



Untersuchung des Gießverhaltens peritektischer Stähle mit Hilfe des Kokillenmonitors

Masterarbeit

eingereicht von

Harald Panhofer, BSc

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

Master of Science

in der Studienrichtung Metallurgie





Herrn Harald Panhofer wird vom Lehrstuhl für Metallurgie folgendes
Masterarbeitsthema S 669 gestellt:

Untersuchung des Gießverhaltens peritektischer Stähle mit Hilfe des Kokillenmonitors

Inhalte:

Das Stranggießverfahren ist das dominierende Verfahren zur Herstellung von Halbzeugen in der Rohstahlerzeugung. Momentan werden ca. 95% der Weltrohstahlerzeugung auf Stranggießanlagen vergossen. Beim Stranggießen nimmt die Gruppe der peritektischen Stähle, mit einem äquivalenten Kohlenstoffgehalt (cp-Wert) von 0,09 bis 0,16 Gew%, eine Sonderstellung ein.

Stähle, mit diesen cp-Werten, welche, bei der Erstarrung, die peritektische Phasenumwandlung durchlaufen gelten, im Bezug auf die Oberflächenqualität wie Längsrisse und Kantenrisse, als schwierig zu vergießen. Beim Vergießen derartiger Stähle tritt eine Vielzahl von Phänomenen auf. Die abführbare Wärmemenge weist ein Minimum auf, das Wachstum der Strangschale verläuft äußerst unregelmäßig, der Gießspiegel ist starken Schwankungen unterworfen und die Bildung von Oszillationsmarken ist besonders ausgeprägt.

Bei der voestalpine Stahl Linz GmbH ist seit längerer Zeit ein Kokillenüberwachungssystem an allen Gießanlagen installiert. Dieses System zeichnet die prozessrelevanten Kenngrößen wie die integrale Wärmestromdichte, die aktuelle Position des Gießspiegels, die Reibung zwischen Strang und Kokille sowie die Temperaturen in der Kupferplatte, welche an 40 Mess-Stellen ermittelt werden, für jede vergossene Charge auf.

Ziel der Arbeit ist es den Einfluss einzelner Legierungselemente auf die peritekische Umwandlung mit Hilfe der vom Kokillenmonitor gemessenen Parameter zu untersuchen.

Industriepartner: **voestalpine**
STAHL GMBH

voestalpine Stahl Linz GmbH

Leoben, im Mai 2010

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

Kurzfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, den Einfluss einzelner Legierungselemente auf die peritektische Phasenumwandlung im Stranggießprozess anhand von Prozessdaten, welche von einem Kokillenüberwachungssystem stammen, zu untersuchen. Im einführenden Kapitel werden die Möglichkeiten des verwendeten Kokillenüberwachungssystems dargestellt. In einem weiteren Kapitel wird vertiefend auf die Temperaturmessung in der Kupferplatte einer Stranggießkokille, sowie auf die daraus ableitbaren Kenngrößen eingegangen. Das darauffolgende Kapitel behandelt die peritektische Phasenumwandlung in Eisen – Kohlenstoff – Legierungen und Mehrkomponentensystemen, sowie die damit verbundenen Besonderheiten beim vergießen derartiger Legierungen im Stranggießprozess.

Im praktischen Teil der Arbeit werden anfangs zusätzliche Einflüsse anderer Prozessparameter, wie die Gießgeschwindigkeit, die Dicke der Kupferplatte sowie die Länge des Berechnungszeitraumes für den Temperaturvariationskoeffizienten, auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten untersucht. Die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten wird unter vergleichbaren Prozessbedingungen für Legierungen, deren Zusammensetzung sich lediglich im zu betrachtenden Legierungselement unterscheiden, betrachtet. In einem weiteren Teil der praktischen Untersuchung wird das Verhalten des Gießspiegels im Bereich der peritektischen Legierungen untersucht.

Abstract

The aim of the present work was to investigate the influence of certain alloying elements on the peritectic phase transformation during the continuous casting process. This work bases on recorded process data which originate from a mould monitoring system. The first chapter describes the abilities of the used mould monitoring system. The following chapter deals with the measurement of temperatures in the copper plate of a continuous casting mould. Furthermore specific values, which can be dissipated from these measurements, are described. The peritectic phase transformation in iron – carbon – alloys and multi - component alloys as well as the resulting difficulties during the continuous casting process are described in a further chapter. The practical part of the work emphasizes on the temperature variation coefficient. It's first part deals with the dependence of the temperature variation coefficient upon other process parameters. The influence of a certain alloying element was investigated for melts which only differ in the content of the investigated alloying element under comparably casting conditions. Finally it was looked into the behaviour of the mould level for melts with different equivalent carbon contents.

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen Personen bedanken, die am Zustandekommen der vorliegenden Masterarbeit beteiligt waren.

Herrn Ao. Univ.-Prof Dipl-Ing Dr.mont Christian Bernhard (Lehrstuhl für Metallurgie) und Herrn Dipl-Ing Dr.mont Peter Reisinger (voestalpine Stahl Linz) möchte ich dafür danken, dass sie schnell und unkompliziert die Möglichkeit geschaffen haben, die vorliegende Arbeit in Form einer Kooperation zwischen Montanuniversität und voestalpine Stahl Linz zu verfassen.

Herrn Dipl-Ing Dr.mont Guangmin Xia möchte ich für die Betreuung während meiner Zeit in Linz danken. Immer wenn Fragen auftauchten oder Teilergebnisse zu diskutieren waren, stand mir Dr. Xia mit seinem umfassenden Wissen und seiner jahrzehntelangen betrieblichen Erfahrung mit Rat und Tat zur Seite.

Herrn Dipl-Ing Peter Presoly möchte ich für die Betreuung während des Verfassens dieser Arbeit danken. Viele Diskussionen trugen maßgeblich zur Strukturierung der Arbeit bei.

Herrn Dipl-Ing Gerald Hein und Herrn Dr. Dipl-Ing. Markus Brummayer möchte ich dafür danken, dass sie immer für Diskussionen zur Verfügung standen und mich mit ihren profunden Fachkenntnissen unterstützt haben.

Eidesstattliche Erklärung

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

.....
Harald Panhofer, BSc

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Abstract	II
Danksagung	III
Eidesstattliche Erklärung	IV
Inhaltsverzeichnis	V
Allgemeine Formelzeichen	VIII
Akronyme	X
Abbildungsverzeichnis	XI
Tabellenverzeichnis	XIV
1 Einleitung	1
2 Kokillenüberwachungssysteme im Stranggießprozess	2
2.1 Konfiguration eines Kokillenüberwachungssystems.....	2
2.2 Module des MOULDEXPERT™.....	3
2.2.1 Der Mould Level Expert	4
2.2.2 Der Heat Flux Expert	5
2.2.3 Der Break Out Expert	6
2.3 Verwendung des Mould Monitors zur Beschreibung des Gießverhaltens	9

3	Beschreibung des Gießverhaltens mit Messdaten aus dem Stranggießprozess .	10
3.1	Beurteilung von Temperaturmessdaten.....	10
3.1.1	Wärmeabfuhr in der Stranggießkokille	10
3.1.2	Temperaturmessung in der Kupferplatte.....	14
3.1.3	Temperaturverlauf beim Abreißen des Schlackenrandes	16
3.1.4	Temperaturverlauf beim Auftreten von Oberflächenfehlern	18
3.1.5	Zusammenhang zwischen Temperaturverlauf und Stahlzusammensetzung.....	21
4	Die peritektische Phasenumwandlung.....	27
4.1	Definition.....	27
4.2	Die peritektische Reaktion und Transformation.....	29
4.3	Die peritektische Phasenumwandlung in Multikomponentensystemen.....	31
4.4	Die Wirkung von Legierungselementen auf die peritektische Phasenumwandlung.....	34
4.4.1	Die Calphad Methode	34
4.4.2	Das Modell von Kagawa und Okamoto	35
4.4.3	Die peritectic predictor Equation.....	37
4.4.4	Kohlenstoffäquivalente	39
4.5	Verhalten von peritektischen Stählen beim Stranggießen.....	41
4.6	Zusammenfassung	48
5	Praktische Untersuchung	49
5.1	Verfügbare Daten	49
5.1.1	CAQC Stranggießdaten.....	49
5.1.2	CAQC Gießpulverdaten.....	51
5.1.3	Prozessdaten.....	52
5.1.3.1	Schnelle Prozessdaten.....	52
5.1.3.2	Langsame Prozessdaten.....	53
5.2	Computerunterstützte Auswertung.....	54
5.2.1	Aufteilen in einzelne Schmelzen.....	55
5.2.2	Programmablauf	56

5.3	Zusätzliche Einflüsse auf den Temperaturvariationskoeffizienten	61
5.3.1	Länge des Berechnungsintervalls	61
5.3.2	Dicke der Kupferplatte	62
5.3.3	Gießanlage	65
5.3.4	Gießgeschwindigkeit.....	66
5.3.5	Gießpulver	69
5.3.6	Zusammenfassung der Einflüsse auf den Temperaturvariationskoeffizienten	70
5.4	Einfluss von Legierungselementen auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten.	71
5.4.1	Einfluss von Mangan	72
5.4.1.1	Einfluss von Mangan bei 0.08 Gew % Kohlenstoff.....	72
5.4.1.2	Einfluss von Mangan bei 0.14 Gew % Kohlenstoff.....	82
5.4.1.3	Zusammenfassung der Wirkung des Mangans.....	88
5.4.2	Die Legierungselemente Si, Cr und Al	88
5.5	Verhalten des Gießspiegels	89
5.5.1	Zusammenhang zwischen Gießspiegelschwankungen und cp-Wert.....	90
6	Zusammenfassung.....	95
	Literaturverzeichnis.....	97

Allgemeine Formelzeichen

δ	Delta – Ferrit
γ	Austenit
L	Schmelze
S_x^2	Standardabweichung
\bar{T}	Mittelwert der Temperatur
ΔT_M	maximale Temperaturschwankung
ΔT	momentane Temperaturänderung
T_{\max}	maximale Temperatur im Betrachtungszeitraum
T_{\min}	minimale Temperatur im Betrachtungszeitraum
\bar{G}	Mittelwert der Gießspiegelposition
T_L	Liquidus Temperatur
T_S	Solidus Temperatur
T_P	Temperatur der peritektischen Phasenumwandlung
F	Freiheitsgrade
k	Komponenten (Legierungselemente)
P	Phasen

f_s	Phasenanteil des Feststoffes in einem Zwei,- bzw Dreiphasenraum
C_C	Kohlenstoffkonzentration
X_i	Wirkfaktor
C_i	Konzentration eines Legierungselementes
B	Breite
l_{aK}	Aktive Kokillennlänge
\dot{m}_{H_2O}	Massenstrom an Kühlwasser
c_{pH_2O}	Wärmekapazität des Kühlwassers
σ_i	Zugfestigkeit der jeweiligen Phase
d_i	Dicke der jeweiligen Phase
λ_1	Primärdendritenabstand
λ_2	Sekundärdendritenabstand

