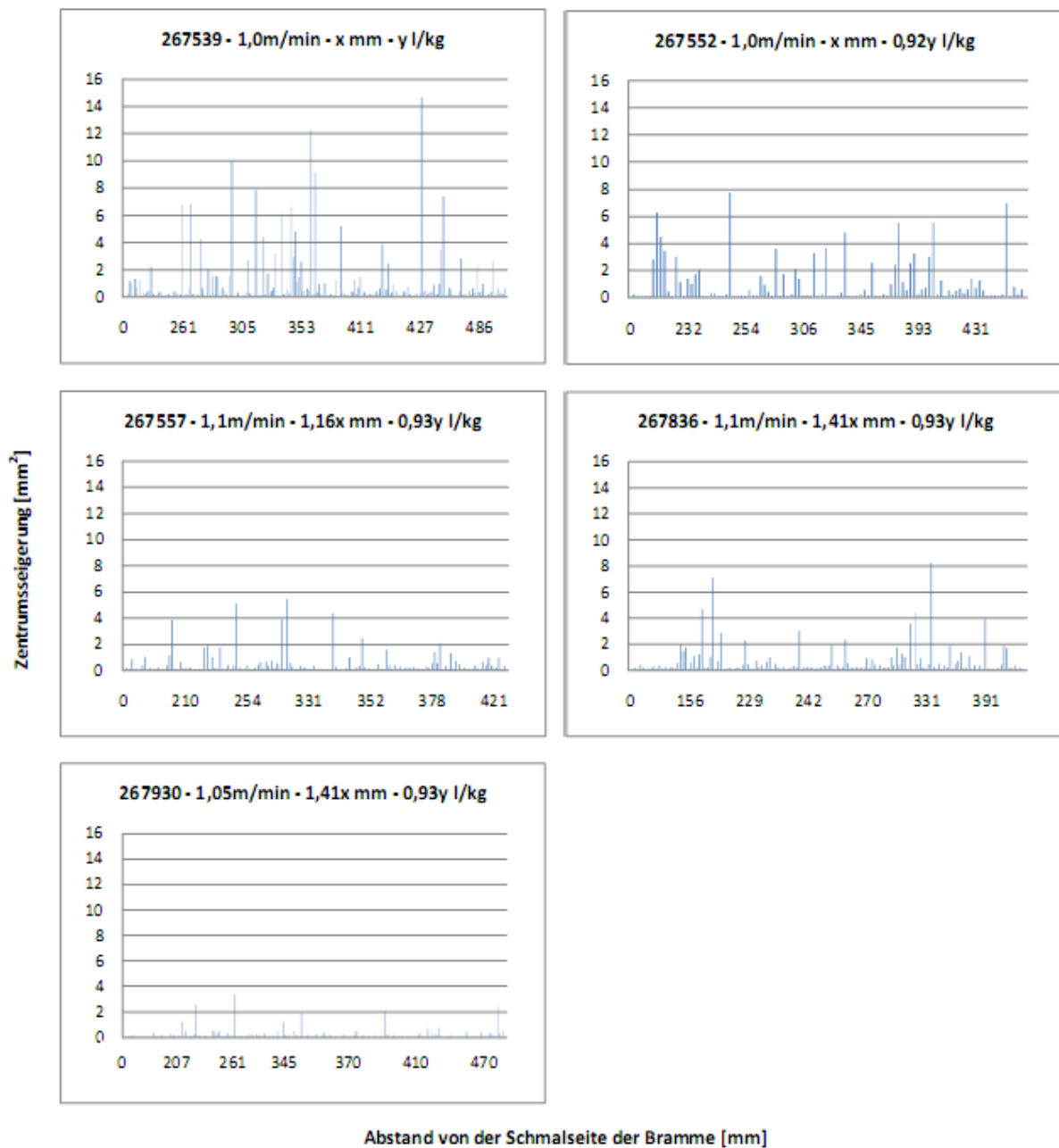


Abbildung 3-26: Zentrumsseigerung über die Brammenbreite für APeri.

3.6.2 Einfluss der Soft Reduction auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen für mittelkohlige Stähle (AMedC)

Auch bei den mittelkohligen Stählen wurde die Sekundärkühlmenge, bezogen auf den Ausgangswert y , in zwei Stufen um 14 und um 30% verringert sowie der Bereich der Soft Reduction vergrößert und zu höheren Werten verschoben (siehe **Abbildung 3-27**). Die maximale Soft Reduction wurde, wie in der Abbildung dargestellt, um 25%, bezogen auf den Ausgangswert, erhöht.

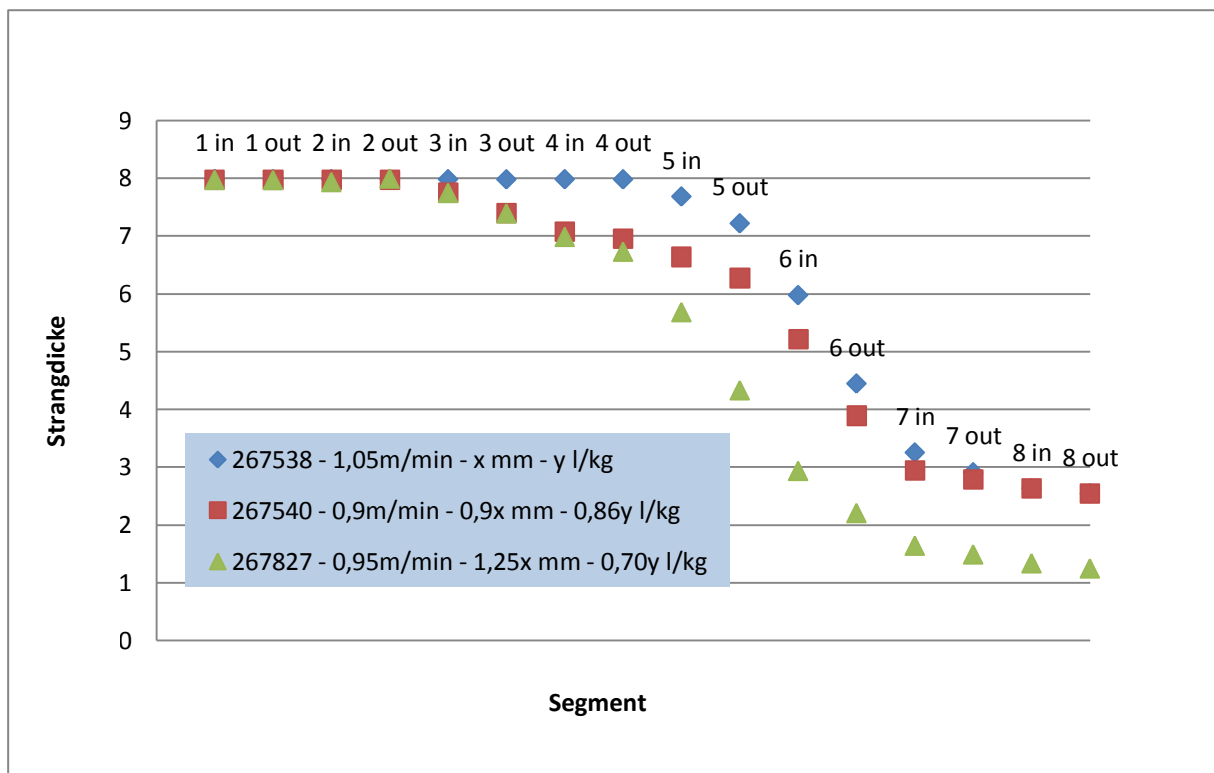


Abbildung 3-27: Veränderung der Soft Reduction für AMedC.

Abbildung 3-28 zeigt, dass auch bei den mittelkohligen Stählen die Fläche der geseigten Bereiche im Zentrum durch die Erhöhung der maximalen Soft Reduction verringert werden konnte. Auffallend ist jedoch, dass eine Erhöhung vom Startwert um 12,5% keine signifikante Verbesserung zeigt. Wie in **Abbildung 3-29** dargestellt, ist die größte gemessene Fläche bei Schmelze 267540 sogar größer als bei den anderen Schmelzen. Erst durch eine weitere Erhöhung um 25% bezogen auf den Ausgangswert kann die Fläche der geseigten Bereiche von 0,29 auf 0,075% verringert werden.

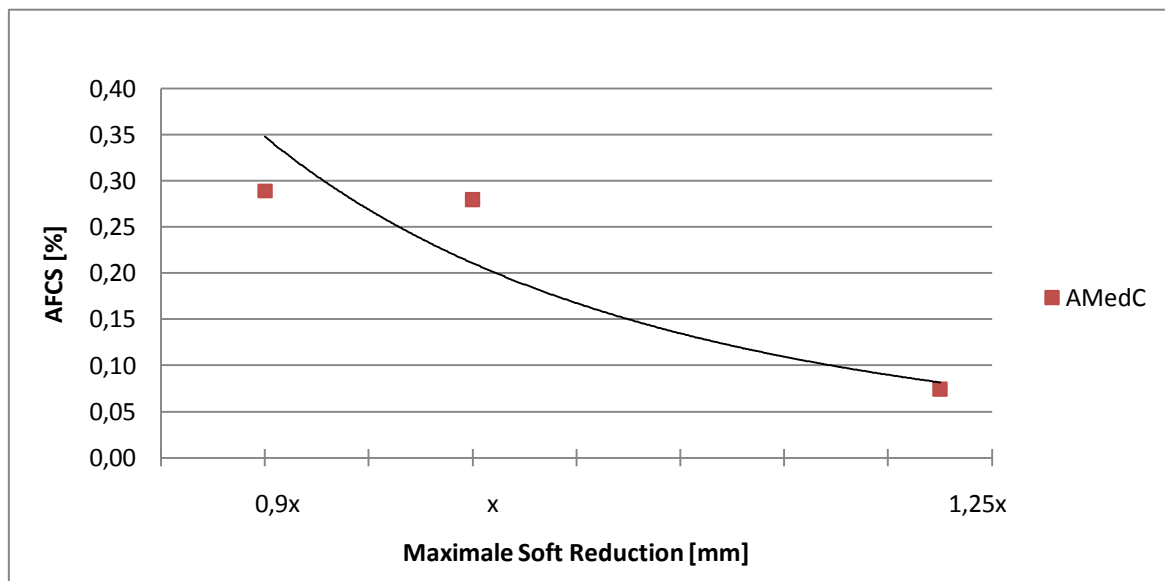


Abbildung 3-28: Anteil der Zentrumsseigerung über der maximalen Soft Reduction für AMedC.

Abbildung 3-29 zeigt die Verteilung und Größe der Zentrumsseigerungen über die Strangbreite zwischen 0 und 500mm von der Schmalseite der Bramme.

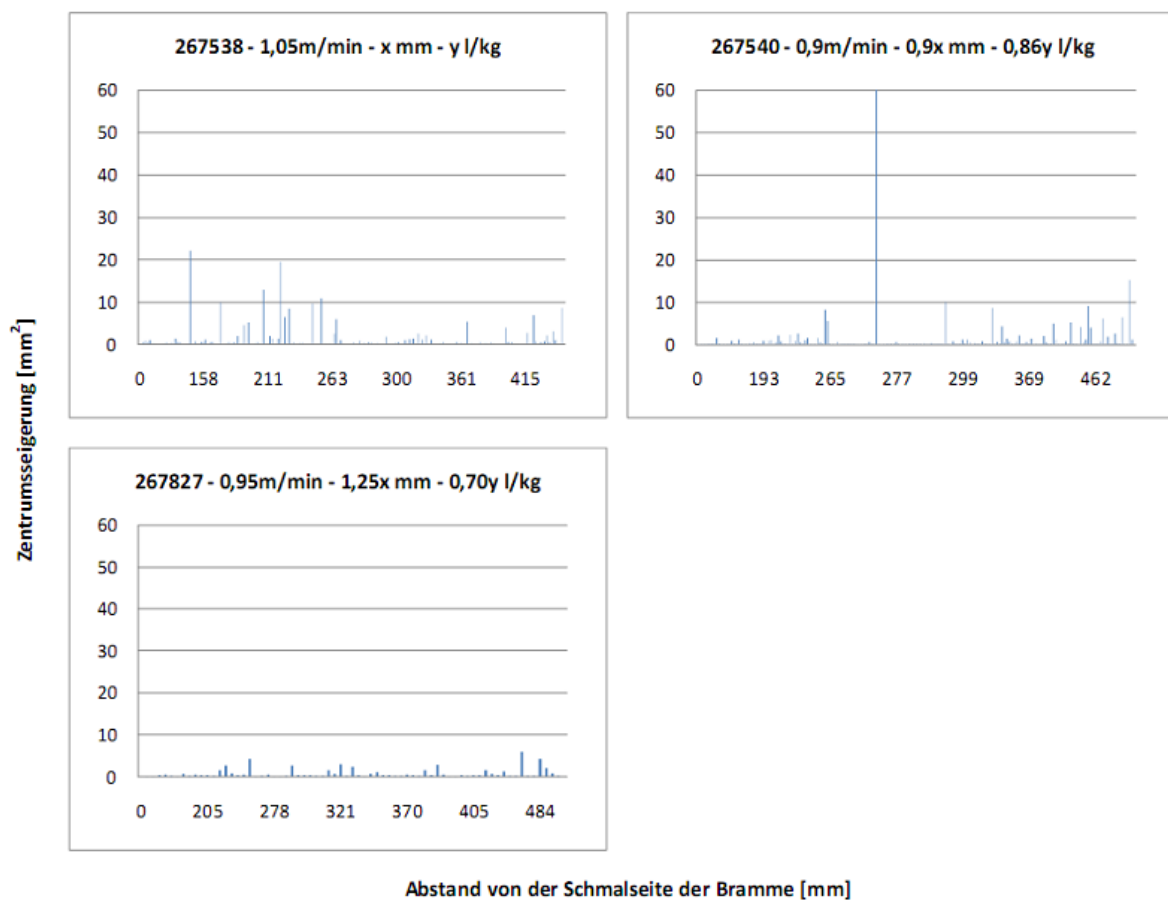


Abbildung 3-29: Zentrumsseigerung über die Brammenbreite für AMedC.