Akronyme

CAQC	Computer – Authorised – Quality – Curriculum
IWD	Integrale Wärmestromdichte
TVK	Temperaturvariationskoeffizient
SB	Schwankungsbreite
MT- Moment	Maximales Temperaturmoment
MLVI	Mould Level Variation Index
CA	Konzentration und Temperatur der maximalen Löslichkeit für C im δ
CB	Temperatur und Kohlenstoffgehalt für höchste Temperatur bei der γ beständig ist
CC	Kohlenstoffgehalt ab dem der primär aus der Schmelze ausgeschiedene Kristall γ ist
cp-Wert	äquivalenter Kohlenstoffgehalt
kfz	kubisch – flächenzentrierte – Kristallstruktur
krz	kubisch – raumzentrierte – Kristallstruktur

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Konzept Kokillenüberwachungssystem[1].	3
Abbildung 2-2: Prozessmonitor Mould Level Expert.	4
Abbildung 2-3: Prozessmonitor Heat Flux Expert.	6
Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Temperaturverläufe beim Aufbrechen der Strangschale [4].	7
Abbildung 2-5: Vergleich unterschiedlich instrumentierter Kokillen [4], [7].	8
Abbildung 3-1: Schematische Darstellung des Meniskusbereiches [9].	11
Abbildung 3-2: Temperaturprofil rechtwinkelig zur Kupferplatte [10].	12
Abbildung 3-3: Temperaturen der beiden Seiten einer einseitig beheizten und innen gekühlten Kupferplatte in Abhängigkeit der Kühlwassergeschwindigkeit [12].	12
Abbildung 3-4: Thermoelement in einer Stranggusskokille [8].	14
Abbildung 3-5: Gegenüberstellung der Ansprechverhalten von Thermoelementen [3].	15
Abbildung 3-6: Abreißen des Schlackenrandes auf Grund von Gießspiegelschwankungen [13].	16
Abbildung 3-7: Temperatur und Gießspiegelverlauf beim Abreißen des Schlackenrandes [13].	17
Abbildung 3-8: Vergleich der Temperaturverläufe [6].	18
Abbildung 3-9: Definitionen zum zeitlichen Verlauf der Temperaturlaufzeichnung [6].	19

Abbildung 3-10: Abhängigkeit des Temperaturabfalls vom Abstand zweier Depressionen [6].	20
Abbildung 3-11: Mittelwerte der Temperatur in der Kupferplatte und Temperaturvariationskoeffizient [15].	22
Abbildung 3-12: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Schwankungsbreite und das MT – Moment [15].	24
Abbildung 3-13: Einfluss des Kohlenstoffäquivalents auf den Temperaturvariationskoeffizienten [16].	25
Abbildung 4-1: Schematisches Eisen – Kohlenstoff – Diagramm	27
Abbildung 4-2: Peritetische Reaktion und Transformation [27].	29
Abbildung 4-3: Ablauf der peritektischen Phasenumwandlung [28], [29].	30
Abbildung 4-4: Vergleich quasibinäre Phasendiagramme [26], [30].	31
Abbildung 4-5: Erstarrung bei CA bzw. CB nach [26].	32
Abbildung 4-6: Betrachtetes Volumenelement nach [31].	33
Abbildung 4-7: Periodizität von Delta NCA und Delta TA [30].	36
Abbildung 4-8: Einfluss der Legierungselemente nach Kagawa und Okamoto [30], bzw. Blazek et.al. [32].	38
Abbildung 4-9: Wirkung der Legierungselemente auf den cp-Wert.	41
Abbildung 4-10: Bildung von Einziehungen auf Grund der $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung [34].	42
Abbildung 4-11: Erstarrung im Meniskusbereich [17].	43
Abbildung 4-12: Steifigkeitsindex [17].	45
Abbildung 4-13: Schrumpfungsverhalten für Stähle mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten [17].	46
Abbildung 4-14: Verlauf der Schrumpfungsdehnung [17].	47
Abbildung 5-1: Gießsequenz aus 9 Schmelzen.	55
Abbildung 5-2: Programmabfolge zur Auswertung des TVK einer bestimmten Schmelze	56
Abbildung 5-3: Temperatur, Gießgeschwindigkeit und TVK Pfanne Nr.7	57
Abbildung 5-4: Mittelwertfiltern TVK.	59
Abbildung 5-5: Einfluss der Länge des Berechnungszeitraums auf die Höhe des TVK	61
Abbildung 5-6: Temperaturänderung während einer Kokillenreise	63
Abbildung 5-7: Änderung des Temperaturvariationskoeffizienten während einer Kokillenreise.	63

Abbildung 5-8: Anordnung Thermoelemente [19].....	64
Abbildung 5-9: Verlauf des TVK entlang der Kokillenlänge [19].....	65
Abbildung 5-10: Überprüfung des Einflusses der Gießanlage auf den TVK.....	66
Abbildung 5-11: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf den TVK Stahlsorte1.....	67
Abbildung 5-12: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf den TVK Stahlsorte 2.....	68
Abbildung 5-13: Einfluss des Gießpulvers auf den TVK.....	70
Abbildung 5-14: TVK über cp-Wert Mn_1, Mn_2, Mn_3.....	74
Abbildung 5-15: Wirkung von Mangan auf CA und CB für Mn_1,Mn_2 und Mn_3.....	75
Abbildung 5-16: Auswirkung von Mangan auf den TVK für Mn_1, Mn_2 und Mn_3.....	76
Abbildung 5-17: Vergleich Messung Regression Mn_1, Mn_2 und Mn_3.....	77
Abbildung 5-18: Einfluss der Gießgeschwindigkeit Mn_1 bis Mn_3.....	78
Abbildung 5-19: Einfluss von Kohlenstoff bei 0.82% Mn und vg 1.2.....	79
Abbildung 5-20: Einfluss von Mangan bei 0.07% C und vg 1.2.....	80
Abbildung 5-21: Regression TVK – cp-Wert Mn_1 bis Mn_3.....	81
Abbildung 5-22: TVK über cp-Wert, Mn_4, Mn_5 und Mn_6.....	83
Abbildung 5-23: Auswirkung von Mangan auf den TVK für Mn_4, Mn_5 und Mn_6.....	84
Abbildung 5-24: Vergleich Regression Messung Mn_4, Mn_5 und Mn_6.....	85
Abbildung 5-25: Einfluss von Kohlenstoff bei 0,43% Mn und vg 1.2.....	86
Abbildung 5-26: TVK und MLVI über cp-Wert.....	91
Abbildung 5-27: Ausschnitte aus Prozessdaten.....	92
Abbildung 5-28: TVK und MLVI über cp-Wert zweiter Ansatz.....	93

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-I: Gegenüberstellung verfügbare Messwerte.....	9
Tabelle 4-I: Werte für CA, CB, CC und T_P	28
Tabelle 4-II: Wirkfaktoren nach Kagawa und Okamoto [30].....	35
Tabelle 4-III: Wirkfaktoren nach Blazek et.al. [32].....	38
Tabelle 4-IV: Aufstellung Wirkfaktoren für Kohlenstoffäquivalente	40
Tabelle 5-I: Ergebnisse Gießpulverzuordnung	51
Tabelle 5-II: Analysewerte	68
Tabelle 5-III: Eigenschaften Gießpulver.....	69
Tabelle 5-IV: Stahlzusammensetzung Werksmarken Mn_1, Mn_2 und Mn_3	73
Tabelle 5-V: Gießpulvereigenschaften für die Werksmarken Mn_1, Mn_2, Mn_3	73
Tabelle 5-VI: Wertebereiche für Regressionspolynom Mn_1 bis Mn_3.....	78
Tabelle 5-VII: Stahlzusammensetzung Werksmarken Mn_4, Mn_5 und Mn_6	82
Tabelle 5-VIII: Wertebereich für das Regressionspolynom Mn_4 bis Mn_6	86
Tabelle 5-IX: Aufstellung Werksmarken für Gießspiegelbetrachtung	90

1 Einleitung

Beim Stranggießen nimmt die Gruppe der peritektischen Stähle mit einem äquivalenten Kohlenstoffgehalt (cp-Wert) von 0.9 bis 0.16 Gew.%, eine Sonderstellung ein. Stähle, deren cp-Werte im zuvor genannten Bereich liegen, durchlaufen bei der Erstarrung die peritektische Phasenumwandlung ($L+\delta\rightarrow\gamma$). Diese Stähle sind besonders anfällig für die Bildung von Längs,- und Kantenrissen. Zusätzlich dazu treten weitere Phänomene auf.

- So weist die abführbare Wärmemenge ein Minimum auf [14].
- Die Ausbildung von Oszillationsmarken ist besonders stark ausgeprägt [17].
- Das Wachstum der Strangschale verläuft äußerst unregelmäßig [14].
- Der Temperaturverlauf in der Kokillenwand ist starken Schwankungen unterworfen [16].

Kokillenüberwachungssysteme werden in einem immer größer werdenden Umfang eingesetzt, um die Betriebssicherheit des Stranggießprozesses zu erhöhen. Die ureigenste Aufgabe eines derartigen Systems besteht in der Früherkennung von Durchbrüchen. Zu diesem Zweck werden die wichtigsten Prozessparameter online überwacht. Die Daten welche von diesem System aufgezeichnet werden, stellen die Ausgangsbasis für die Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit dar.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird der Einfluss einzelner Legierungselemente auf die peritektische Phasenumwandlung untersucht. Dabei wird die Auswirkung auf die einzelnen vom Kokillenüberwachungssystem aufgezeichneten Prozessparameter betrachtet. Im Gegensatz zu Laboruntersuchungen werden keine Versuchsschmelzen zur Auswertung hergestellt. Es werden die im Produktionsprozess gemessenen Daten von Stahlmarken, deren Zusammensetzung im peritektischen Bereich liegen, betrachtet.