3.6.3 Einfluss der auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen Soft Reduction für hochkohlige Stähle (AHC)

In **Abbildung 3-30** sind die Verläufe der Strangdickenreduktion von drei hochkohligen Stählen dargestellt. Nachdem die erste Schmelze gegossen wurde, wurden sowohl der Bereich als auch die maximale Soft Reduction bei unveränderter Sekundärkühlmenge erhöht (siehe Legende). In der Abbildung ist für die Schmelze 267658 die erhöhte Dickenabnahme zu erkennen. Der Verlauf von Schmelze 267958 zeigt, dass trotz der eingestellten Erhöhung der Soft Reduction diese beim letzten Segment aufgrund der erhöhten Gießgeschwindigkeit von 1,1m/min nicht vollständig durchgeführt wurde. Da die eingestellte Soft Reduction bei einer Gießgeschwindigkeit von 1,1m/min nicht vollständig durchgeführt werden kann, führt dies, wie in **Abbildung 3-31** und **Abbildung 3-32** dargestellt, zu erhöhten geseigerten Flächen im Zentrum des Stranges. Um die geseigerten Flächen zu verringern sind Gießgeschwindigkeiten $\leq 1,1\text{m/min}$ bei dieser Maschinenlänge einzuhalten.

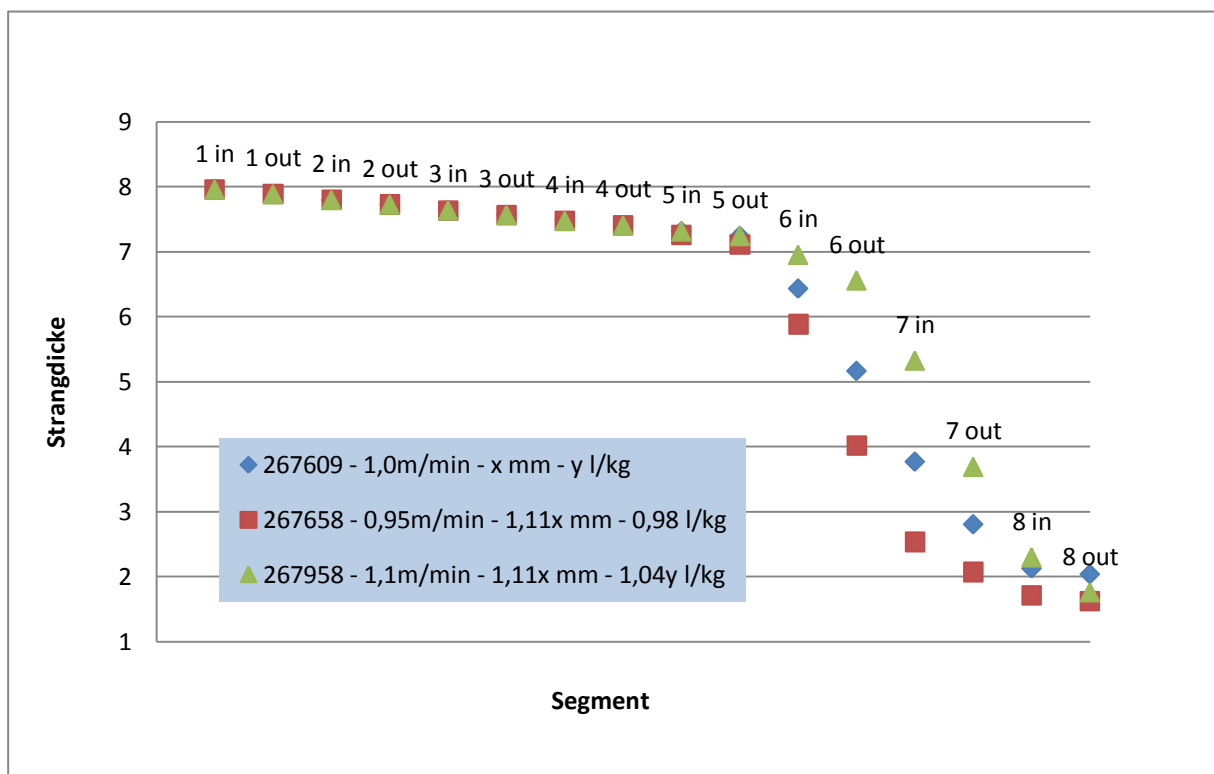


Abbildung 3-30: Veränderung der Soft Reduction für AHC.

In **Abbildung 3-31** sind die geseigten Bereiche über der maximalen Soft Reduction dargestellt. Dabei fällt der hohe Wert der geseigten Fläche von Schmelze 267958 auf, der bereits begründet wurde. Beim Vergleich des flächenanteiligen Wertes der Zentrumsseigerung von 267658 mit jenen von 267659 fällt auf, dass trotz der gleichen Einstellung der Soft Reduction und Gießparameter der Wert von Schmelze 267658 den 8,5-fachen Wert der Schmelze 267659 annimmt. Dieser hohe Wert kann auf die Mittenauflockerungen aufgrund des Volumendefizits durch das Nachsaugen der Restschmelze bei der Enderstarrung und der globulitischen Erstarrung zurück geführt werden [16, 131].

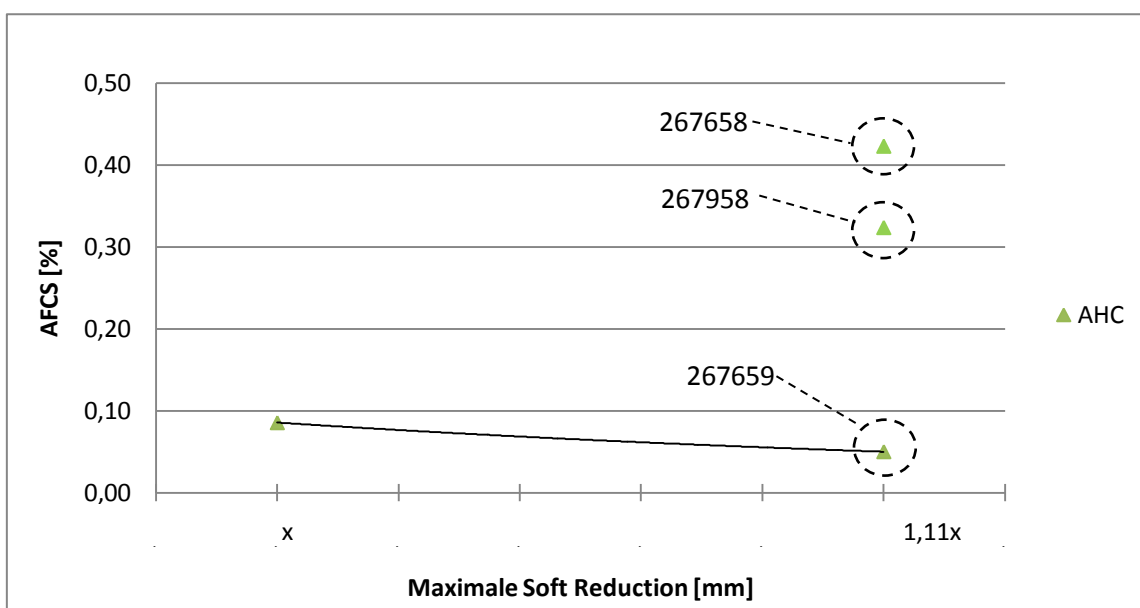


Abbildung 3-31: Anteil der Zentrumsseigerung über der maximalen Soft Reduction AHC.

Abbildung 3-32 gibt eine Übersicht über die Größe und Verteilung der Zentrumsseigerungen. Vergleicht man die Verteilung der Schmelze 267609 mit 267659 so kann die Verringerung der Größe (von 6 auf 3mm²) und Anzahl der Zentrumsseigerungen durch die Steigerung der maximalen Soft Reduction um 11% zwischen 0 und 500mm Strangbreite beobachtet werden. Die auffällig hohen Werte für Schmelze 267658 und 267958 wurden bereits diskutiert.

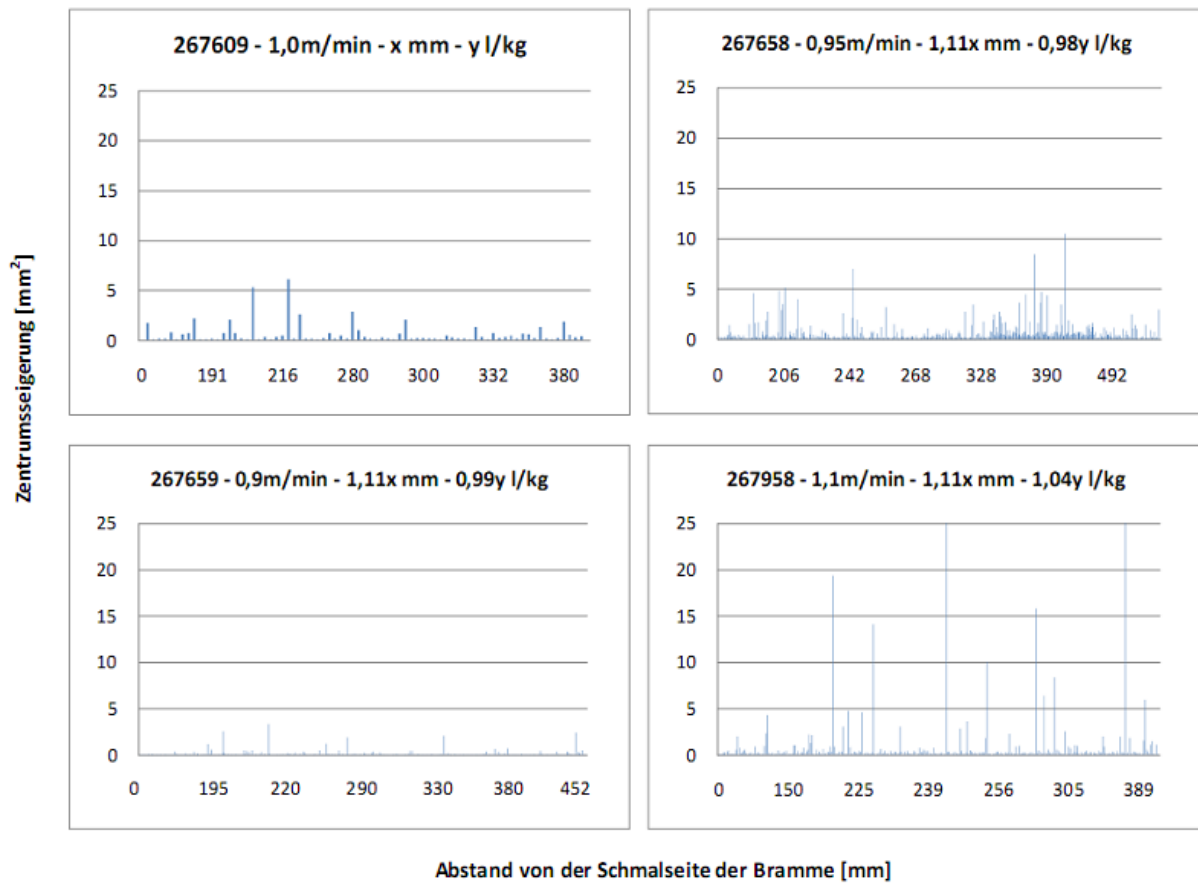


Abbildung 3-32: Zentrumsseigerung über die Brammenbreite für AHC.

3.6.4 Einfluss der Soft Reduction auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen für höchstkohlenstoffhaltige Stähle (AUHC)

Auch bei Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,46 und 0,6% wurde der Bereich der Soft Reduction vergrößert und zu höheren Werten verschoben. Die maximale Soft Reduction wurde, wie in **Abbildung 3-33** in zwei Schritten jeweils vom Ausgangswert um 11 bzw. um 15,6% gesteigert.

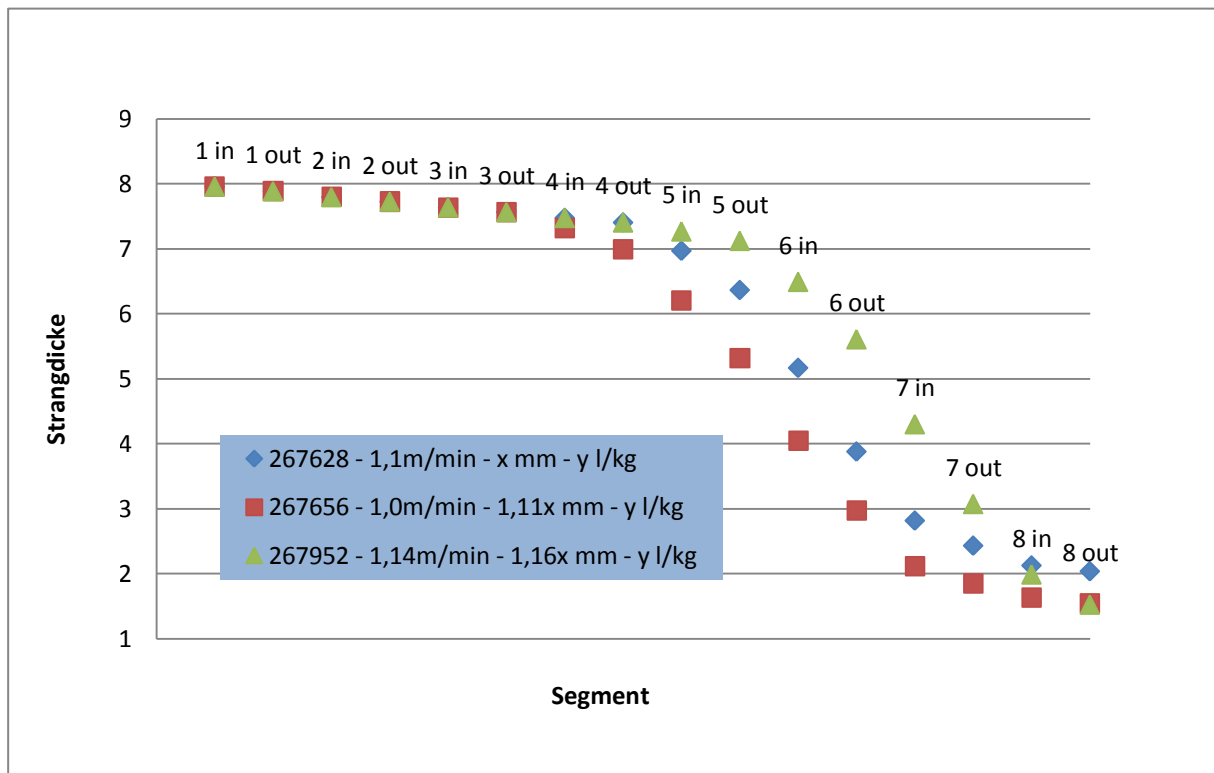


Abbildung 3-33: Veränderung der Soft Reduction für AUHC.