2 Kokillenüberwachungssysteme im Stranggießprozess

Die Anfangserstarrung der Stahlschmelze in der wassergekühlten und oszillierenden Kupferkokille ist der komplexeste Teil des Stranggießprozesses. Um die Produktivität einer Anlage hoch zu halten, sowie kostspielige Stillstände und Reparaturen, auf Grund von Ausbrüchen zu minimieren, werden heutzutage zur Prozesskontrolle eigene Kokillenüberwachungssysteme, auch Mould Monitor genannt, eingesetzt.

2.1 Konfiguration eines Kokillenüberwachungssystems

Das Kernstück eines jeden derartigen Überwachungssystems ist eine mit Thermoelementen ausgestattete Kokille. Die Thermoelemente sind in zwei oder drei Bändern, welche in unterschiedlichen Abständen zur Kokillenoberkante um den Umfang der Kokille verlaufen, angeordnet [1]. Die Temperaturmessung erfolgt nicht direkt an der Innenseite der Kokille, sondern in der Kupferplatte. Weitere Thermoelemente sind in den Kühlkästen verbaut. Für jede Kokillenseite wird die Ein,- sowie Auslauftemperatur des Kühlwassers gemessen. Zusätzlich dazu wird der Volumenstrom des Wassers für jede Seite separat ermittelt.

Der Mould Monitor verarbeitet auch Messsignale bzw. Daten, welche nicht direkt vom Kokillenüberwachungssystem gemessen werden bzw. von anderen Expertensystemen generiert werden. So wird die aktuelle Position des Giesspiegels, die Position des

Monoblockstopfens, die momentane Gießgeschwindigkeit, Informationen aus Computer – Authorised – Quality – Curriculum Systemen, kurz CAQC, und die aktuelle Gießleistung von anderen Mess,- und Qualitätssystemen übernommen.

Relativ neu ist die Messung der Reibung zwischen Strang und Kokille, die auf einer Druckmessung in den Hubzylinder, welche die Kokillenoszillation bewerkstelligen, sowie einer Positionsmessung der Kokille beruht [2]. Die Konfiguration eines Kokillenüberwachungssystems ist in Abbildung 2-1 dargestellt.

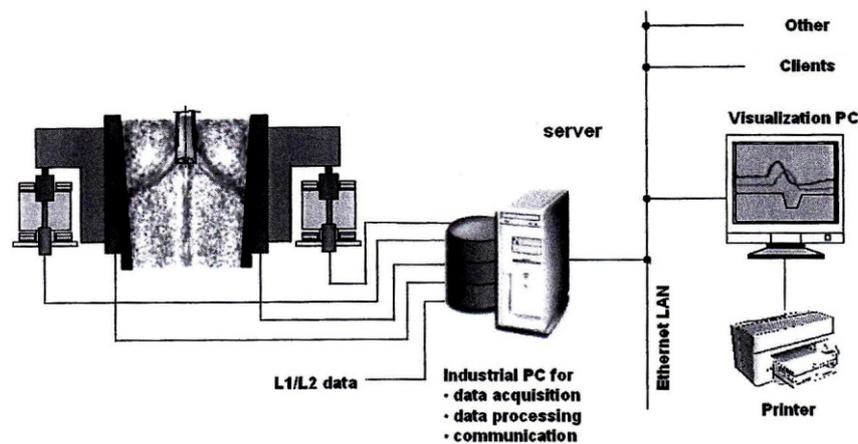


Abbildung 2-1: Konzept Kokillenüberwachungssystem [1].

Die einzelnen Signale werden in einem Server zusammengeführt, in welchem die Daten erfasst und ausgewertet werden. Über ein Datennetzwerk ist dieser Server mit einem PC im Anlagensteuerstand, welcher zur Visualisierung dient, sowie anderen Computern verbunden. Die Daten werden für einen bestimmten Zeitraum am Server gespeichert und sind über die Netzwerkanbindung auch extern abrufbar.

2.2 Module des MOULDEXPERT™

Überwachungssysteme, wie zuvor beschrieben, sind von mehreren Anbietern erhältlich. Bei der Erstellung der vorliegenden Arbeit wurde das System MOULDEXPERT™ verwendet. Der MOULDEXPERT™ ist eine Gemeinschaftsentwicklung der Siemens VAI GmbH und der vatron GmbH. Dieses System ist modular aufgebaut. Im Folgenden werden die einzelnen Module näher beschrieben.

2.2.1 Der Mould Level Expert

In diesem Teilbereich werden die Signale der Gießspiegelmessung und des Monoblockstopfens verarbeitet. Da der Gießspiegel ein oszillierendes System darstellt, wird zusätzlich eine Fourier – Analyse für das Gießspiegelsignal durchgeführt. Das Ergebnis aus dieser Auswertung wird gesondert graphisch dargestellt. Durch diese Auswertung ist es möglich, ein eventuell auftretendes ausbauchen der Strangschale zwischen den einzelnen Stützrollen, auch Bulging genannt, zu erkennen.

In einer weiteren Auswertung wird die Position des Monoblockstopfens betrachtet. Dabei wird die Gießleistung über der aktuellen Position des Stopfens angezeigt. Das Ziel dieser Auswertung ist, unter Umständen auftretende, Clogging,- bzw. Erosionsphänomene zu erkennen.

Als Zusatzinformation wird ein Histogramm, in welchen die Zeitanteile von automatischer und händischer Gießspiegelregulierung an der verstrichenen Gießzeit dargestellt werden, angezeigt. In Abbildung 2-2 wird ein Screenshot des Prozessmonitors des Mould Level Experts gezeigt.

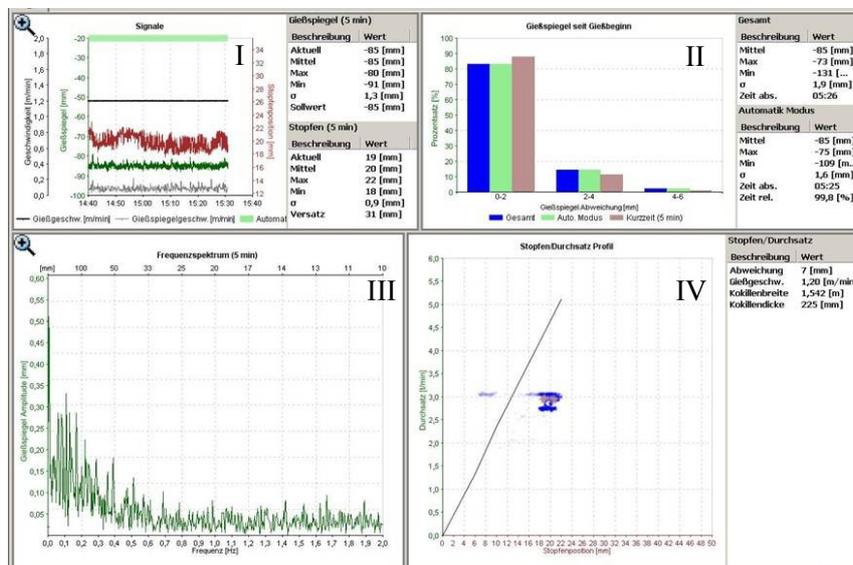


Abbildung 2-2: Prozessmonitor Mould Level Expert.

Im linken oberen Teilbild werden die zeitlichen Verläufe der Gießspiegelposition, der Stopfenposition und der Gießgeschwindigkeit dargestellt. Das rechte obere Teilbild stellt die Zeitanteile von automatischer sowie manueller Gießspiegelregulierung an der verstrichenen Gießzeit dar. Das linke untere Teilbild stellt das Frequenzspektrum, welches Ergebnis der Fourier - Analyse ist, für einen Zeitraum von fünf Minuten dar. Dabei wird das

Gießspiegelsignal als Summe mehrere Sinussignale, welche alle unterschiedliche Amplituden sowie Frequenzen besitzen, dargestellt. Im gezeigten Diagramm wird die jeweilige Amplitude über der dementsprechenden Frequenz dargestellt. Im rechten unteren Teilbild wird die aktuelle Gießleistung über der aktuellen Stopfenposition als Punktwolke dargestellt. Die in diesem Diagramm eingezeichnete Gerade zeigt die Sollposition des Stopfens für unterschiedliche Gießleistungen an. Liegen die Punkte links der Geraden, so ist der Durchfluss größer als der Normwert für die entsprechende Stopfenstellung. Dies zeigt an, dass die Querschnitte auf Grund von Erosion vergrößert wurden. Der gegenteilige Fall, eine Verengung der Querschnitte aufgrund von Clogging, tritt ein, wenn die Punkte rechts der Gerade liegen. Der zuletzt beschriebene Fall ist im rechten unteren Teilbild ersichtlich.

2.2.2 Der Heat Flux Expert

In diesem Teilbereich des MOULDEXPERT™ werden die Signale der Thermoelemente in den Kühlkästen, sowie die gemessenen Durchflussmengen an Kühlwasser graphisch dargestellt. Für jede Seite der Kokille wird die integrale Wärmestromdichte gemäß Formel (2.1) berechnet. Zusätzlich wird die Differenz der Wärmestromdichten der beiden Breitseiten sowie der beiden Schmalseiten angezeigt.

$$IWD = \frac{\dot{m}_{H_2O} \cdot c_{p_{H_2O}} \cdot \Delta T}{B \cdot l_{ak}} \quad \left[\frac{kW}{m^2} \right] \quad (2.1)$$

$$\dot{m}_{H_2O} \quad \text{Durchflussmenge Kühlwasser} \quad \left[\frac{kg}{s} \right]$$

$$c_{p_{H_2O}} \quad \text{spezifische Wärmekapazität von Wasser} \quad \left[\frac{kJ}{kgK} \right]$$

$$\Delta T \quad \text{Temperaturdifferenz zwischen Ein,-und Auslaufwasser} \quad [K]$$

$$B \quad \text{Breite der jeweiligen Kokillenseite} \quad [m]$$

$$l_{ak} \quad \text{aktive Kokillenlänge} \quad [m]$$

Neben der Anzeige der Wärmestromdichten werden von einem Expertensystem für die momentan vergossene Stahlzusammensetzung vorgegebene Grenzwerte angezeigt. Sollte eine Messgröße den vorgegebenen Grenzwert über,- bzw. unterschreiten, wird vom System

ein Alarm ausgelöst. In Abbildung 2-3 wird ein Screenshot des Prozessmonitors des Heat Flux Experts gezeigt.

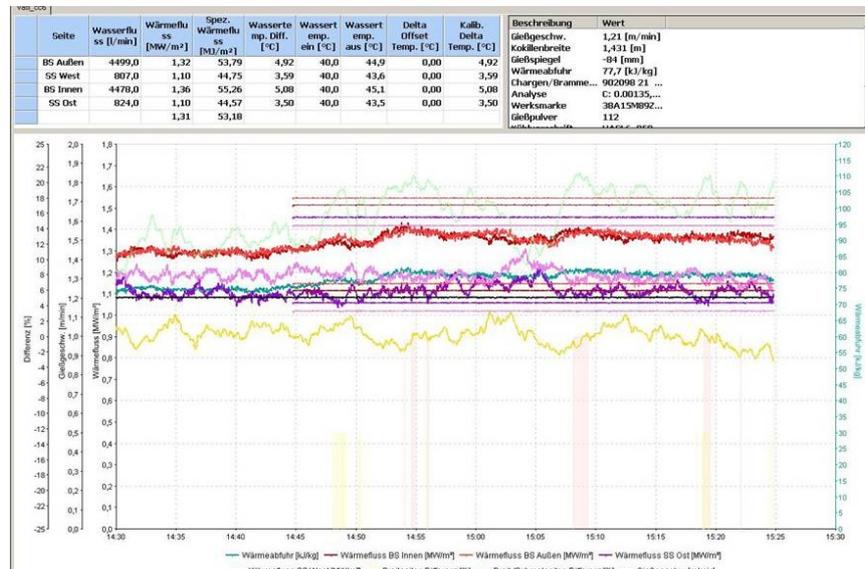


Abbildung 2-3: Prozessmonitor Heat Flux Expert.

In der obigen Abbildung ist der zeitliche Verlauf der jeweiligen Wärmestromdichte, sowie die Differenz der Wärmestromdichten für die Breit,- sowie Schmalseiten gezeigt. Die waagerechten Linien in der obigen Darstellung sind die stahlzusammensetzungsspezifischen oberen und unteren Grenzwerte für die Wärmestromdichten, welche von einem Expertensystem, das nicht Teil des MOULDEXPERT™ ist, vorgegeben werden.

2.2.3 Der Break Out Expert

In diesem Modul werden die Daten der in der Kokille verbauten Thermoelemente verarbeitet und graphisch dargestellt. Das Hauptaugenmerk bei der Konzipierung dieses Systems lag auf der Durchbruchfrüherkennung. Um das Aufbrechen der Strangschale innerhalb der Kokille, auch Kleber genannt, verlässlich detektieren zu können, sind mindestens zwei Bänder von Thermoelementen notwendig [1],[4]. Die Position dieser Bänder wird so gewählt, dass ein Durchbruch der Strangschale zum ehest möglichen Zeitpunkt erkannt wird und somit rasch Maßnahmen eingeleitet werden können [3]. So ist es möglich die Durchbruchstelle durch ein Herabsetzen der Gießgeschwindigkeit wieder erstarren zu lassen, auch ausheilen genannt, sodass der Fehler beim Verlassen der Kokille zwar als Oberflächenfehler ersichtlich bleibt, aber die Strangschale an dieser Stelle wieder tragfähig ist [4]. Der zeitliche Verlauf der Temperaturen an zwei Messpunkten bei einem Aufbrechen der Strangschale ist in Abbildung 2-4 schematisch dargestellt.

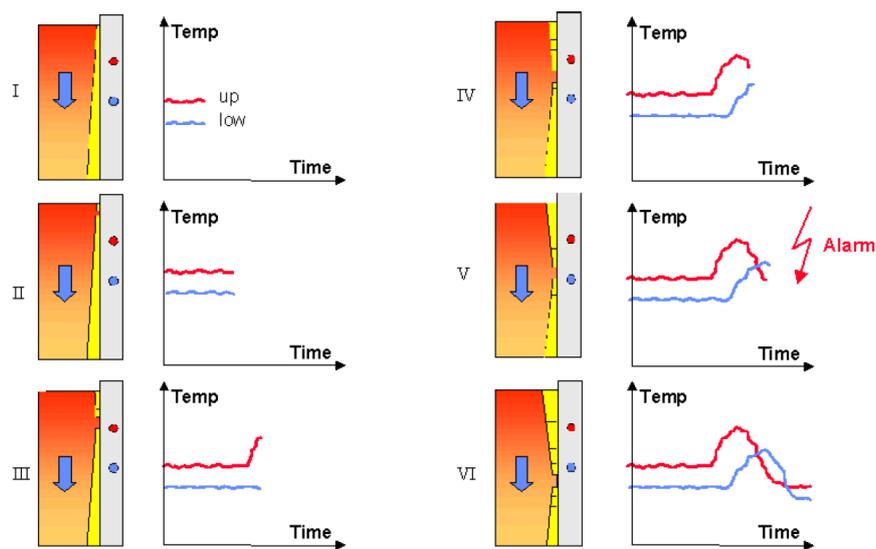


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Temperaturverläufe beim Aufbrechen der Strangschale [4].

Teilbild I stellt den zeitlichen Verlauf der Temperaturen bei normal verlaufendem Guss dar. In **Teilbild II** reißt die Strangschale ein und Schmelze kommt in Kontakt mit der Kupferplatte. An dieser Stelle steigt die Temperatur in der Kupferplatte an. Der Temperaturanstieg ist lokal begrenzt und hat sein Maximum ca. 35 Millimeter unter der Berührstelle [6]. Da die Aufbruchsstelle noch relativ weit vom oberen Thermoelement entfernt ist, zeigt der Temperaturverlauf noch keinen Ausschlag. In **Teilbild III** ist die Fehlerstelle näher an das obere Thermoelement herangerückt und der Temperaturverlauf des oberen Thermoelementes beginnt anzusteigen. Im darauf folgenden **Teilbild IV** befindet sich die Ausbruchsstelle zwischen den beiden Thermoelementen. Auf Grund des oben beschriebenen Temperaturverlaufes an der Berührstelle fällt der Temperaturschrieb an der oberen Messstelle bereits wieder ab, während der Verlauf der Temperatur am unteren Messpunkt zu steigen beginnt. In **Teilbild V** ist die Fehlerstelle weiter an das untere Thermoelement gerückt. Dies hat zur Folge, dass sich die Aufzeichnungskurven der beiden Temperaturen schneiden. In diesem Moment würde das System alarmieren und einen Ausbruch anzeigen. Im abschließenden **Teilbild VI** hat die Ausbruchsstelle beide Thermoelemente passiert und die Temperaturverläufe pendeln sich wieder auf das normale Niveau ein.

Aus den oben genannten Zusammenhängen ist erkennbar, dass die Positionierung der Thermoelemente zur Ausbruchsfrüherkennung eine andere ist, wie zum Beispiel bei der Messung der lokalen Wärmestromdichten. Um diese Aussage zu verdeutlichen, werden in

Abbildung 2-5 zwei instrumentierte Kokillen für die oben genannten Verwendungszwecke dargestellt.

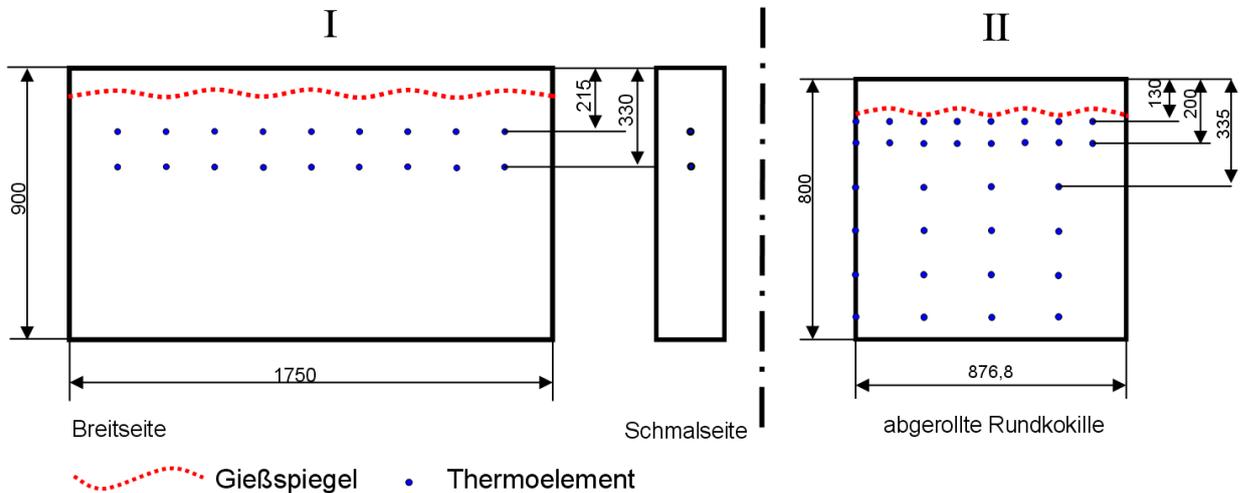


Abbildung 2-5: Vergleich unterschiedlich instrumentierter Kokillen [4], [7].

Im **Teilbild I** ist die Kokille, wie sie derzeit für den MOULDEXPERT™ verwendet wird, dargestellt. **Teilbild II** zeigt eine abgerollte Rundkokille, wie sie zur Messung der lokalen Wärmestromdichte verwendet wird.

Da für die Früherkennung eines Ausbruches lediglich zwei Reihen an Thermoelementen benötigt werden, wurde bei der Kokille für den Kokillenmonitor auf eine weitere Instrumentierung verzichtet. Auch der Abstand der oberen Thermoelemente zum Gießspiegel ist größer als bei der speziell instrumentierten Kokille. Des Weiteren ist die Kokille in Teilbild II mit mehr Thermoelementen im Bereich des Gießspiegels und knapp darunter ausgestattet als die Kokille des Mould Monitors. Verwendet man die Anzahl der Thermoelemente pro Quadratmeter Kokillenoberfläche als Kenngröße für die Auflösung, so ergibt sich ein Wert von ca. 11 Thermoelementen je Quadratmeter für den Mould Monitor, während die Kokille zur Messung der lokalen Wärmestromdichte eine Auflösung von ca. 55 Thermoelementen je Quadratmeter aufweist. In Prozenten ausgedrückt hat die Kokille des Mould Monitors 20 Prozent der Auflösung der speziellen Kokille zur Messung der lokalen Wärmestromdichte. Mit einer für die Ausbruchsfrüherkennung ausgelegten Kokille ist es somit nicht möglich, das Temperaturprofil über die gesamte Arbeitslänge der Kokille messtechnisch zu erfassen.