In **Abbildung 3-34** ist die Verringerung des Anteils der geseigerten Flächen durch eine Steigerung der maximalen Soft Reduction um 15,6% von 0,62 auf 0,08% fest zu stellen.

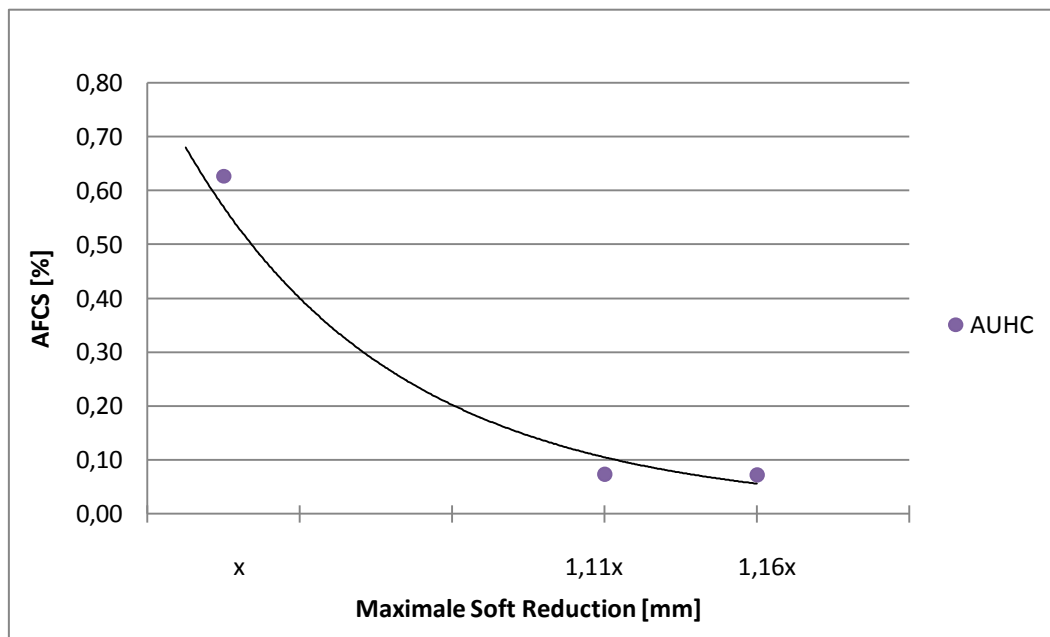


Abbildung 3-34: Anteil der Zentrumsseigerung über der maximalen Soft Reduction AUHC.

Durch die Erhöhung der Soft Reduction konnten, wie in **Abbildung 3-35** dargestellt, geseigerte Bereiche mit einer Größe von $> 3\text{mm}$ fast gänzlich vermieden werden. Bei Schmelze 267628 sind im Bereich der Strangbreite zwischen 0 und 500mm von der Schmalseite Zentrumsseigerungen mit einer Größe von bis zu 12mm^2 fest zu stellen. Durch die Erhöhung der maximalen Soft Reduction um 11% und durch die Vergrößerung der Soft Reduction Range konnten die maximalen Zentrumsseigerungen bei Schmelze 267952 auf $\leq 3\text{mm}^2$ verringert werden.

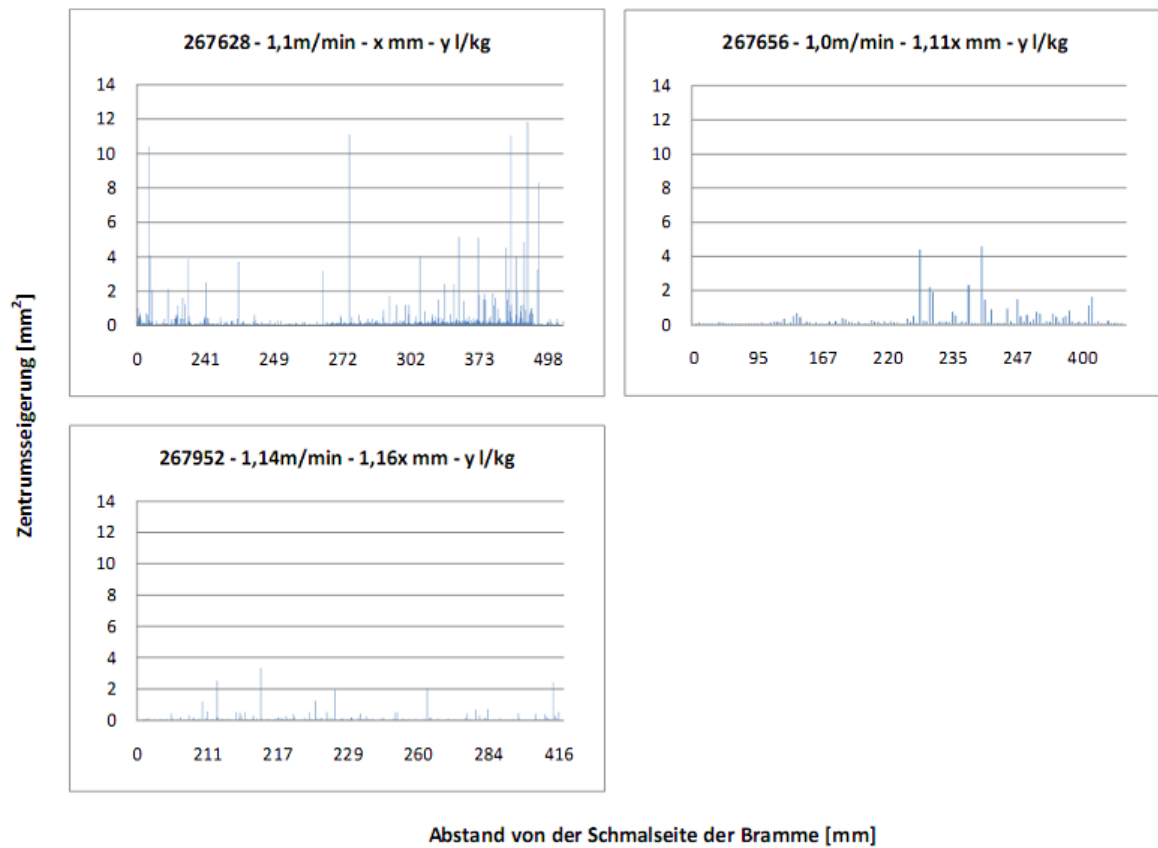


Abbildung 3-35: Zentrumsseigerung über die Brammenbreite für AUHC.

3.6.5 Zusammenfassung: Einfluss der Soft Reduction auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen für APeri, AMedC, AHC und AUHC

Abbildung 3-36 zeigt die Verbesserung der prozentuellen (AFCS) und der maximalen Zentrumsseigerung durch die Erhöhung der maximalen Soft Reduction für APeri, AMedC, AHC und AUHC. Auf der vertikalen Primärachse ist der prozentuelle Anteil geseigerter Flächen (AFCS, %) und auf der vertikalen Sekundärachse ist die Größe der maximalen Zentrumsseigerung (mm^2) angegeben. Die blauen Balken repräsentieren die AFCS Werte, die roten Balken die Größe der maximalen Zentrumsseigerung. Die Prozentzahlen geben eine Auskunft über die prozentuelle Veränderung des AFCS Wertes bzw. der maximalen Zentrumsseigerung zwischen Startwert und veränderter maximaler Soft Reduction. Die veränderte maximale Soft Reduction ist für die vier Stahlgruppen in den vier türkisfarbenen Textfeldern über den Balken ebenfalls in Prozent aufgetragen. So konnten beispielsweise bei den peritektischen Güten (APeri) durch eine Steigerung der maximalen Soft Reduction um 41% die Werte der AFCS (Startwert: 0,27%) und der maximalen Zentrumsseigerung (Startwert: 15mm^2) um jeweils 66% reduziert werden. Die weiteren Veränderungen sind der Abbildung zu entnehmen.

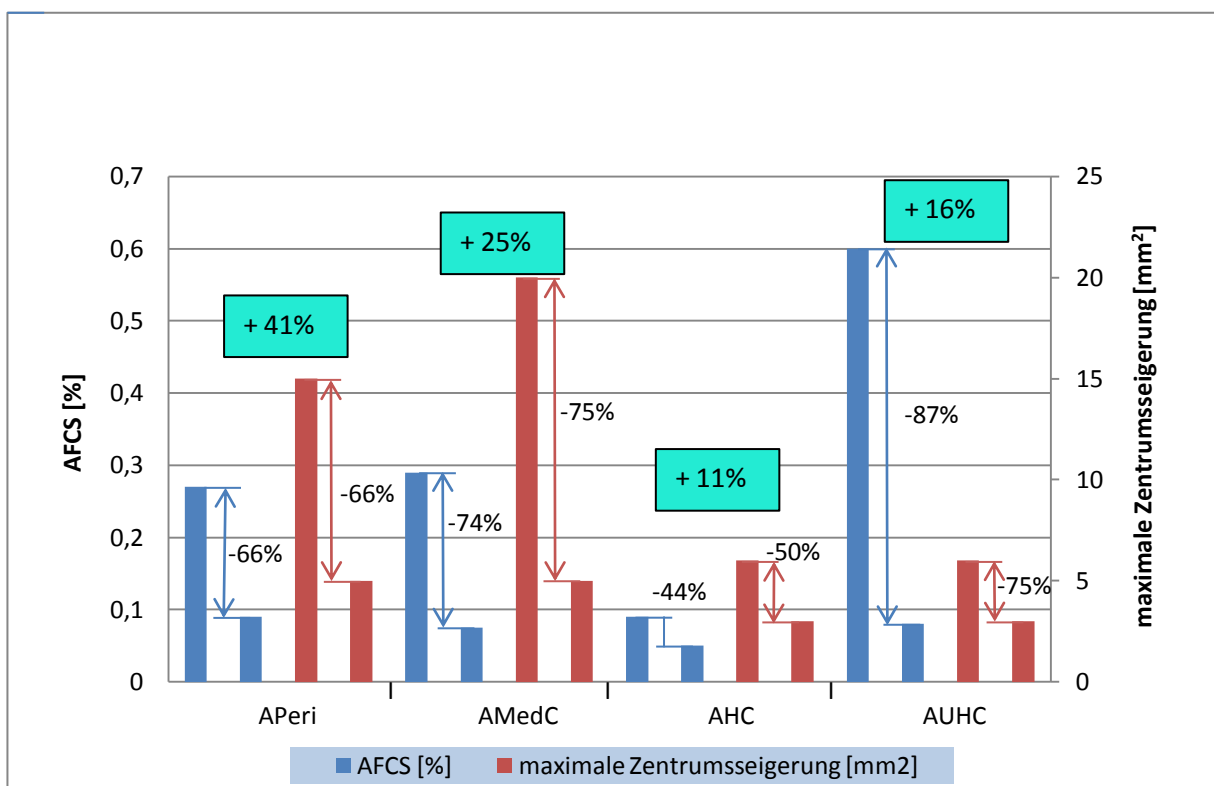


Abbildung 3-36: Verbesserung der prozentuellen (AFCS) und der maximalen Zentrumsseigerung durch die Erhöhung der maximalen Soft Reduction für APeri, AMedC, AHC und AUHC.

Die größte prozentuelle Verringerung der AFCS konnte bei den AUHC Stählen erzielt werden. Hier konnte der AFCS Wert von ursprünglich 0,6 auf 0,08% verringert werden. Die AFCS Werte und die maximale Zentrumsseigerung der einzelnen Stahlgruppen liegen nach der Optimierung der maximalen Soft Reduction zwischen 0,05 und 0,09% bzw. zwischen 3 und 6mm².

3.7 Flächenanteil der globulitischen Erstarrung in Abhängigkeit der Überhitzungstemperatur

Bei hoch siliziumhaltigen sowie bei ferritischen rostfreien Güten kommt der globulitischen Erstarrung eine besondere Bedeutung zu. Erstarren diese Stahlgüten gerichtet, so führt dies in weiterer Folge zu einer ungewünschten Rillenbildung an kaltgewalzten Blechen [138-142]. Diese Rillenbildung kann durch globulitische Zentrumserstarrung vermieden werden. Um den Einfluss der Überhitzungstemperatur auf die Größe der globulitischen Erstarrung für hoch siliziumhaltige Stähle (EV15/18/21) und titanstabilisierte Ferrite zu untersuchen, wurde wie in **Abbildung 3-37** der Bereich der globulitischen Erstarrung in % über der Überhitzung in °C aufgetragen. Für hoch siliziumhaltige Stähle ist der in der Literatur beschriebene Verlauf zu erkennen. So nimmt der Bereich der globulitischen Erstarrung mit sinkender Überhitzung zu. Für die dargestellten mit Titan stabilisierten Ferrite ist kein Einfluss der Überhitzung auf die Ausbildung der globulitischen Zone erkennbar. Der Anteil der globulitischen Erstarrung kann vorwiegend auf den Einfluss von Titan zurückgeführt werden.