2.3 Verwendung des Mould Monitors zur Beschreibung des Gießverhaltens

Der MOULDEXPERT™ ist, wie in Kapitel 2.2.3 beschrieben, ein Durchbruchfrüherkennungssystem. Die gesamte Instrumentierung wurde diesem Zweck entsprechend ausgeführt. Das System bietet die Möglichkeit die Prozessdaten, welche in den einzelnen Modulen bearbeitet werden, für einen Zeitraum von drei Monaten zu speichern. Ein limitierender Faktor bei der Datenspeicherung ist die gewählte Speicherfrequenz von 1 [Hz] [4]. Die Gießspiegelmessung sowie die Regelung des Monoblockstopfens haben schnellere Arbeitsfrequenzen von 4 [Hz], welche in dieser Form nicht wiedergegeben werden. Die Beschränkung des Verfügbarkeitszeitraumes ist eine Folge der großen Datenmenge, welche die Prozessdaten darstellen, und der für dieses System begrenzt zur Verfügung stehenden Speicherkapazität.

Sollen die Prozessdaten für einen längeren Zeitraum wie drei Monate zur Verfügung stehen, wird die Zeitschrittbreite auf zehn Sekunden vergrößert und nur die Temperatur jeder zweiten Thermoementreihe gespeichert, was eine Reduktion der Datenmenge auf ca. fünf Prozent der Ausgangsgröße zur Folge hat. Diese Vorgehensweise zieht aber einen weiteren Verlust an Information, welcher auf die Erhöhung der Zeitschrittweite und einer weiteren Verringerung der Auflösung zurückzuführen ist, nach sich. Die in Tabelle 2-I aufgelisteten Messwerte können für eine Beurteilung des Gießverhaltens verschiedener Stähle herangezogen werden.

Tabelle 2-I: Gegenüberstellung verfügbare Messwerte.

Datenerfassungsfrequenz 1 Hz	Datenerfassungsfrequenz 0,1 Hz
40 Temperaturen in der Kupferplatte	20 Temperaturen in der Kupferplatte
Gießgeschwindigkeit	Gießgeschwindigkeit
4 Kühlwasser Ein,- und Auslauftemperaturen	4 Integrale Wärmestromdichten
4 Massenströme Kühlwasser	
Gießspiegelposition	Gießspiegelposition
Stopfenposition	
Gießleistung	

3 Beschreibung des Gießverhaltens mit Messdaten aus dem Stranggießprozess

Die Verwendung von speziellen, mit Thermoelementen ausgestatteten Kokillen ist eine oft angewandte Methode, um die Vorgänge während der Anfangserstarrung in der Kokille zu beobachten. Es werden aber auch andere Messgrößen wie die Wärmeabfuhr, die Reibung zwischen Strang und Kokille und die Schwankung des Giesspiegels zusätzlich zur Beurteilung herangezogen. Im nachstehenden Kapitel wird eine Übersicht über die prinzipiellen Messmethoden, die unterschiedlichen Methoden, welche zur Interpretation angewandt werden und die verwendeten Kenngrößen gegeben.

3.1 Beurteilung von Temperaturmessdaten

Durch Beurteilung des zeitlichen Verlaufes der Temperaturlaufzeichnung können einerseits eventuell auftretende Fehler, wie Einziehungen auf der Oberfläche des Gussproduktes und das Abreißen des Schlackenrandes, welcher sich am Meniskus bildet, erkannt werden. Andererseits ist die Standardabweichung des aufgezeichneten Temperatursignals stark von der Stahlzusammensetzung, insbesondere vom Kohlenstoffgehalt abhängig.

Da die Temperatur in der Kupferplatte von einer Vielzahl an Einflussfaktoren abhängt, wird zunächst die Wärmeabfuhr in der Kokille sowie der Einbau der Thermoelemente in der Kupferplatte behandelt.

3.1.1 Wärmeabfuhr in der Stranggießkokille

Die überhitzte Schmelze wird über den Eintauchausguss in die wassergekühlte Kupferkokille geführt. Am Gießspiegel wird kontinuierlich Gießpulver, auch Kokillenschlacke genannt, zugegeben, sodass die Schmelze gegen atmosphärische Einflüsse geschützt wird. Dieses Pulver schmilzt auf und wird in den Spalt zwischen Kupferplatte und Strangschale eingezogen. Mit zunehmendem Abstand vom Meniskus erstarrt ein Teil der Kokillenschlacke,

während der Rest des Gießpulvers flüssig vorliegt. Auch die Erstarrung der Stahlschmelze beginnt am Meniskus, die Dicke der Strangschale wächst mit zunehmendem Abstand vom Gießspiegel. In Abbildung 3-1 ist der Meniskusbereich schematisch dargestellt.

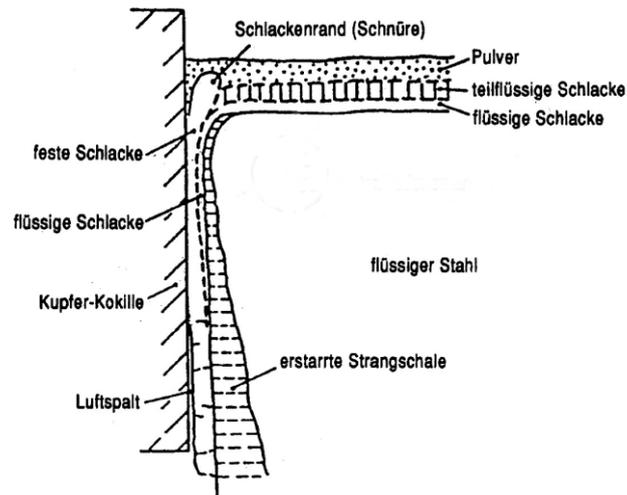


Abbildung 3-1: Schematische Darstellung des Meniskusbereiches [9].

In Abbildung 3-1 ist das fortschreitende Wachstum der Strangschale, sowie das Einziehen von Gießpulver und dessen teilweise Erstarrung dargestellt. Zusätzlich ist ersichtlich, dass die Strangschale mitsamt der Gießpulverschale von der Kupferplatte, auf Grund von Schrumpfungen, abheben kann. Dadurch bildet sich ein Luftspalt zwischen Kupferplatte und der erstarrten Kokillenschlackenschicht.

Die Wärmeabfuhr erfolgt von der Schmelze über die erstarre Strangschale sowie über die beiden Gießpulverschichten und einen eventuell vorhandenen Luftspalt zur wassergekühlten Kupferplatte. Somit liegt für den Wärmedurchgang eine Serienschaltung verschiedener Widerstände vor. Einfache Modelle für die Wärmeabfuhr nehmen einen eindimensionalen Wärmedurchgang in der oben beschriebenen Richtung an. Einzelne Modelle berücksichtigen zusätzlich den Anteil der Temperaturstrahlung an der Wärmeabfuhr [10], beziehungsweise eine mehrdimensionale Wärmeleitung [11]. Das Temperaturprofil, welches sich auf Grund der oben beschriebenen Serienschaltung von Widerständen einstellt, ist in Abbildung 3-2 schematisch dargestellt.

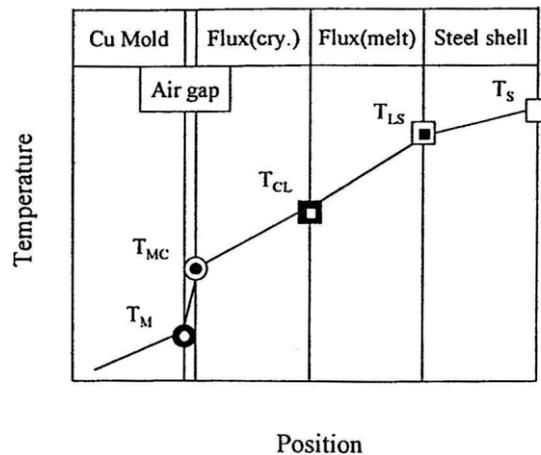


Abbildung 3-2: Temperaturprofil rechtwinklig zur Kupferplatte [10].

Aus Abbildung 3-2 ist ersichtlich, dass die beiden Gießpulverschichten sowie der eventuell auftretende Luftspalt die wesentlichen Wärmedurchgangswiderstände darstellen [10], [3]. Insbesondere die Dicke der erstarrten Schlackenschicht wirkt sich auf den Absolutwert der Oberflächentemperatur (T_{MC} in Abbildung 3-3) aus [10]. In weiterer Folge ist die Temperatur an der Innenseite der Kupferplatte (T_M in Abbildung 3-2) noch von der Menge, respektive der Durchflussgeschwindigkeit, des Kühlwassers abhängig [12]. Bei den von Wünneberg K. durchgeführten Laborversuchen [12] wurde eine innen wassergekühlte Kupferplatte einseitig mit einer Flamme beheizt, während die Kühlwassermenge, respektive dessen Geschwindigkeit, variiert wurde. Die Ergebnisse der Untersuchungen sind in Abbildung 3-3 dargestellt.

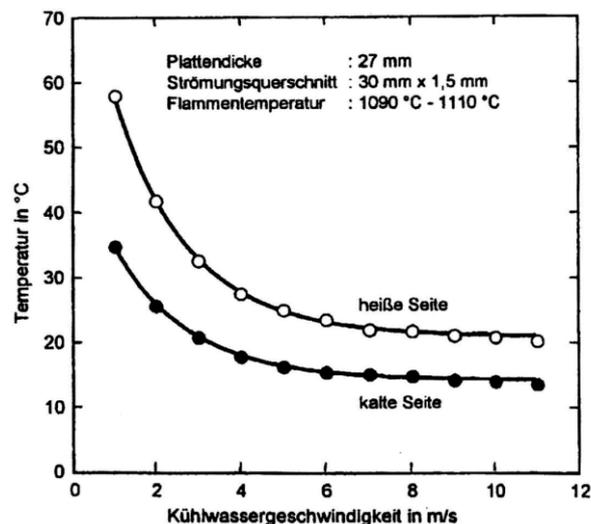


Abbildung 3-3: Temperaturen der beiden Seiten einer einseitig beheizten und innen gekühlten Kupferplatte in Abhängigkeit der Kühlwassergeschwindigkeit [12].