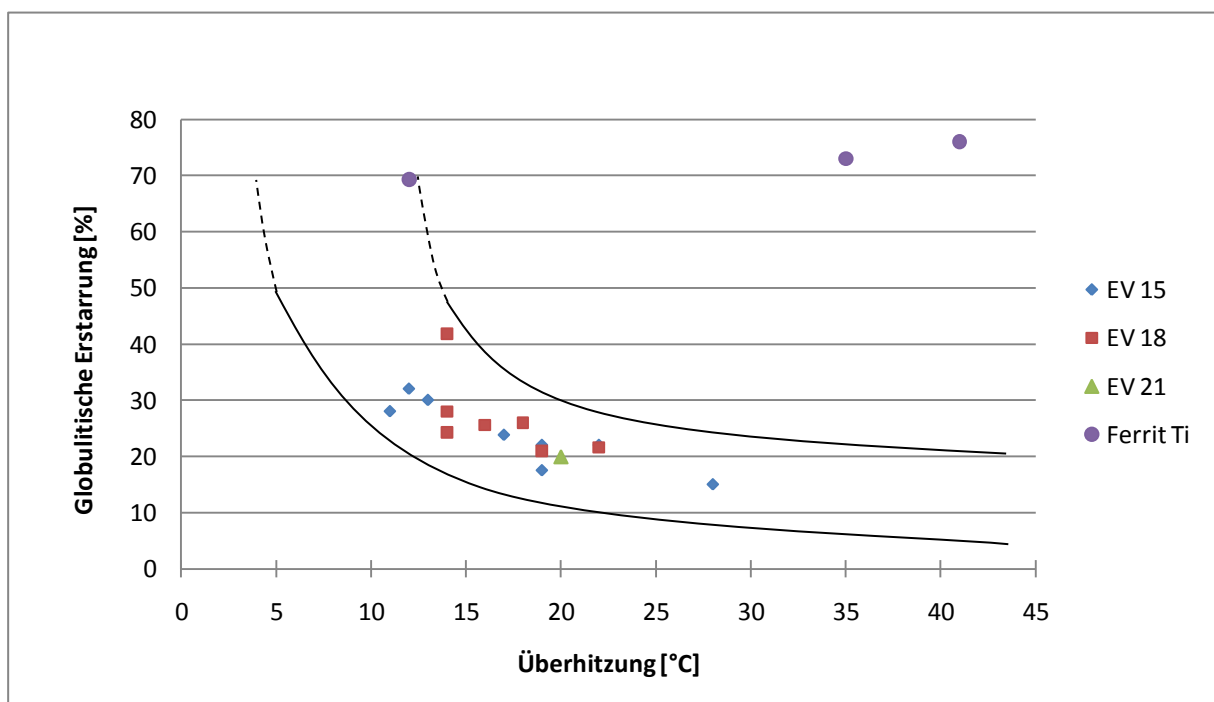


Abbildung 3-37: Einfluss der Überhitzung auf die globulitische Erstarrung.

3.8 Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse

Den ersten Schwerpunkt der praktischen Auswertung bildet die Untersuchung der angeführten Formeln zur Berechnung der Liquidustemperaturen von hoch siliziumhaltigen und ferritischen rostfreien Stählen sowie von Duplex Stählen auf ihren Gültigkeitsbereich. Zur Berechnung der Liquidustemperaturen für Duplex Stähle können die Gleichungen von Kiniveva-Suutala, Wolf und Kagawa-Okamoto empfohlen werden. Die berechneten Temperaturen liegen bei der Formel nach Kiniveva-Suutala maximal 3,6°C über und bei der Formel nach Wolf und Kagawa-Okamoto maximal 3,6 bzw. 4,9°C unter den gemessenen Liquidustemperaturen. Für hoch siliziumhaltige Stähle kann die Formel nach Kiniveva-Suutala empfohlen werden. So liegen die berechneten Temperaturen bei der Formel nach Kiniveva-Suutala maximal 2,1°C unter den gemessenen Temperaturen.

Ein weiterer wesentlicher Punkt der vorliegenden Arbeit ist die Untersuchung ausgewählter Einflussparameter auf die integrale Wärmestromdichte. Dabei zeigte sich, wie in der Literatur beschrieben, dass steigende Gießgeschwindigkeiten zu einer höheren integralen Wärmestromdichte führen [7, 47, 48]. So führen zunehmende Gießgeschwindigkeiten zu einem steigenden Massendurchsatz und folgedessen zu einer steigenden integralen Wärmestromdichte. Die Zunahme der Wärmestromdichte kann auch auf die geringere Festigkeit der dünneren Strangschale und das dadurch resultierende Anliegen der Strangschale an der Kokille erklärt werden. Die aus der Literatur zitierte Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt konnte ebenfalls bestätigt werden [6, 7, 47, 48]. Ein Minimum der integralen Wärmestromdichte wurde bei zirka 0,1% Kohlenstoff ermittelt und ist auf die Volumensschrumpfung der δ - γ -Umwandlung zurückzuführen. Die Schrumpfung verursacht in regelmäßigen Abständen ein Abheben der Strangschale von der Kokille und führt zu einer Vergrößerung des Luftspaltes und in weiterer Folge zu einer Verringerung der Wärmestromdichte. Aufgrund der sich überlagernden Parameter, bei einer verhältnismäßigen geringen Datenmenge, konnte der in der Literatur als gering beurteilte Einfluss von Primärwassermenge, Überhitzung, Kokillenkonzinität und Strangbreite nicht beobachtet werden [7, 38, 42, 43, 55].

Im dritten Punkt der praktischen Auswertung wurde der Einfluss der integralen Wärmestromdichte und des Cu-Gehaltes bzw. des Cu-Äquivalentes auf die Ausbildung von Star Cracks bei peritektischen (A_{Peri}) und mittelkohligen (A_{MedC}) Stählen untersucht.

Steigende oder fallende Werte der integralen Wärmestromdichte zeigen keinen Einfluss auf die Bildung von Star Cracks. Diese Beobachtung konnte durch die Literatur gestützt werden. So ergaben Untersuchungen von Billaney *et al.* [122], dass steigende oder fallende Werte der integralen Wärmestromdichte keinen Einfluss auf die Star Crack Bildung haben. Vielmehr zeigten die Untersuchungen von Billaney *et al.* [122], dass Star Cracks durch eine stark schwankende Wärmeabfuhr gebildet werden. Durch die Einführung des Kupferäquivalents $Cu_{aq} = [\%Cu] + 10 * [\%Sn] - [\%Ni] - 2 * [\%S]$ konnte die Abhängigkeit der Begleitelemente Kupfer, Nickel und Zinn dargestellt und ein kritischer Wert ermittelt werden [116]. Sowohl bei den peritektischen als auch bei den mittelkohligen Stählen wurde bei einem Kupferäquivalent von 0,25 bzw. 0,26% ein sprunghafter Übergang zur Star Crack Bildung festgestellt.

Zur qualitativen Bewertung der Zentrumsseigerungen der peritektischen (A_{Peri}), mittelkohligen (A_{MedC}), hoch- und höchstkohlenstoffhaltigen Stählen (A_{HC}, A_{UHC}) wurde eine Methode entwickelt und der bei Tsuchida *et al.* [131] angeführte AFCS Wert eingeführt. Mittels digitaler Bildverarbeitung wurden die Zentrumsseigerungen ermittelt, gemessen und zusammengezählt. Die erhaltenen Werte für maximale Zentrumsseigerung und AFCS wurden über der geänderten maximalen Soft Reduction aufgetragen. Durch die Steigerung der maximalen Soft Reduction konnte eine signifikante Verbesserung der Zentrumsseigerung für alle untersuchten Stahlgruppen festgestellt werden. Zusätzlich wurde die Größe und Verteilung der Zentrumsseigerungen mit zunehmendem Abstand von der Brammenschmalseite untersucht. Die flächenhafte Verringerung und die sinkende Häufigkeit der einzelnen Zentrumsseigerungen konnte festgestellt und der positive Einfluss der veränderten Soft Reduction bestätigt werden.

Im letzten Punkt der praktischen Auswertung wurde auf Basis visueller Beurteilung der Flächenanteil der globulitischen Erstarrung für hoch siliziumhaltige und titanstabilisierte Stähle bestimmt und über der Überhitzungstemperatur aufgetragen. Dabei zeigte sich, wie in der Literatur beschrieben, dass der Flächenanteil der globulitischen Erstarrung bei den hoch siliziumhaltigen Stählen mit sinkenden Überhitzungstemperaturen signifikant vergrößert werden kann [16, 98, 113]. Um die ungewünschte Rillenbildung bei kaltgewalzten Blechen zu vermeiden wird ein möglichst großer globulitischer Flächenanteil bei siliziumhaltigen und ferritischen rostfreien Güten angestrebt [138-142]. Bei titanstabilisierten Ferriten konnte kein signifikanter Einfluss der Überhitzung festgestellt werden. Vielmehr war der positive Einfluss von Titan auf die Ausdehnung der globulitischen Erstarrung erkennbar.

4 Resümee

An der Brammenstranggießanlage bei ACRONI in Jesenice (Slowenien) wurde während der Inbetriebnahme eine Optimierung der Gießparameter in mehreren Stufen durchgeführt. An der Anlage mit gebogener Kokille können Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,005 bis 0,9%, hoch siliziumhaltige, austenitische und ferritische rostfreie Stähle sowie Duplex Stähle vergossen werden. Durch eine Dickenänderung von 200 auf 250mm und einer Breitenverstellung zwischen 800 und 2080mm das Strangformat den gewünschten Produktabmessungen angepasst werden.

Die Schwerpunkte des praktischen Teils beinhalten folgende Punkte:

- Vergleich und Bewertung von Formeln zur Berechnung der Liquidustemperaturen für hoch siliziumhaltige und ferritische rostfreie Stähle sowie Duplex Stähle auf ihren Gültigkeitsbereich.
- Untersuchung ausgewählter Parameter auf die integrale Wärmestromdichte in der Kokille.
- Ursachenfindung der Star Crack Bildung.
- Untersuchung des Einflusses der Soft Reduction für Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,10 und 0,6% auf die Ausbildung von Zentrumsseigerungen.
- Einfluss der Überhitzungstemperatur auf den Flächenanteil der globulitischen Erstarrung für hoch siliziumhaltige und titanstabilisierte ferritische Stähle.

Für zukünftige Anwendungsfälle können Formeln zur Berechnung der Liquidustemperatur für hoch siliziumhaltige und Duplex Stähle empfohlen, und für zukünftige Garantieverhandlungen ein kritischer Wert des Cu_{aq} für peritektische und mittelkohlige Stähle herangezogen werden. Des Weiteren konnte eine Methode zur Quantifizierung der Zentrumsseigerung entwickelt und der positive Einfluss der Verschiebung der maximalen Soft Reduction zu höheren Werten bestätigt werden. Die in der Literatur beschriebene Abhängigkeit des globulitischen Flächenanteils mit steigender Überhitzungstemperatur wurde bestätigt.

Literaturverzeichnis

- [1] Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VEDh), Stahlbibel, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2002.
- [2] Gudenau, H. W., Metallurgie: Materialsammlung zum Praktikum Metallurgie, RTWH Aachen Institut für Eisenhüttenkunde, 2002.
- [3] Schwerdtfeger, K., Metallurgie des Stranggießens, Verlag Stahleisen, 1992.
- [4] Jacobi, H., Einfluß unterschiedlicher Gase im Spalt auf den Wärmeübergang zwischen Block und wassergekühlter Kupferkokille, Archiv Eisenhüttenwesen 47 (1976), 7, 441-446.
- [5] Hanao, M., M. Kawamoto and A. Yamanaka, Growth of solidified shell just below the meniscus in continuous casting mold, ISIJ International 49 (2009), 3, 365-374.
- [6] Xia, G., Ch. Fürst, R. Martinelli und H. Preßlinger, Mathematische Simulation der Strangschalenausbildung beim Stranggießen von Stahl, BHM 141 (1996), 11, 502-508.
- [7] Mahapatra, R.B., J.K. Brimacombe, and I.V. Samarasekera, Mold behavior and its influence on quality in the continuous casting of steel slabs, Part II. Mold heat transfer, mold flux behavior, formation of oscillation marks, longitudinal off-corner depressions, and subsurface cracks, Metallurgical transactions B 22B (1991), 875-888.
- [8] VOEST-ALPINE STAHL AG, Kompendium zum interaktiven Programm, (2000).
- [9] Mills, K. C. and A. B. Fox, The role of mould fluxes in continuous casting – so simple yet so complex, ISIJ International 43 (2003), 10, 1479-1486.
- [10] Cho, J., H. Shibata, T. Emi and M. Suzuki, Thermal Resistance at the interface between mold flux film and mold continuous casting of steels, ISIJ International 38 (1998), 5, 440-446.
- [11] Chandra, S., J.K. Brimacombe and I.-V. Samarasekera, Mould-strand interaction in continuous casting of steel billets, Part 3: Mould heat transfer, Ironmaking and Steelmaking 20 (1993), 2, 104-112.

-
- [12] Koenig, P.J., Die Messung des Wärmehaushalts von Stranggießkokillen, eine verfahrenstechnische Informationsquelle, Stahl und Eisen 92 (1972), 14, 678-688.
- [13] Hering, L. und H.-W. Fenze, Online Überwachung der Wärmestromdichte beim Brammenstranggießen, Stahl und Eisen 112 (1992), 7, 91-95.
- [14] Schwerdtfeger, K., Metallurgische Probleme beim Stranggießen von Stahl, Stahl und Eisen 98, (1978), Nr. 6, 225-235.
- [15] Wünnenberg, K., Strangausbauchung zwischen Stützrollen beim Stranggießen von Brammen, Stahl und Eisen 98 (1978), 6, 254-259.
- [16] Wünnenberg, K. und H. Jacobi, Über die Innenbeschaffenheit von Strangguß – Entstehung und Vermeidung von Fehlern während der Erstarrung, Stahl und Eisen 101 (1981), 13-14, 874-882.
- [17] Saeki, T., H. Imura, Y. Oonishi, H. Niimi, E. Miwa, T. Yoshida, S. Igari and S. Kitamine, Effect of bulging and solidification structure on segregation in continuously cast slab, Transactions ISIJ 24 (1984), 907-916.
- [18] Schrewe, H., Stranggießen von Stahl, Stahl Eisen Verlag, Düsseldorf, 1987.
- [19] Gottstein, G., Physikalische Grundlagen der Materialkunde, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-New York, 2001.
- [20] Bargel, H.J., G.Schulze, Werkstoffkunde, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-New York, 2008.
- [21] Kurz, W. and D. Fisher, Fundamentals of solidification, Trans Tech Publications 3rd Edition, 1992.
- [22] Schmitz, G., Materialphysik II - Konstitutionelle Unterkühlung, http://www.uni-muenster.de/Physik.MP/Schmitz/MPII/MaterialphysikII_4_21.11.04/script211004.pdf, abgerufen am 14.10.2009.
- [23] Predel, B., Werkstoffwissenschaft I Aufbau und Kristallographie, <http://www.uni-stuttgart.de/imtk/lehrstuhl1/Scripte/WWI.pdf>, abgerufen am 22.09.2009.
- [24] Bührig-Polaczek, A., Gerichtete Erstarrung I + II, http://www.gi.rwth-aachen.de/dateien/studium/PDF/Gerichtete_Erstarrung.pdf, abgerufen am 22.09.2009.
- [25] Engler, S., Erstarrungsmorphologie metallischer Schmelzen, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V., 1981, 7-21.
- [26] Miettinen, J. and A. A. Howe, Estimation of liquidus temperatures for steels using thermodynamic approach, Ironmaking and Steelmaking 27 (2000), 3, 212-227.
- [27] Kivineva, E. and N. Suutala, Ruostumattomien terästen likviduslämötölojen riippuvuus koostumuksetta, Report 5397-109/87, Outokumpu Oy, Tornio, Finland, 1987.

- [28] Kagawa, A. and T. Okamoto, Influence of alloying elements on temperature and composition for peritectic reaction in plain carbon steels, *Material Science and Technology* (1986), 997-1008.
- [29] Wolf, M., *Prog. Concast. Metall. Seminar, Zürich*, (1982).
- [30] Hammar, Ö. and U. Svensson, Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels. In: *Solidification and casting of metals, Proceedings of an international conference on solidification, Sheffield, 1977*.
- [31] Suutala, N. and T. Moiso, Use of chromium and nickel equivalents in considering solidification phenomena in austenitic stainless steels, *Solidification technology in the foundry and the casthouse, The Metals Society, London, 1983*, 310-314.
- [32] Ueshima, Y., S. Miziguchi, T. Matsumiya and H. Kajioka, Analysis of solute distribution in dendrites of carbon steel with γ/δ transformation during solidification, *Metallurgical Transactions 17B* (1986), 845-859.
- [33] Kobayashi, S., T. Nagamichi and K. Gunji, Numerical analysis of solute redistribution during solidification accompanying γ/δ transformation, *Transactions ISIJ 28* (1988), 543-552.
- [34] Miettinen, J., Calculation of solidification-related thermophysical properties for steels, *Metallurgical Transactions 28B* (1997), 281-297.
- [35] Bernhard, C., *Vorlesungsskriptum für Spezielle metallurgische Prozesstechnik*, (2008).
- [36] Xia, G., Ch. Fürst, R. Martinelli, H. P. Narzt und H. Preßlinger, Untersuchung der Wärmeabfuhr in der Stranggießkokille auf der Basis von Prozessdaten, *BHM*, 145 (2000), Heft 5, 176-182.
- [37] Dubendorff, J., J. Sardemann und K. Wünnenberg, Wärmestromdichte in der Kokille bei hohen Gießgeschwindigkeiten einer Rundstranggießanlage, *Stahl und Eisen 103* (1983), 25-26, 1327-1332.
- [38] Wünnenberg, K., Möglichkeiten und Grenzen der Wärmeübertragung in Stranggießkokillen, *Stahl und Eisen 120* (2000), 7, 29-35.
- [39] Jacobi, H., G. Komma und K. Wünnenberg, Verfahrenstechnik und Qualitätseigenschaften beim Stranggießen von Knüppeln und Vorblöcken. *Stahl und Eisen 102* (1982), 9, 441-449.
- [40] Bauer, G, Herstellung von stranggegossenen Brammen und Eigenschaften des daraus gefertigten warm- und kaltgewalzten Bleches, *Stahl und Eisen 98* (1978), 6, 235-254.
- [41] Jauch, R., Qualitätsstand beim Stranggießen von Vorblöcken und Knüppeln, *Stahl und Eisen 98* (1978), 6, 244-254.
- [42] Rauter, W., Einfluss ausgewählter Gießparameter auf die Wärmeabfuhr in der Rundstranggießkokille, *Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben*, 1999.

-
- [43] Doring, E., Untersuchung der Wärmeabfuhr in der Stranggießkokille, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2000.
- [44] Sugitani, Y., M. Nakamura, M. Okuda, M. Kawasaki and K. Nakajima, Effects of the mould surface conditions on uneven solidification and heat removal rate through the mould, Transactions ISIJ 25 (1985), B-91.
- [45] Sowka, E.: Wärmeabfuhr, Luftspaltbildung und Gefügeausbildung in der Primärkühlzone im Hinblick auf die Entstehung von Oberflächenlängsrissen beim Brammenstrangguss unlegierter und mikrolegierter Stähle. Dissertation TU Clausthal, 1988.
- [46] Blazek, K.-E., I.-G. Saucedo and H.-T. Tsai, An investigation on mold heat transfer during continuous casting, Steelmaking conference proceedings (1988), 411-421, Warrendale, PA, Iron and Steel Society.
- [47] Singh, S.-N. and K.E. Blazek, Heat Transfer and Skin Formation in a Continuous Casting Mold as a Function of Steel Carbon Content. (Retroactive Coverage) 57th National Open Hearth and Basic Oxygen Steel; Atlantic City; N.J ; 28 Apr.-1 May 1974, 16-36.
- [48] Singh, S.-N. and K.-E. Blazek, Heat transfer and skin formation in a continuous casting mould as a function of steel carbon content, Journal of Metals (1974), 10, 17-27.
- [49] Wolf, M.-M., Über Legierungseinflüsse auf die Wärmeabfuhr und Schalenwachstum in der Kokille bei der Erstarrung von Stahlstrangguss, Dissertation Eidgenössische Technische Hochschule Lausanne (ETHL), 1978.
- [50] Tarmann, B. und W. Poppmeier, Das Stranggießen von rost-, säure- und hitzebeständigen Stählen, Radex Rundschau 5 (1965), 647-657.
- [51] Wolf, M.M., A review of published work on the solidification control of steel in continuous casting moulds by heat flux measurement, Transactions ISIJ, 20 (1980), 718-724.
- [52] Samarasejra, I.V. and J.K. Brimacombe, The thermal field in continuous casting moulds, Canadian Metallurgical Quarterly 18 (1979), 251-266.
- [53] Wolf, M.M., Investigation into the relationship between heat flux and shell growth in continuous casting moulds, Transactions ISIJ 20 (1980), 710-717.
- [54] Degenhardt, R., Beitrag zur Klärung der Wirkungsmechanismen beim Einsatz von Stranggießpulvern, Freiburger Forschungshefte B248, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Bad Langensalza 1985.
- [55] Pinhero, C.A., I.V. Samarasekera, J.K. Brimacombe and B.N. Walker, Mold heat transfer and continuous cast billet quality with mould flux lubrication, Part 1 mould heat transfer, Ironmaking and Steelmaking 27 (2000), 1, 37-54.

-
- [56] Brimacobe, J.K., I.V. Samarasekera and R. Bommaraju, Optimum design and operation of moulds for the continuous casting of steel billets, 69th Steelmaking Conference Proceedings Washington DC (1986), 409-423.
- [57] Wolf, M.M., Addendum I.V., On the mechanism of depression formation, Continuous Casting Volume Nine (1997), 89 – 94, Warrendale, PA, Iron & Steel Society.
- [58] Blazek, K. E., Mold heat transfer during continuous casting, Ironmaking and Steelmaking (1988).
- [59] Saucedo, G.I. and K. E. Blazek, Impact of mould temperature on heat transfer rate, 1st European Conference on Continuous Casting (1991). 2.273-2.282.
- [60] Holzhauser, J. F., K. H. Spitzer and K. Schwerdtfeger, Study of heat transfer through layers of casting flux: experiments with laboratory set-up simulating the conditions in continuous casting, Steel Research 70 (1999), 7, 252-258.
- [61] Wünnenberg, K. und H. Jacobi, Metallurgische Probleme beim elektromagnetischen Rühren von Stahl während der Erstarrung, Stahl und Eisen 104 (1984), 9, 423-428.
- [62] Wünnenberg, K., Untersuchungen an einer Brammenkokille mit Breitenverstellung während des Stranggießens, Stahl und Eisen 102 (1982), 13, 657-659.
- [63] SiemensVAI, Schematische Darstellung der Sekundärkühlung, 2008.
- [64] Keqiang, Z. and E. W. Langer, Influence of secondary cooling on liquid pool depth and surface temperature of strand in continuous casting of steel, Scandinavian Journal of Metallurgy 21 (1992), 260-265.
- [65] Taylor, C. R., Continuous casting update, Metallurgical Transactions B 6B (1975), 359-375.
- [66] Schwaha, K., T. Fastner, G. Holleis und E. Misera, Strand cooling and internal quality of continuously cast slabs, voestalpine continuous casting conference, 1981, 16.
- [67] Gilles, H. L., Primary and secondary cooling control, The making, shaping and treating of steel, 11th edition, The AISE Steel foundation, chapter 18.
- [68] Brimacombe, Thomas B, Samarasekera, ISS Trans. 7 (1986) 7-20.
- [69] Cöl, M., Hochtemperatureigenschaften austenitischer Chrom- Nickel- Stähle mit unterschiedlichen Phosphorgehalten unter stranggußähnlichen Bedingungen im Heißzugversuch, Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, Aachen, 1995.
- [70] Müsch, H., Über die Ursachen der Heißrissbildung in Schweißverbindungen austenitischer Stähle mit 16% Chrom und 16% Nickel, Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, Aachen, 1971.
- [71] Mintz, B., The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking, ISIJ International 39 (1999), 9, 883-855.

- [72] Li, J.-Y., S. Sugiyama and J. Yanagimoto, Microstructural evolution and flow stress of semi-solid type 304 stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology* 161 (2005), 396-406.
- [73] Van Drunen, G., J. K. Brimacombe and F. Weinberg, Internal cracks in strand-cast billets, *Ironmaking and Steelmaking* (1975), 2, 125-133.
- [74] Okaguchi, S. and T. Hashimoto, Characteristics of precipitates and mechanical properties in Ti Bearing HSLA steels, *Transactions ISIJ* 27 (1987), 467-473.
- [75] Norström, L.-A., Hot ductility and restoration in two highly alloyed austenitic steels, *Scandinavian Journal of Metallurgy* 6 (1977), 269-276.
- [76] Lin, D.-Y., S.-A. Su, T.-C. Chang and Y.-F. Chen, Hot mechanical properties of 24Cr-14Ni high alloy billets, *Steel Research International* 77 (2006), 1, 59-63.
- [77] Wilcox, J. R. and R. W. K. Honeycombe, Effect of precipitation on hot ductility of niobium and aluminium microalloyed steels, *Materials Science of Technology* 3 (1987), 849-854.
- [78] Voicu, R., J. Lacaze, E. Andrieu, D. Poquillon and J. Furtado, Creep and tensile behaviour of austenitic Fe-Cr-Ni stainless steels, *Materials Science and Engineering A* 510-511 (2009), 185-189.
- [79] Maehara, Y., K. Yasumoto, Y. Sugitani and K. Gunji, Effect of carbon on hot ductility of ss-cast low alloy steels, *Transactions ISIJ* 25 (1985), 1045-1052.
- [80] El Noyal, G. and J. Beech, Relationship between composition, impurity content, cooling rate and solidification in austenitic stainless steels, *Materials Science and Technology* 2 (1986), 603-610.
- [81] Suzuki, H. G., S. Nishimura, J. Imamura and Y. Nakamura, Embrittlement of steels occurring in the temperature range from 1000 to 600°C, *Transactions ISIJ* 24 (1984), 169-177.
- [82] Ohmori, Y. and Y. Maehara, High-temperature ductility of AISI 310 austenitic stainless steels, *Materials Science and Technology* 2 (1986), 595-602.
- [83] Mintz, B., M. Shaker and D. N. Crowther, Hot ductility of an austenitic and a ferritic stainless steel, *Materials Science and Technology* 13 (1997), 243-249.
- [84] Luo, H., P. Karjalainen, D. A. Porter, H.-M. Liimatainen and Y. Zhan, The influence of Ti on the hot ductility of Nb-bearing steels in simulated continuous casting process, *ISIJ International* 42 (2002), 3, 273-282.
- [85] Lee, J. D., Hot cracking behaviour of Fe-Ni alloys via direct observation, *ISIJ International* 43 (2003), 1, 54-62.
- [86] Kim, S. K., Y. D. Lee, K. Hansson and H. Fredriksson, Influence of cooling rate on the hot cracking formation of nickel rich alloys, *ISIJ International* 42 (2002), 5, 512-519.