In Abbildung 3-3 sind die Temperaturen der beiden Seiten der einseitig beheizten und innen gekühlten Kupferplatte über der Geschwindigkeit des Kühlwassers aufgetragen. Der Verlauf beider Temperaturen hat eine ähnliche Gestalt, wobei die Differenz zwischen den beiden Temperaturen, wie auch die Absolutwerte beider Temperaturen, mit steigender Geschwindigkeit des Kühlwassers zunächst abfallen und ab einem Wert von ca. 6 m/s annähernd konstant bleiben. Als Erklärung für dieses Verhalten wird die Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten, zwischen Kupferplatte und Kühlwasser, von der Kühlwassergeschwindigkeit genannt. Die Temperatur in der Kupferplatte, in welcher die Thermoelemente verbaut sind, wird von den folgenden Faktoren beeinflusst.

- Wärmeübergangskoeffizienten, bzw. Kontaktwärmetransports - Widerstand
 - Schmelze – Strangschale
 - Strangschale – flüssiges Gießpulver
 - flüssiges Gießpulver – erstarrtes Gießpulver
 - erstarrtes Gießpulver – Kupferplatte
 - Kupferplatte – Kühlwasser
 - Falls ein Luftspalt auftritt:
 - Konvektiver Wärmeübergang Gießpulver – Luft
 - Konvektiver Wärmeübergang Luft - Kupferplatte
- Wärmeleitfähigkeiten
 - Strangschale
 - flüssiges Gießpulver
 - erstarrtes Gießpulver
 - Kupferplatte
- Schichtdicken
 - Strangschale
 - flüssiges Gießpulver
 - erstarrtes Gießpulver
 - Luftspalt

Auf Grund der geringen Wärmeleitfähigkeit von Gießpulvern, im Bereich von 1,2 bis 2,2 $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$, im Vergleich zur Wärmeleitfähigkeit der Strangschale, welche bei ca. 30 $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ liegt, bzw. der Wärmeleitfähigkeit der Kupferplatte, die für gängige Kupferlegierungen mit 320 $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ angegeben wird [9], ergibt sich das die Höhe des Gesamtwiderstandes maßgeblich von der Schlackenfilmdicke des Gießpulvers und einem eventuell auftretenden Luftspalt bestimmt wird.

3.1.2 Temperaturmessung in der Kupferplatte.

Es werden üblicherweise Thermoelemente vom Typ T (Kupfer – Konstantan) verwendet. Die Besonderheit beim Einbau in der Stranggusskokille ist, dass kein vollständiges Thermoelement, sondern nur ein Konstantandraht verwendet wird. Den zweiten Teil des Thermoelements stellt die Kupferplatte selbst dar. Der Konstantandraht wird üblicherweise durch Bohrungen in den Halteschrauben geführt und am vorderen Ende mit der Kupferplatte verschweißt [8]. In Abbildung 3-4 ist der prinzipielle Aufbau eines Thermoelements in einer Stranggusskokille gezeigt.

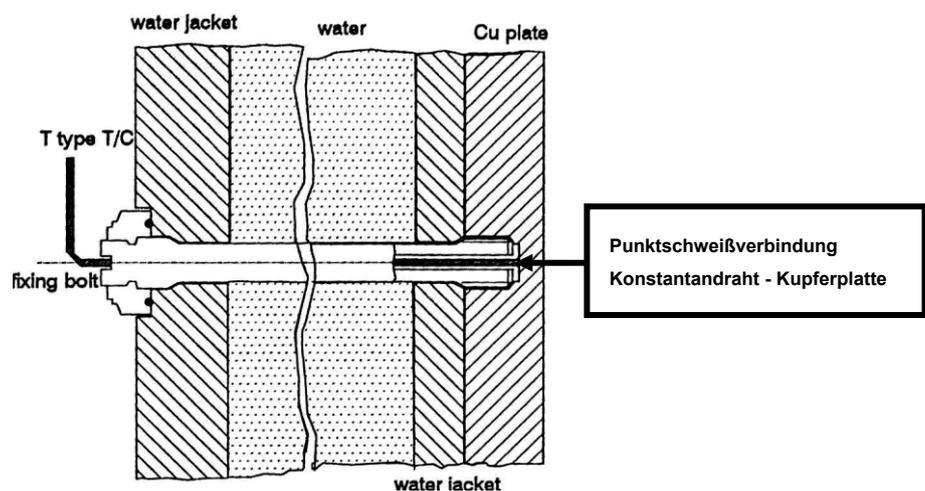


Abbildung 3-4: Thermoelement in einer Stranggusskokille [8].

In Abbildung 3-4 ist ersichtlich, wie der Konstantandraht durch die Halteschraube geführt wird. Durch die Positionierung der Thermoelemente in den Halteschrauben wird der Arbeitsaufwand bei der Instrumentierung einer neuen Kokille gering gehalten. Ein wesentlicher Vorteil dieser Bauweise liegt darin, dass es keine Kontaktprobleme auf Grund der Schweißverbindung geben kann. Würde ein herkömmliches Thermoelement verwendet werden, wäre es schwieriger zu gewährleisten, dass dieses an der Spitze fest an der Kupferplatte aufliegt. Ein weiterer Vorteil ist die schnellere Ansprechzeit der in Abbildung 3-4 gezeigten Ausführung im Vergleich zur herkömmlichen Bauform. In Versuchen konnte gezeigt werden, dass der Zeitgewinn im Vergleich zur Standardbauweise bis zu zwei Sekunden betragen kann [3]. Bei einer Gießgeschwindigkeit von 1,2 m/min entspricht dies einer Länge von 40 mm, was insbesondere bei der Verwendung von Thermoelementen zur Ausbruchfrüherkennung ein entscheidender Unterschied sein kann. In Abbildung 3-5 werden die unterschiedlichen Ansprechverhalten der beiden Bautypen gegenübergestellt.

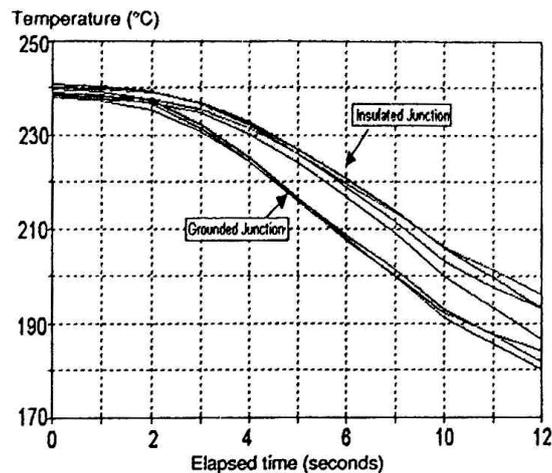


Abbildung 3-5: Gegenüberstellung der Ansprechverhalten von Thermoelementen [3].

In Abbildung 3-5 ist das Ergebnis aus Betriebsversuchen, in welchen Thermoelemente der unterschiedlichen Bautypen gezielt nebeneinander eingebaut wurden, gezeigt. Der in Abbildung 3-5 als Insulated Junction beschriebene Typ entspricht einem herkömmlichen Thermoelement. Der Grounded Junction Typ entspricht einer Anordnung gemäß Abbildung 3-4. Um eine Änderung der Temperatur in der Kupferplatte herbeizuführen, wurde bei diesem Versuch der Gießspiegel gezielt abgesenkt [3].

In Abbildung 3-5 ist die Temperatur, welche von den unterschiedlichen Thermoelementen gemessen wurde, über der Zeit, welche seit dem Absenken des Gießspiegels verstrichen ist, aufgetragen. Die gemessenen Temperaturen vor dem Absenken des Gießspiegels unterschieden sich um sechs Grad Celsius, wobei der Grounded Junction Typ die niedrigeren Werte anzeigte. Der Verlauf der Temperaturaufzeichnung beider Typen hat eine ähnliche Gestalt, wobei mit fortschreitender Zeit das bessere Ansprechverhalten des Grounded Junction Typs ersichtlich wird. Auch ist die Abweichung zwischen den einzelnen Messergebnissen beim Grounded Junction Typ geringer als bei der Insulated Junction Ausführung. Bei einer Temperatur von 200 °C beträgt die Zeitdifferenz zwischen den unterschiedlichen Ausführungen ein bis zwei Sekunden, abhängig davon welche Kurve aus dem breiteren Streuband des Insulated Junction Typs betrachtet wird.

Zusammenfassend kann angemerkt werden, dass der Grounded Junction Typ auf Grund seiner Vorteile, einerseits beim Einbau in die Kupferplatte und andererseits wegen seines besseren Ansprechverhaltens, dem Insulated Junction Typ (herkömmliche Bauform) vorzuziehen ist. Die im MOULDEXPERT™ verbauten Thermoelemente entsprechen dem in Abbildung 3-4 gezeigten Bautyp.

3.1.3 Temperaturverlauf beim Abreißen des Schlackenrandes

Auf Grund von Gießspiegelschwankungen mit großer Periodendauer von etwa 70 Sekunden und großer Amplitude von ca. 10 mm kann der Schlackenrand, auch Schnüre genannt, von der Strangschale umschlossen werden. Als Folge dessen reißt die Schnüre von der Kupferplatte ab und wird mit der Strangschale abwärts befördert [13]. In Abbildung 3-6 sind die Vorgänge, welche zum Abreißen der Schnüre führen schematisch dargestellt.

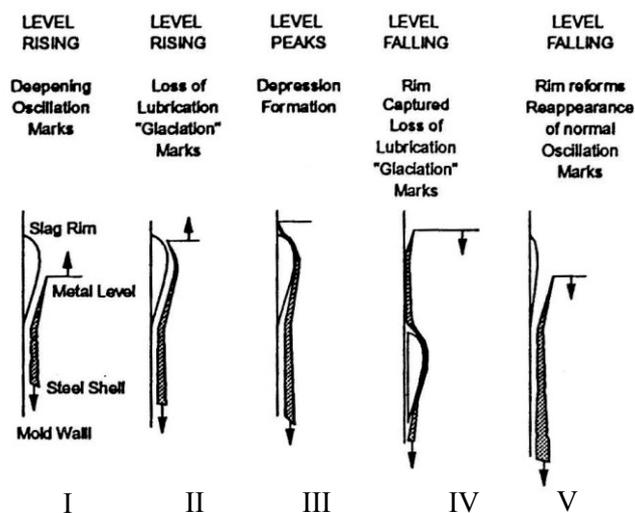


Abbildung 3-6: Abreißen des Schlackenrandes auf Grund von Gießspiegelschwankungen [13].