- [87] Schwerdtfeger, K. and K.-H. Spitzer, Application of reduction of area-temperature diagrams to the prediction of surface crack formation in continuous casting of steel, *ISIJ International* 49 (2009), 4, 512-520.
- [88] Ouchi, C. and K. Matsumoto, Hot ductility in Nb-bearing high-strength low-alloy steels, *Transactions ISIJ* 22 (1982), 181-189.
- [89] Zhou, C. and R. Priestner, The evolution of precipitates in Nb-Ti microalloyed steels during solidification and post-solidification cooling, *ISIJ International* 36 (1996), 11, 1397-1405.
- [90] Chimani, C. M. and K. Mörwald, Micromechanical investigation of the hot ductility behavior of steel, *ISIJ International* 39 (1999), 11, 1194-1197.
- [91] Fan, G. W., J. Liu, P. D. Han and G. J. Qiao, Hot ductility and microstructure in casted 2205 duplex stainless steels, *Materials Science and Engineering A* 515 (2009), 108-112.
- [92] Sun, Z., A study of solidification crack susceptibility using the solidification cycle hot-tension test, *Materials Science and Engineering A* 154 (1992), 85-92.
- [93] Li, Z., H. Zhong, Q. Sun, Z. Xu and Q. Zhai, Effect of cooling rate on hot-crack susceptibility of duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 506 (2009), 191-195.
- [94] Jun, H. J., K. B. Kang and C. G. Park, Effects of cooling rate and isothermal holding on the precipitation behavior during continuous casting of Nb-Ti bearing HSLA steels, *Scripta Materialia* 49 (2003), 1081-1086.
- [95] Barbé, L, I. Bultinck, L. Duprez and B. C. De Cooman, Influence of composition on crack sensitivity of ferritic stainless steel, *Materials Science and Technology* 18 (2002), 664-672.
- [96] Rogberg, B., An investigation on the hot ductility of steels by performing tensile tests on in-situ solidified samples, *Scandinavian Journal of Metallurgy* 12 (1983), 2, 51-66.
- [97] Tsubakihara, O., Technologies that have made direct concatenation of continuous casting and hot rolling possible, *Transactions ISIJ* 27 (1987), 81-102.
- [98] Choudhary, S. K. and S. Ganguly, Morphology and segregation in continuously cast high carbon steel billets, *ISIJ International* 47 (2007), 12, 1759-1766.
- [99] Chow, C., I. V. Samarasekera, B. N. Walker and G. Lockhart, High speed continuous casting of steel billets, part 2: mould heat transfer and mould design, *Ironmaking and Steelmaking* 29 (2002), 1, 61-69.
- [100] Jacobi, H., Einfluss der δ - γ -Umwandlung des Eisens auf den Wärmeübergang zwischen Block und wassergekühlter Kupferkokille, *Archiv Eisenhüttenwesen* 47 (1978), 8, 345-350.
- [101] Grill, A. and J.-K. Brimacombe, Influence of carbon content on rate of hest extraction in the mould of a continuous casting machine, *Ironmaking and Steelmaking* (1976), 2, 76-79.

- [102] Wang, B., B.N. Walker and I.V. Samarasekera, Shell growth, surface quality and mould taper design for high-speed casting of stainless steel billets, *Canadian Metallurgical Quarterly* 39 (2000), 4, 441-454.
- [103] Todoroki, H., T. Ishii, K. Mizuno and A. Hongo, Effect of crystallization behavior of mold flux on slab surface quality of a Ti-bearing Fe-Cr-Ni super alloy cast by means of continuous casting process, *Materials Science and Engineering A* 413-414 (2005), 121-128.
- [104] Wünnenberg, K. und H. Jacobi, Besondere Verfahrenstechniken beim Stranggießen von Stahl mit hoher Geschwindigkeit, *Stahl und Eisen* 104 (1984), 23, 1213-1218.
- [105] Müller, H. und R. Jeschar, Untersuchung des Wärmeübergangs an einer simulierten Sekundärkühlzone beim Stranggießverfahren, *Archiv Eisenhüttenwesen* 44 (1973), 8, 589-594.
- [106] Diener, A. and A. Drastik, Heat exchange between strands and guide rollers in the secondary cooling zone of a slab continuous casting machine, *Archiv Eisenhüttenwesen* 53 (1982), 1, 13-19.
- [107] Hering, L., Untersuchungen zu prozessbestimmenden Vorgängen in der Kokille beim Stranggießen von Stahlbrammen, Dissertation Bergakademie Freiberg, 1991.
- [108] Wolf, M., Initial solidification and strand surface quality of peritectic steels, *Continuous Casting* 9 (1997).
- [109] Spittle, J.A. and A.A. Cushway, Influence of superheat and grain structure on hot tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings, *Metals Technologies* 10 (1983), 1, 6-13.
- [110] Zhang, L., Y.-M. Rong, H. Shen and T.-Y. Huang, Solidification modeling in continuous casting by finite point method, *Journal of Materials Processing Technology* 192-193 (2007), 511-517.
- [111] Wolf, M., A review of published work on the solidification control of steel in continuous casting moulds by heat flux measurement, *Transactions ISIJ* 20 (1980), 718-724.
- [112] Böcher, G., Elektromagnetisches Rühren beim Brammenstranggießen von Stahl, Stahl Eisen Verlag, Düsseldorf, 1985.
- [113] Stadler, P., K. Hagen, P. Hammerschmied und K. Schwerdtfeger, Untersuchung zur Erstarrungsstruktur und Makroseigerung von stranggegossenen Stahlbrammen, *Stahl und Eisen* 102 (1982), 9, 451-459.
- [114] Jacobi, H. und K. Wünnenberg, Metallurgische Probleme bei der Erstarrung von Rundstrangguss, *Stahl und Eisen* 97 (1977), 22, 1075-1081.
- [115] Wolf, M. M., Effects of tramp elements in continuous casting, *Ironmaking and Steelmaking* 12 (1985), 6, 299-301.
- [116] Wolf, M., Initial solidification and strand surface quality of peritectic steels, *Continuous Casting* 9 (1997), 27-31.

-
- [117] Emi, T., Surface defects on continuously cast strands, The making, shaping and treating of steel, The AISE Steel Foundation, PA (2003), 1-58.
- [118] Fredriksson, H., K. Hansson and A. Olsson, On the mechanism of liquid copper penetration into iron grain boundaries, Scand. J. Metallurgy 29 (2000), 41-50.
- [119] Brimacombe, J. K. and K. Sorimachi, Crack formation in the continuous casting of steel, Metallurgical Transactions B 8B (1977), 489-505.
- [120] Stephenson, E. T., Tin and properties of steel, Journal of Metals (1974), 48-51.
- [121] Foster, G. G. and J. K. Gilchrist, The influence of copper, nickel and tin on the hot working properties of mild steel, Metallurgia (1952), 225-230.
- [122] Billany, T. J. H., A. S. Normanton, K. C. Mills and P. Grieveson, Surface cracking in continuously cast products. Ironmaking and Steelmaking 18 (1991), 6, 403-410.
- [123] Akamatsu, S., T. Senuma, Y. Takada and M. Hasebe, Effect of nickel and tin additions on formation of liquid phase in copper bearing steels during high temperature oxidation, Materials Science and Technology 15 (1999), 1301-1307.
- [124] Hidayat, M. and D. Sutrandi, Improvement of surface quality of continuously casted slab of medium carbon steel, SEAISI Quarterly 33 (2004), 3, 26-31.
- [125] Sundman, B., B. Jansson and J. O. Andersson, The Thermo-Calc databank system, Calphad 9 (1985), 2, 153-190.
- [126] Dickie, H.A., The quality of steel in relation to hot-working properties, J. Birmingham Metallurgical Society (1939), 98-111.
- [127] Smith, W.A., The effect of residual elements in steel on the manufacture of steel tubes, J. West of Scotland 1, 57, 202-220.
- [128] Ihrig, H.K., The effect of various elements on the hot-workability of steel, Trans AIME (1946), 749-777.
- [129] Gregg, J.L. and B.N. Danilon, The alloys of iron and copper, McGraw-Hill Book Co., New York and London, 1931.
- [130] Williams, C.E. and C.H. Lorig, The role of copper in wrought steel, Metals and Alloys (1936), 7, 57-63.
- [131] Tsuchida, Y., M. Nakada, I. Sugawara, S. Miyahara, K. Murakami and S. Tokushige, Behaviour of semi-macroscopic segregation in continuously cast slabs and technique for reducing the segregation, Transactions ISIJ 24 (1984), 899-106.
- [132] Ilie, S., H. Preßlinger, P. Reisinger, M. Mayr and K. Etzelsdorfer, Results of research into the segregation behaviour of manganese, silicon and chromium in continuous casting, Steel Research International 78 (2007), 4, 327-332.

- [133] Haida, O., H. Kitaoka, Y. Habu, S. Kakihara, H. Bada and S. Shiraishi, Macro- and semi-macroscopic features of the centerline segregation in CC slabs and their effect on product quality, Transactions ISIJ 24 (1984), 891-898.
- [134] Huber, T., M. Thalhammer, K. Hauser and U. Zanelli, Modification of a five strand bloom caster for implementation of siemens vai dynagap soft reduction technology, Continuous Casting Conference 2000 Linz, Slab casting session paper 2.
- [135] Hödl, H., K. Frauenhuber: VAINOX-Latest Developments in Stainless Steel Casting Technologies, Continuous Casting Conference 2000 Linz, Slab casting session paper 15.
- [136] Stranggießsimulation, Version 1.6, Steeluniversity. Organisation, The University of Liverpool, (2007).
- [137] Van Wijngaarden, M.I.U.T. and G.P. Visagie, The effect of residuals on the presence of intergranular surface cracks on continuously cast billets, 15th PTD Conf. Proc. (1996), 93-97.
- [138] Sjoden, O. and M. Venini, Use of electromagnetic equipment for slab and thin slab steel continuous caster, <http://www.metalurgija.org.rs/mjom/vol13/No%201/2Sjoden.pdf>, abgerufen am 25.11.2009.
- [139] ABB AB, ABB slab strand electromagnetic stirrers, slab EMS, for ferritic stainless steels, [http://library.abb.com/global/scot/scot227.nsf/veritydisplay/1acfdde873d110a1c12575b700434999/\\$File/Datasheet%20TISCO_LR.pdf](http://library.abb.com/global/scot/scot227.nsf/veritydisplay/1acfdde873d110a1c12575b700434999/$File/Datasheet%20TISCO_LR.pdf), abgerufen am 25.11.2009.
- [140] Itoh, Y., T. Okajima, H. Maede and K. Tashiro, Refining of solidification structures of continuously cast type 430 stainless steel slabs by electromagnetic stirring, <http://www.journalarchive.jst.go.jp/jnlpdf.php?cdjournal=isijinternational1966&cdvol=22&noissue=3&startpage=223&lang=en&from=jnlabstract>, abgerufen am 25.11.2009.
- [141] Kunstreich, S., Strand electromagnetic stirring (S-EMS) for thick slab casters, Box-type or In-roll stirrers?, <http://www.millennium-steelstorage.com/articles/2008/pp122-124%20MS08.pdf>, abgerufen am 10.08.2009.
- [142] Itoh, Y., T. Okajima and K. Tashiro, On refining of solidification structure of stainless steel by vibration method, <http://www.journalarchive.jst.go.jp/jnlpdf.php?cdjournal=isijinternational1966&cdvol=21&noissue=6&startpage=397&lang=en&from=jnlabstract>, abgerufen am 25.11.2009.
- [143] Allan, G., Castability, solidification mode and residual ferrite distribution in highly alloyed stainless steels, ESCS research project, EUR13941, European communities, Luxembourg, 1997.
- [144] Loh, J., Im Hochtemperaturbereich entstehende Risse beim Brammenstranggießen nichtrostender Stähle, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, Aachen, 1984.

A Anhang

Tabelle A-I bis A-III gibt eine Übersicht der berechneten Liquidustemperaturen für die primäre ferritische Erstarrung nach Kiniveva-Suutala, Wolf, Kagawa-Okamoto und Mieltinen (REG).

A.1 Berechnung der Liquidustemperatur

Tabelle A-I: Berechnete Liquidustemperaturen für ferritische Stähle.

Ferrit	TLF (K-S) [°C]	TL (Wolf) [°C]	TLF (K-O) [°C]	TLF (REG) [°C]
F1	1505,8	1502,7	1507,4	1511,7
F2	1504,2	1498,7	1503,4	1510,9
F3	1496,8	1491,5	1498,0	1503,0
F4	1503,8	1498,2	1501,2	1497,0
F5	1504,6	1498,8	1497,8	1501,2
F6	1502,8	1497,7	1502,5	1508,3
F7	1509,2	1507,8	1509,6	1516,4
F8	1505,6	1502,1	1505,1	1518,4
F9	1503,9	1501,8	1508,6	1517,0
F10	1507,8	1505,6	1509,4	1510,4
F11	1495,5	1481,9	1488,8	1500,4
F12	1495,3	1480,7	1487,7	1510,1
F13	1484,9	1472,3	1483,9	1486,7
F14	1491,1	1474,8	1482,3	1496,1
F15	1505,5	1501,9	1506,5	1509,1
F16	1505,4	1501,9	1506,7	1509,4
F17	1505,7	1502,4	1507,3	1510,7
F18	1505,3	1501,9	1507,0	1510,2

Tabelle A-II: Berechnete Liquidustemperaturen für Duplex Stähle.

Duplex	TL (DTA) [°C] [143]	TLF (K-S) [°C]	TL (Wolf) [°C]	TLF (K-O) [°C]	TLF (REG) [°C]
D1		1450,3	1437,7	1443,2	1469,9
D2		1465,2	1457,1	1460,7	1469,6
D3		1461,9	1454,6	1460,1	1480,9
D4		1483,7	1453,5	1468,4	1534,2
D5		1480,6	1472,9	1478,2	1499,9
D6		1482,2	1452,2	1466,7	1537,7
D7	1458,0	1461,6	1457,3	1462,9	1474,7
D8	1458,0	1461,0	1454,4	1460,0	1477,6
	ΔT_{max}	+3,6	-3,6	+4,9	+19,6

Tabelle A-III: Berechnete Liquidustemperaturen für hoch siliziumhaltige Stähle.

Silicon	TL (DTA) [°C] [144]	TLF (K-S) [°C]	TL (Wolf) [°C]	TLF (K-O) [°C]	TLF (REG) [°C]
S1		1408,7	1387,7	1363,7	1409,9
S2	1415,0	1414,5	1398,5	1378,4	1427,3
S3	1404,0	1401,8	1382,8	1359,2	1405,3
	ΔT_{max}	-2,1	-21,1	-44,8	+12,3

A.2 Flächenanteil der globulitischen Erstarrung für EV15/18/21 und titanstabilisierten Ferrit

Die in den **Abbildungen A-1 bis A-2** dargestellten Innenqualitätsbilder dienen als Grundlage des in **Kapitel 3.7** dargestellten Verlaufes der Ausdehnung der globulitischen Erstarrung über der Überhitzung.

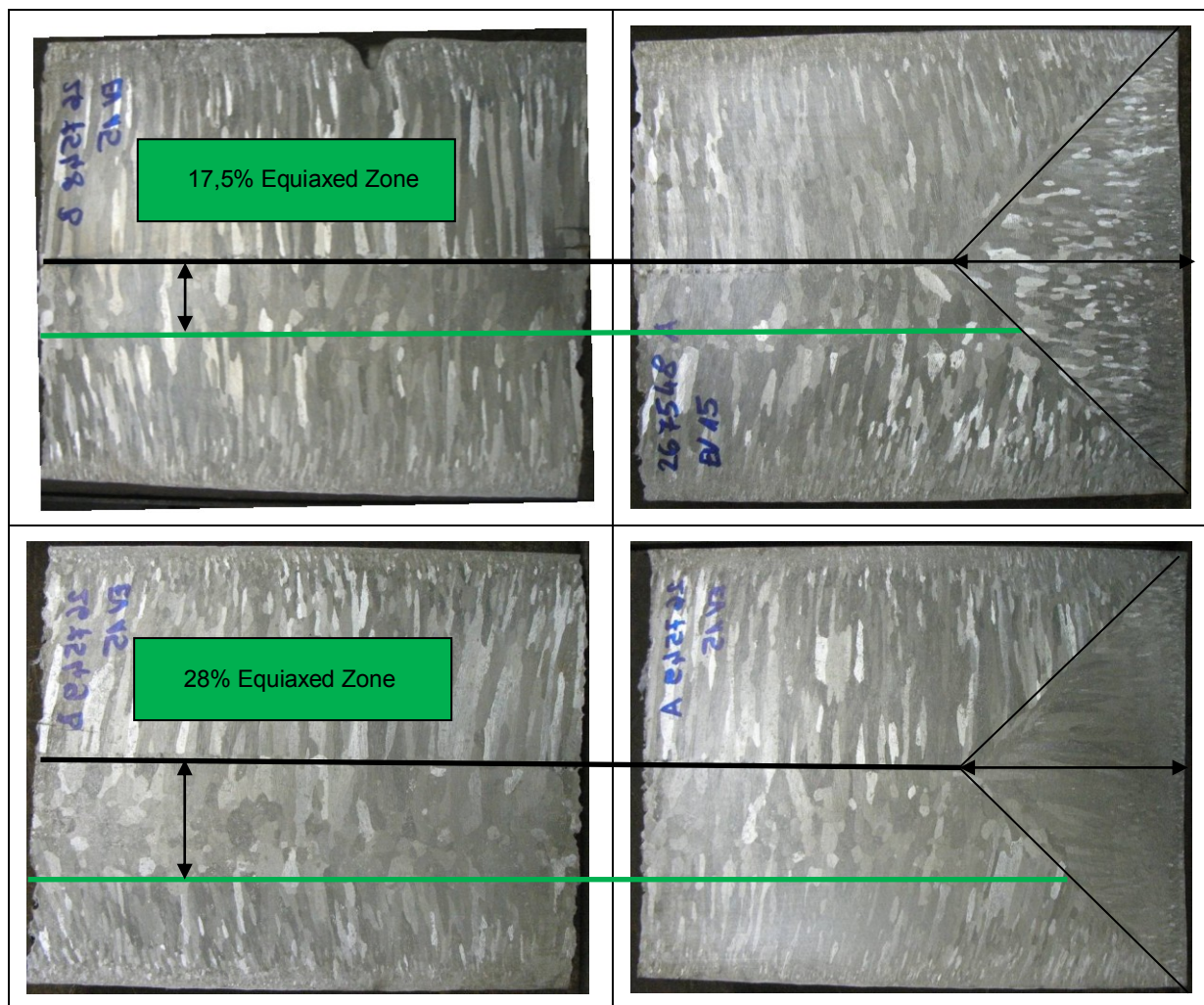


Abbildung A-1-1: Ausdehnung der globulitischen Erstarrung für EV 15.

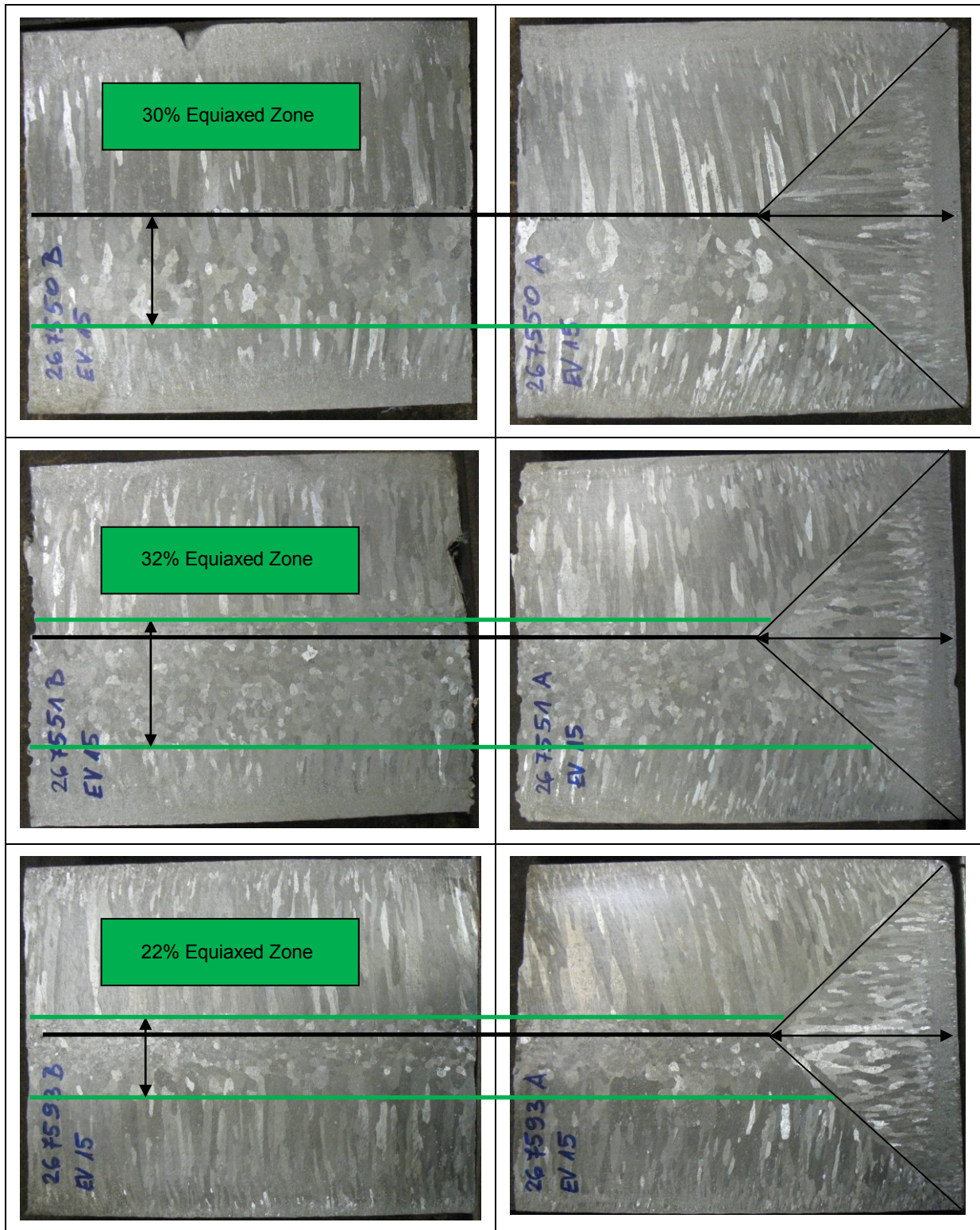


Abbildung A-1-2: Ausdehnung der globulitischen Erstarrung für EV 15.

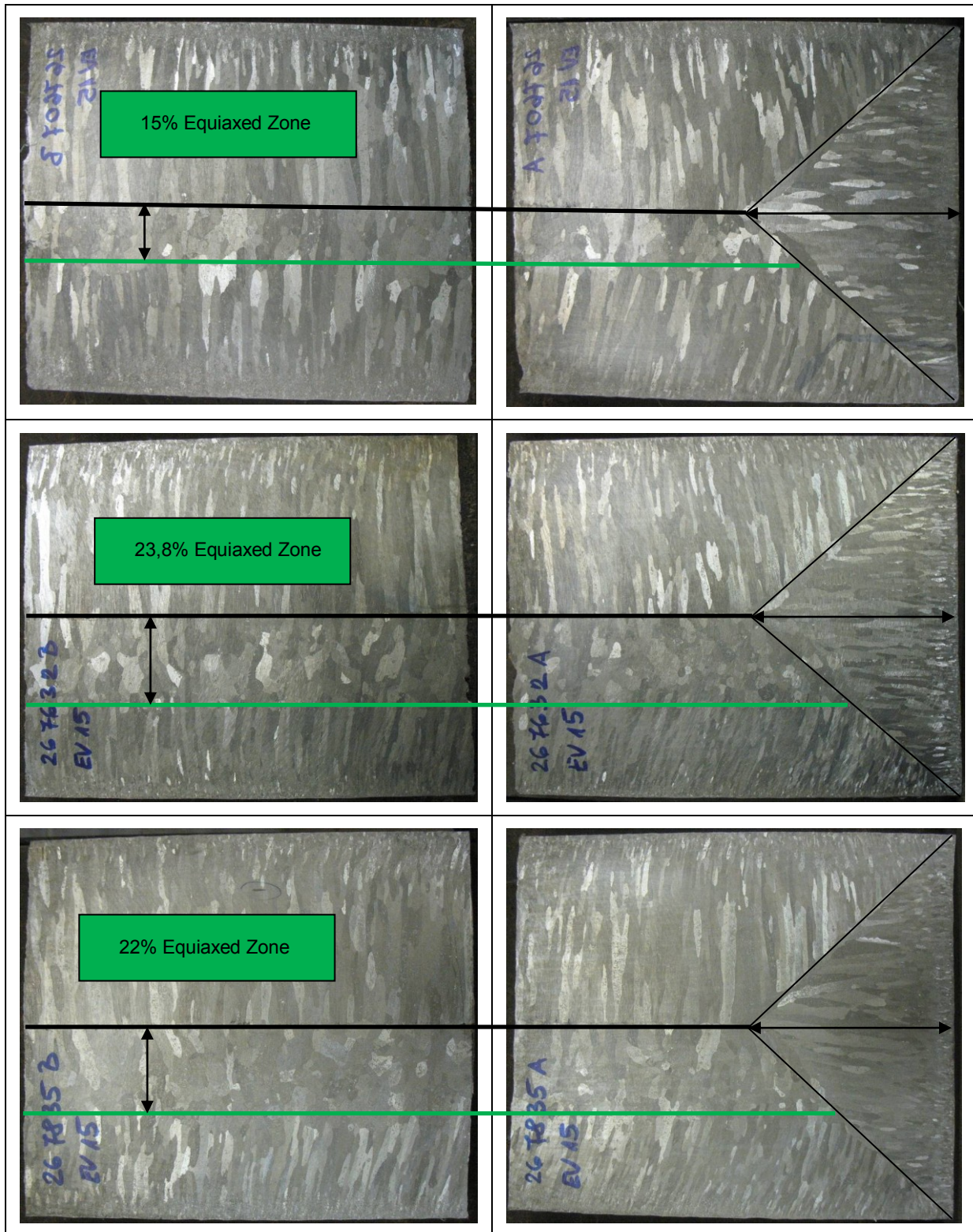


Abbildung A-1-3: Ausdehnung der globulitischen Erstarrung für EV 15.

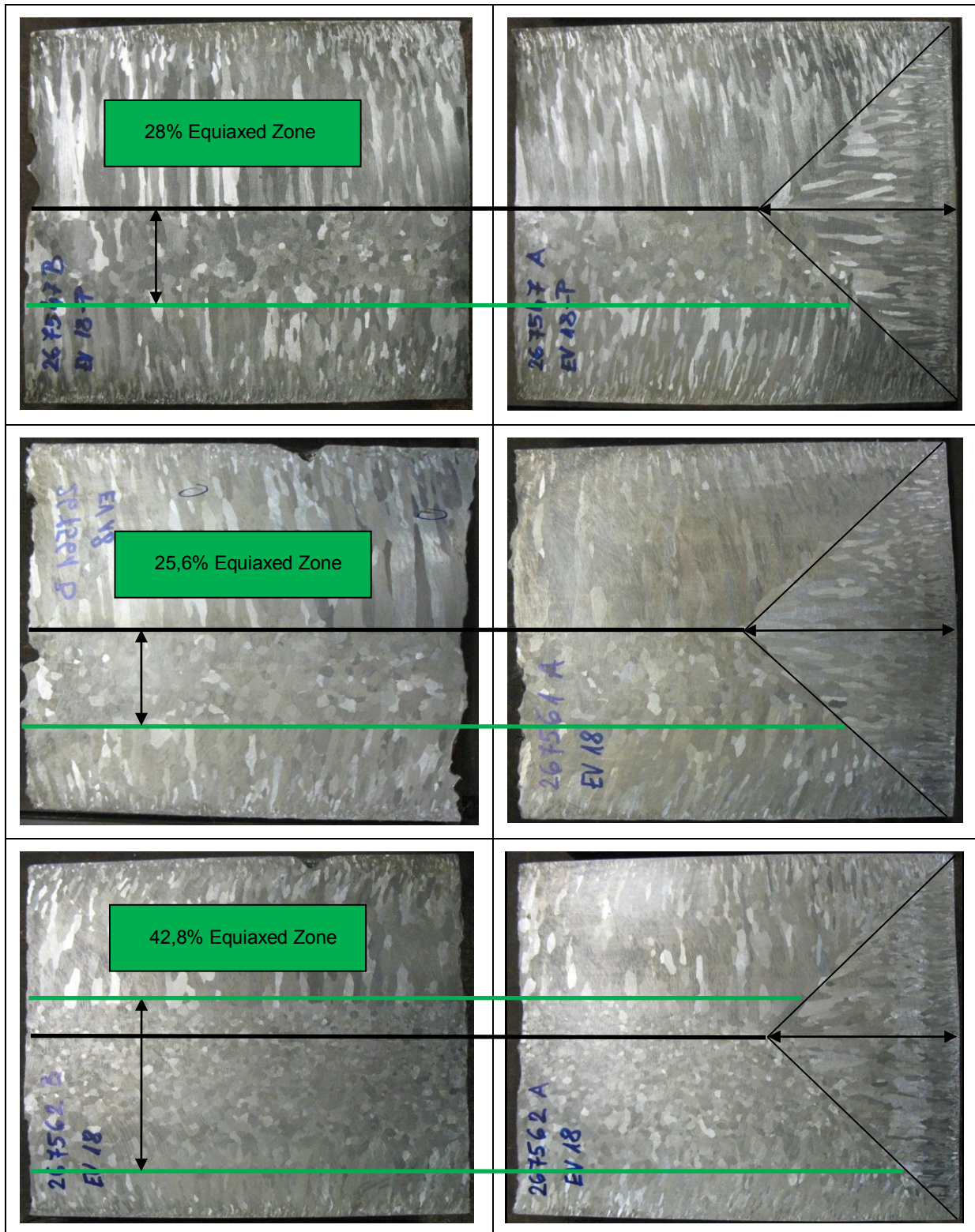


Abbildung A-1-4: Ausdehnung der globulitischen Erstarrung für EV 18.