In Abbildung 3-6 wird der Vorgang des Abreißen des Schlackenrandes in fünf Teilbildern dargestellt. In **Teilbild I** beginnt der Gießspiegel auf Grund von Schwankungen zu steigen. Dies zieht geänderte Druckverhältnisse im Spalt zwischen Strangschale und Kupferplatte nach sich, was zu stärker ausgeprägten Oszillationsmarken führt. Im darauf folgenden **Teilbild II** steigt der Gießspiegel weiter an und die Druckverhältnisse im Spalt ändern sich abermals, was in diesem Fall zum Verschwinden der Oszillationsmarken führt. In **Teilbild III** hat der Gießspiegel den Schlackenrand (Slag Rim in Abbildung 3-6) gänzlich überstiegen. Auch die Strangschale umschließt nun den Schlackenrand. In diesem Moment reißt die Schnüre ab und wandert mit der Geschwindigkeit der Strangschale nach unten. In **Teilbild IV** ist der abgebrochene Schlackenrand bereits nach unten gewandert. Die Strangschale liegt direkt an der Kupferplatte an. Ab dem Abreißen der Schüre geht die Schmierung durch das Gießpulver verloren da ohne Schlackenrand kein Gießpulver in den Gießspalt eingezogen wird. Durch den direkten Kontakt zwischen der Strangschale und der Kupferplatte entstehen sogenannte Glaciation Marks. In **Teilbild V** fällt der Gießspiegel weiter ab und die Neubildung des Schlackenrandes beginnt. Sobald ein Schlackenrand

vorhanden ist, wird wieder Gießpulver in den Gießspalt gefördert und es kommt auch wieder zur Bildung von Oszillationsmarken [13].

Der durch die oben beschriebenen Vorgänge verursachte Oberflächenfehler ist auf den Gussprodukten als Abfolge unterschiedlicher Zonen erkennbar. Der erste Abschnitt ist durch das Auftreten besonders starker Oszillationsmarken gekennzeichnet. Im Anschluss daran folgt eine Zone ohne jegliche Oszillationsmarken. Darauf folgt eine Einziehung, welche durch den mitgezogenen Schlackenrand verursacht wurde. Im Anschluss an diese Depression folgt ein Bereich mit Glaciation Marks, welche durch den direkten Kontakt der Strangschale mit der Kupferplatte entstanden [13].

In Abbildung 3-7 sind die zeitlichen Verläufe des Gießspiegelsignals sowie von fünf Thermoelementen für einen Gießzyklus, in welchem der Schlackenrand zehnmal abbrach, dargestellt.

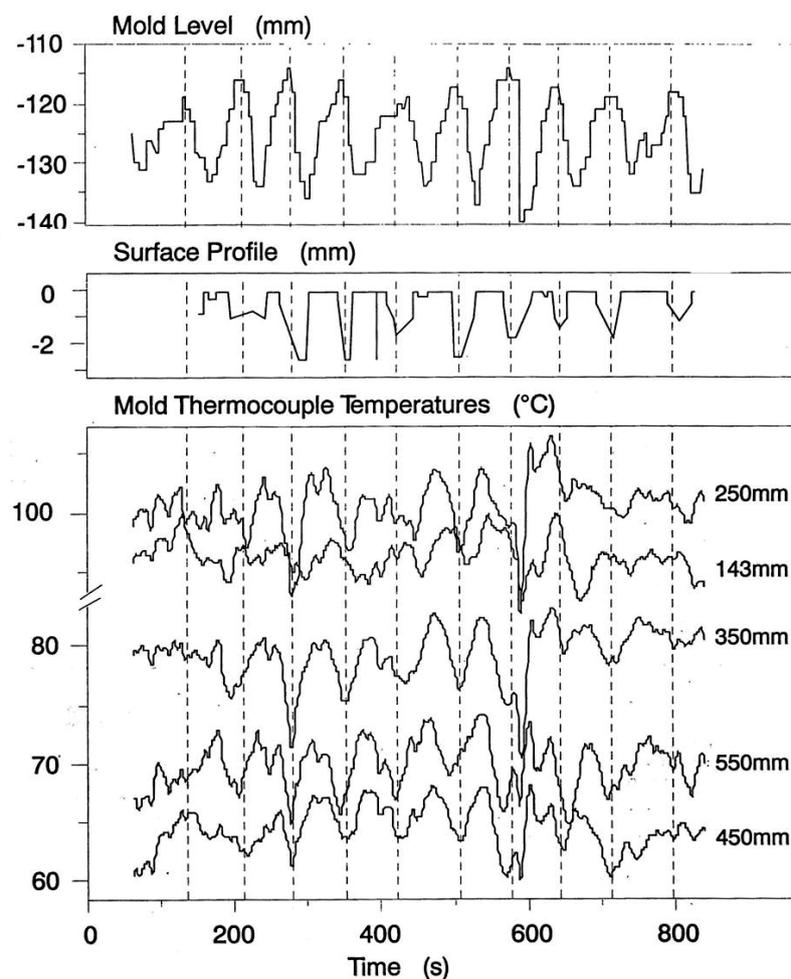


Abbildung 3-7: Temperatur und Gießspiegelverlauf beim Abreißen des Schlackenrandes [13].

Die in Abbildung 3-7 dargestellten Messwerte stammen von einer Vorblockstranggießanlage der BHP Rod and Bar Product Division in Newcastle England. Das Kokillenformat betrug 650 x 413 mm, die Gießgeschwindigkeit lag bei 0,5 m/min. Die Thermoelemente sind zeitversetzt dargestellt. Das Signal eines jeden Thermoelements wurde um den Zeitbetrag, welcher dem jeweiligen Abstand zum Gießspiegel dividiert durch die Gießgeschwindigkeit entspricht, auf der Zeitachse nach links verschoben.

Jede Spitze im Gießspiegelsignal stimmt mit einer Depression in den Temperatursignalen, sowie mit einer Einziehung an der Oberfläche überein. Die Depressionen in den Temperaturaufzeichnungen entstehen durch das Vorbeiwandern des abgebrochenen Schlackenrandes. Dieser stellt einen größeren Wärmedurchgangswiderstand dar, womit an der betreffenden Stelle die Wärmestromdichte und die Temperatur in der Kupferplatte absinken.

3.1.4 Temperaturverlauf beim Auftreten von Oberflächenfehlern

Nicht nur das Abreißen des Schlackenrandes kann zu markanten Änderungen im Temperaturverlauf führen. In einer von Kumar S. et. al durchgeführten Studie [6], welche die Entwicklung einer „intelligenten Stranggießkolille“, die Oberflächenfehler bereits in der Kokille erkennen kann, zum Ziel hatte, waren zwei Teilziele der Untersuchung: Einerseits den Verlauf der Temperaturaufzeichnung beim Auftreten von transversalen Depressionen vorherzusagen, und andererseits einen Zusammenhang zwischen dem Auftreten von typischen Oberflächenfehlern und dem Verlauf der Temperaturaufzeichnung zu finden. In Abbildung 3-8 sind die Temperaturverläufe zweier Knüppel aus derselben Schmelze dargestellt.

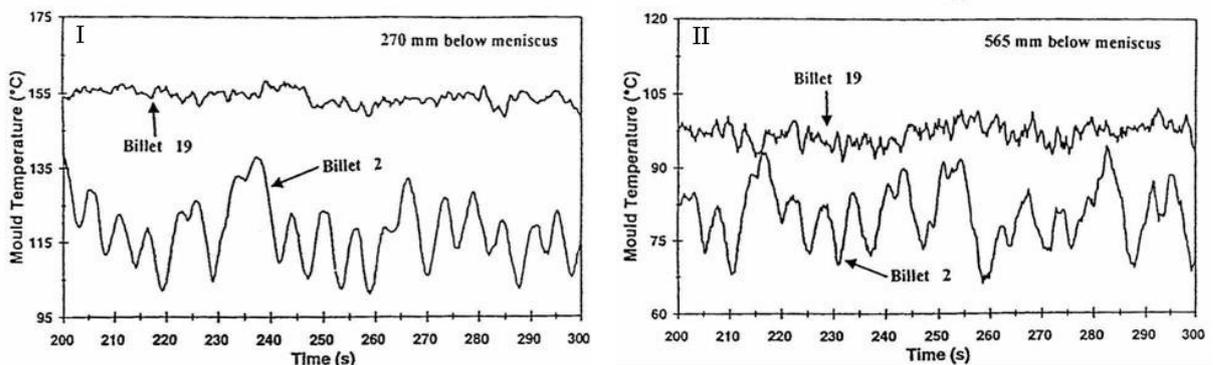


Abbildung 3-8: Vergleich der Temperaturverläufe [6].

Die in Abbildung 3-8 gezeigten Temperaturverläufe stammen von einer ölgeschmierten Vorblockstranggießanlage mit dem Format 209 x 209 mm. Die Gießgeschwindigkeit lag bei

1,15 m/min. **Teilbild I** zeigt die Temperaturverläufe in einem Abstand von 270 mm zum Gießspiegel. **Teilbild II** stellt den zeitlichen Verlauf der Temperaturen für eine Distanz von 565 mm zum Meniskus dar. Auf der Oberfläche von Knüppel (Billet) Nr. 19 fanden sich keine transversalen Depressionen, während auf Knüppel Nr. 2 46 Einziehungen gezählt wurden. In beiden Teilbildern weist der Temperaturverlauf von Knüppel Nr. 19 die geringere Standardabweichung auf. Der stark gezackte Temperaturverlauf von Knüppel Nr. 2 ist eine Folge der als Auswirkung der Depressionen ständig wechselnden Luftspaltdicke. Bereits kleine Änderungen der Dicke ziehen, wie in Abschnitt 3.1.1 beschrieben, große Änderungen der gemessenen Temperatur nach sich. Jede Depression, die ein Thermoelement passiert führt zu einem Abfall der Temperatur.

Um den Zusammenhang zwischen dem Auftreten von Depressionen und den dadurch verursachten Temperaturschwankungen näher zu untersuchen, wurde das Oberflächenprofil von Knüppel Nr. 2 vermessen. Die Breite jeder einzelnen Einziehung wurde, durch dividieren der Breite durch die Gießgeschwindigkeit, in eine Laufzeit umgerechnet. Die so aufbereiteten Daten wurden als Eingabeparameter für ein adaptiertes Wärmestrommodell genutzt. Dieses Modell war in der Lage die tatsächlich gemessenen Temperaturverläufe in einer ausreichenden Genauigkeit wiederzugeben. Die weiteren Betrachtungen wurden unter Zuhilfenahme dieses Modells durchgeführt [6]. Das Ausmaß des Temperaturabfalls hängt direkt mit der Tiefe der Einziehung zusammen. Die Breite des Temperaturabfalls und des Wiederanstieges zeigte hingegen keine gute Korrelation zu der Breite der Depression [6]. Aus diesem Grund wurde der Temperaturabfall und Wiederanstieg gemäß Abbildung 3-9 in 2 Teile aufgeteilt.