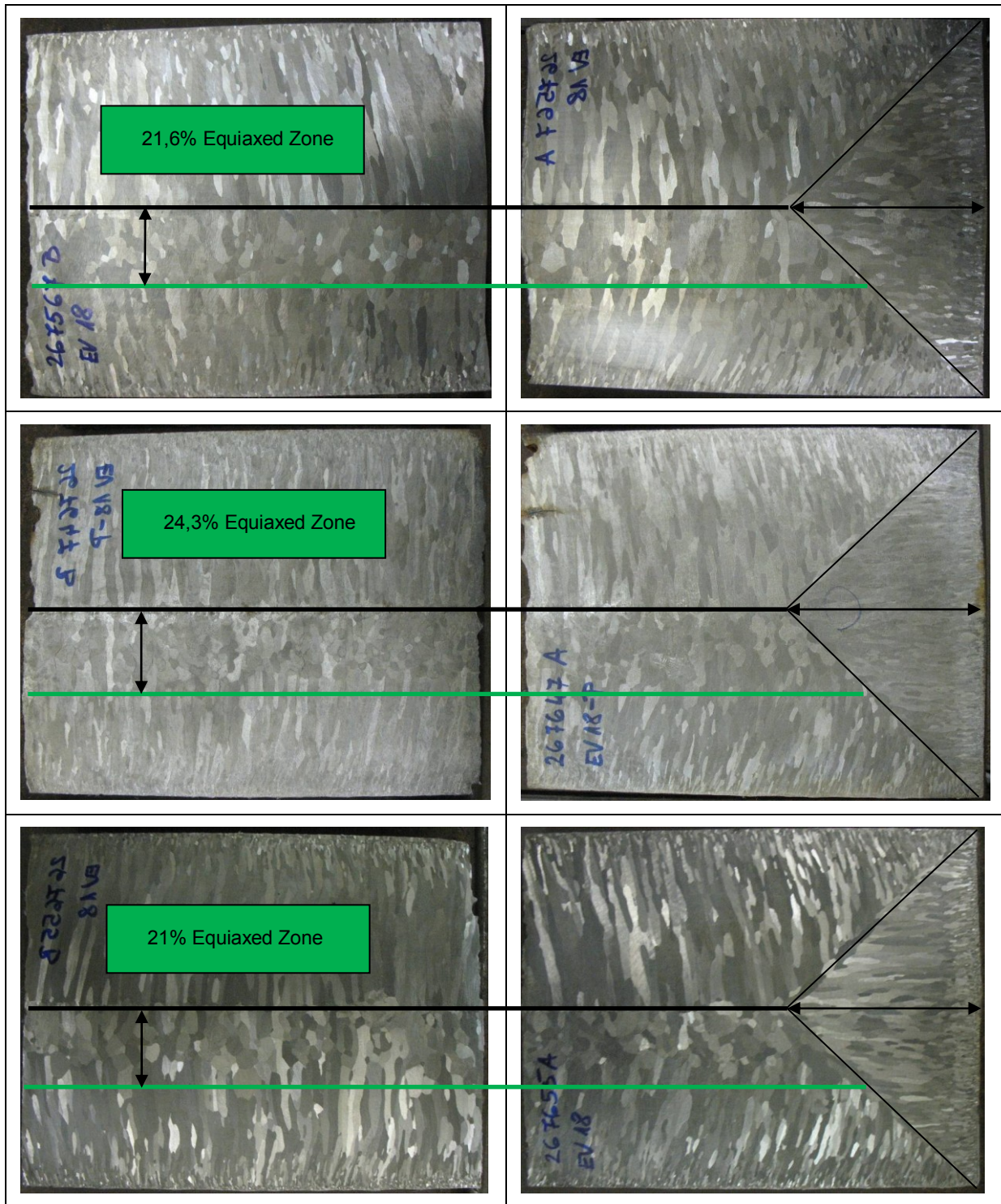


Abbildung A-1-5: Ausdehnung der globulitischen Erstarrung für EV 18.

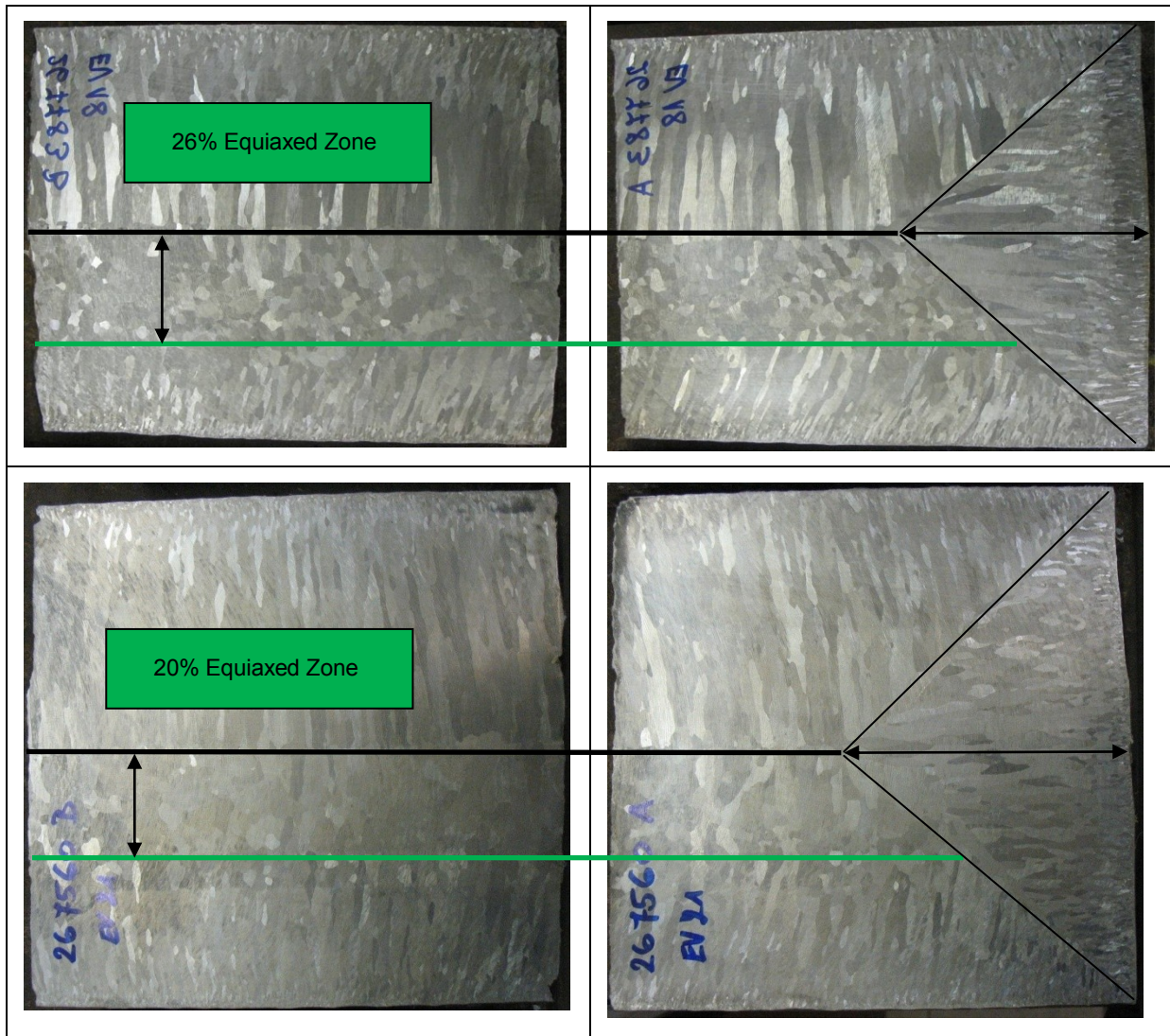


Abbildung A-1-6: Ausdehnung der globulitischen Erstarrung für EV 18/21.

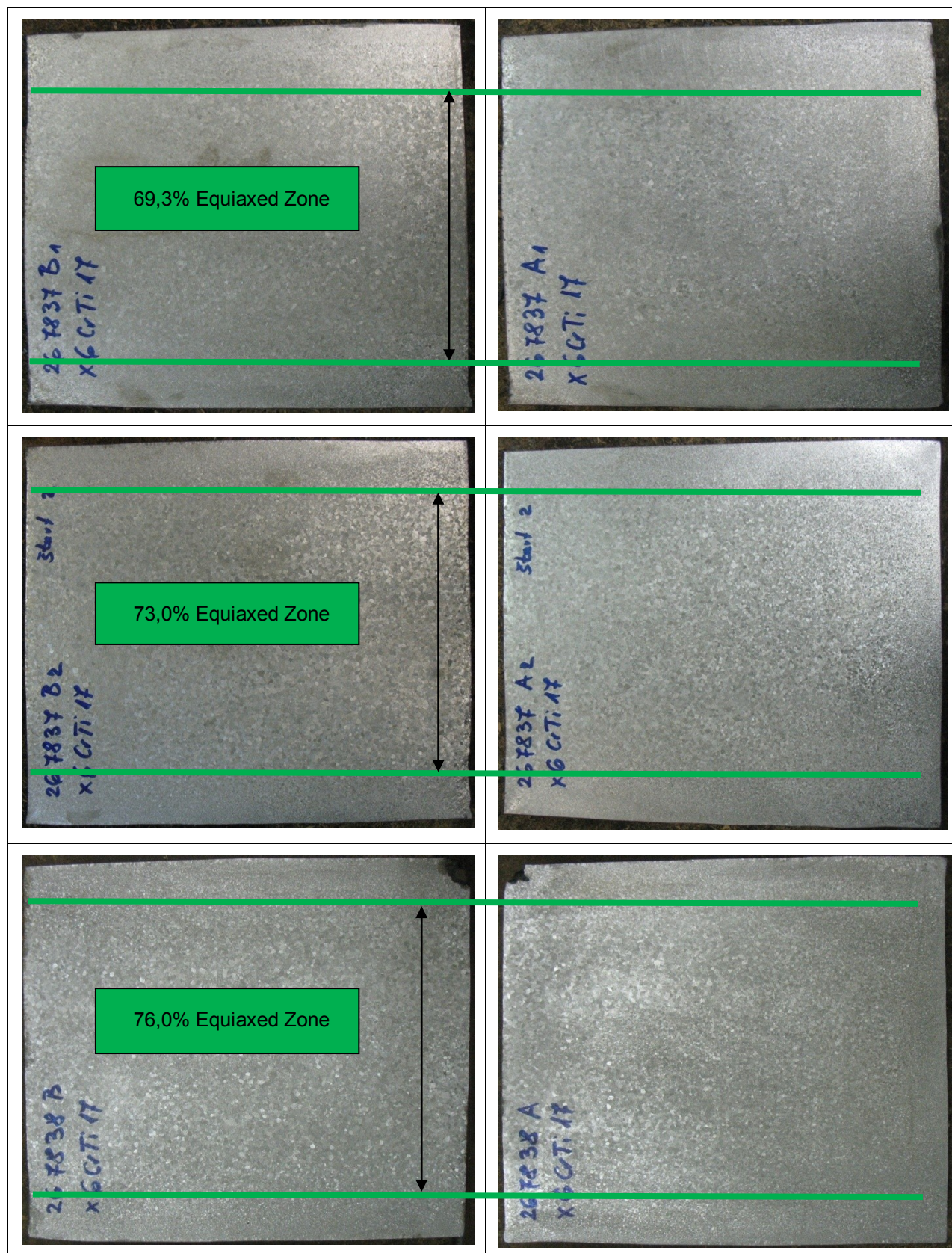


Abbildung A-2: Ausdehnung der globulitischen Erstarrung Ferrit Ti.

MARKUS FLEISCHL

Vorgartenstr. 31/2/5/19
1200 Wien



PERSÖNLICHE ANGABEN

Familienstand	ledig
Staatsangehörigkeit	Österreich
Geburtsdatum	11.11.1983
Geburtsort	Wien

AUSBILDUNG

1990–1994	Volksschule Leystraße 36, 1200 Wien
1994–1998	Gymnasium Billrothstraße 26-30, 1190 Wien
1998–2003	HTL (TGM-Wirtschaftsingenieurwesen) Wexstraße 19-23, 1200 Wien
2004–2010	Studium Metallurgie an der Montanuniversität Leoben, Franz-Josef-Straße 18, 8700 Leoben

BISHERIGE INDUSTRIEERFAHRUNGEN

04/2005	voestalpine Linz: Konverter – Produktion; Österreich
08-09/2005	Swiss Steel: EAF & CC –Produktion; Schweiz
04/2006	Lech-Stahlwerke: EAF – Produktion; Deutschland
07-08/2006	Siemens-VAI: Engineering; Belo Horizonte; Brasilien
04/2007	Siemens-VAI: Engineering; Linz; Österreich
02.07-10.08 2007	HKM: Verfahrenstechnik; Duisburg; Deutschland
13.08-05.10 2007	Corus: F & E; Teesside; England
04/2008	voestalpine Linz: Konverter – Produktion; Österreich
06-07/2009	Siemens-VAI: Engineering; Jesenice; Slowenien