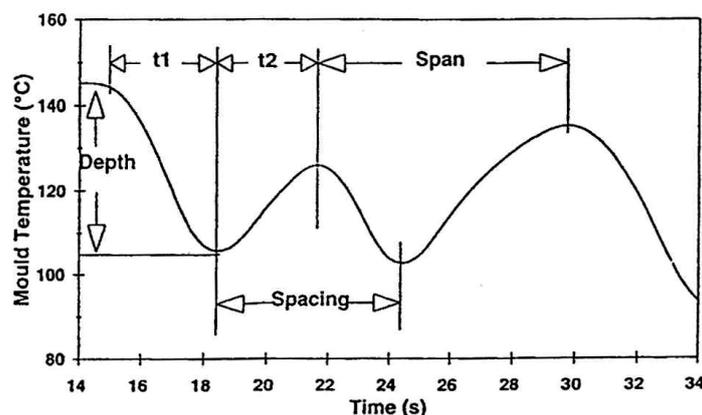


Abbildung 3-9: Definitionen zum zeitlichen Verlauf der Temperaturaufzeichnung [6].

In Abbildung 3-9 ist die Temperaturaufzeichnung eines Thermoelementes welches von mehreren Depressionen passiert wird, schematisch dargestellt. Der Abstand zwischen zwei Temperaturspitzen wird als Span (Breite der Einziehung) bezeichnet. Der Abstand zwischen

2 Temperaturminima wird als Spacing (Abstand zwischen zwei Depressionen) bezeichnet. Der Zeitabschnitt t_1 beschreibt den Temperaturabfall während t_2 den Wiederanstieg beschreibt. Zwischen der Dauer des Zeitabschnittes t_1 und der tatsächlichen Breite der Depression konnte eine Korrelation gefunden werden. Das Phänomen, dass die Temperatur teilweise nicht wieder auf den Ausgangswert ansteigt, wird damit erklärt, dass auch dieser Vorgang eine gewisse Zeit benötigt. Sollte innerhalb dieses Zeitraumes bereits die nächste Vertiefung das Thermoelement passieren, wird die Aufwärtsbewegung gestoppt und es folgt ein weiterer Temperaturabfall. Somit ist die Höhe des Temperaturabfalles nicht nur von der Tiefe der Depression, sondern auch vom zeitlichen Abstand zur vorhergehenden Depression abhängig. Dieser Zusammenhang wird in Abbildung 3-10 gezeigt.

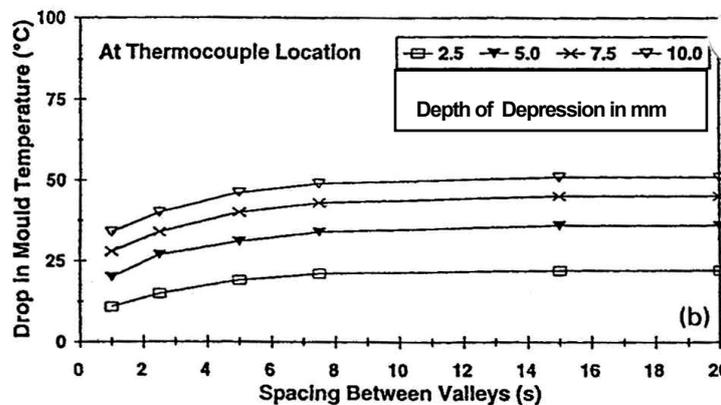


Abbildung 3-10: Abhängigkeit des Temperaturabfalls vom Abstand zweier Depressionen [6].

In Abbildung 3-10 ist das Ausmaß des Temperaturabfalls in Abhängigkeit des Zeitabstandes zur vorhergehenden Depression für unterschiedliche Tiefen der Einziehung dargestellt. Desto größer die Einziehung, desto stärker ist der Temperaturabfall ausgeprägt. Je kürzer der Zeitraum zwischen zwei Einziehungen ist, umso kleiner fällt der Temperaturabfall aus, da nur wenig Zeit für einen Wiederanstieg bleibt. Ab einem Zeitabstand von acht Sekunden ändert sich die Höhe des Temperaturabfalls kaum mehr mit größer werdenden Abständen [6]. Es kann zusammengefasst werden dass:

- Einziehungen an der Oberfläche als Täler in der Temperaturaufzeichnung erscheinen.
- Die Höhe des Temperaturabfalls in direktem Zusammenhang mit der Tiefe der Depression steht.
- Die Zeit, welche zwischen einer Temperaturspitze und einem Temperaturminimum vergeht, als Maß für die Breite einer Depression herangezogen werden kann.
- Ein geringer Abstand zwischen zwei Vertiefungen auf der Oberfläche die Höhe des Temperaturabfalls verringert.

3.1.5 Zusammenhang zwischen Temperaturverlauf und Stahlzusammensetzung

Es existiert ein Zusammenhang zwischen der Schwankung des Temperatursignales und der Stahlzusammensetzung. Dieser Zusammenhang besteht insbesondere mit dem Gehalt an Kohlenstoff, beziehungsweise dem Kohlenstoffäquivalent, welches die Wirkung weiterer Legierungselemente berücksichtigt [14], [15], [16], [17].

Singh S.N. und Blazek K.E. stellten im Rahmen einer Studie [14] fest, dass die Temperaturschwankungen eines 38 mm unter dem Gießspiegel positionierten Thermoelements für Schmelzen mit unterschiedlichen Gehalten an Kohlenstoff unterschiedliche Gestalten annahmen. Bei Kohlenstoffgehalten von 0.1 und 0.25 Gew.% waren die Temperaturschwankungen stark ausgeprägt, während die Temperaturen bei Kohlenstoffgehalten von 0.7 und 2.0 Gew.% annähernd konstant verliefen. Die starken Schwankungen bei den niedrigeren Kohlenstoffgehalten wurden durch die Schrumpfung der Strangschale, welche zu einem verminderten Kontakt zwischen Kokille und Strangschale führt, erklärt [14].

Sowka E. nennt drei Kenngrößen welche zur Charakterisierung der Temperaturschwankungen herangezogen werden können [15].

- Die maximale momentane Temperaturschwankung (MT – Moment)
- Die Schwankungsbreite der Temperatur (SB)
- Den Temperaturvariationskoeffizienten (TVK)

Das MT – Moment soll die maximale Temperaturänderung, in Prozent der mittleren Temperatur, im betrachteten Zeitintervall wiedergeben.

$$MT - Moment = \frac{\Delta T_m}{\bar{T}} \cdot 100\% \quad [\%] \quad (3.1)$$

ΔT_m maximale Temperaturänderung im betrachteten Zeitintervall [°C]

\bar{T} Mittelwert der Temperatur im betrachteten Zeitintervall [°C]

Die Schwankungsbreite (SB) soll das Verhältnis der Differenz zwischen absolut größter und kleinster Temperatur zum Mittelwert der Temperatur im betrachteten Zeitintervall wiedergeben. Der Unterschied zum MT- Moment besteht darin, dass bei der Schwankungsbreite die absoluten Maxima und Minima, betrachte werden. Diese Werte müssen in keiner

zeitlichen Abfolge zueinander stehen, während die beim MT – Moment betrachtete Temperaturänderung sehr wohl einer zeitlichen Abfolge entstammen muss.

$$SB = \frac{(T_{\max} - T_{\min})}{\bar{T}} \cdot 100\% \quad [\%] \quad (3.2)$$

T_{\max} größte Temperatur im betrachteten Zeitintervall [°C]

T_{\min} kleinste Temperatur im betrachteten Zeitintervall [°C]

\bar{T} Mittelwert der Temperatur im betrachteten Zeitintervall [°C]

Der Temperaturvariationskoeffizient (TVK) soll den prozentuellen Anteil der Temperaturschwankungen im Verhältnis zum Mittelwert der Temperatur im betrachteten Zeitintervall wiedergeben.

$$TVK = \frac{S_{(T)}^2}{\bar{T}} \cdot 100\% \quad [\%] \quad (3.3)$$

$S_{(T)}^2$ Standardabweichung der Temperatur im betrachteten Zeitintervall [°C]

\bar{T} Mittelwert der Temperatur im betrachteten Zeitintervall [°C]

In Abbildung 3-11 sind die Mittelwerte der Temperaturen in der Kupferplatte, und der Temperaturvariationskoeffizient von drei Schmelzen mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten für die Schmalseite einer Brammenkokille dargestellt.

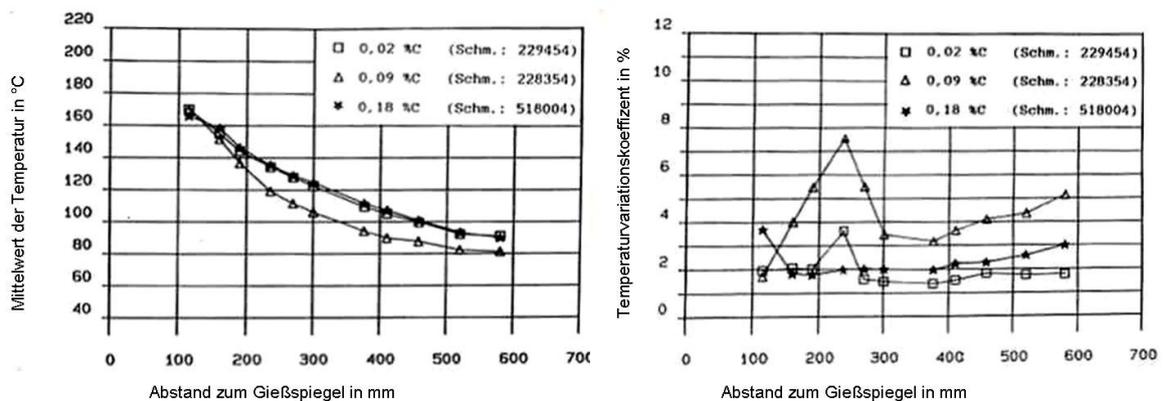


Abbildung 3-11: Mittelwerte der Temperatur in der Kupferplatte und Temperaturvariationskoeffizient [15].

Im linken Teilbild von Abbildung 3-11 sind die Mittelwerte der Temperaturen in der Kupferplatte über dem Abstand zum Gießspiegel aufgetragen. Mit zunehmendem Abstand vom Gießspiegel werden die aufgezeichneten Temperaturmittelwerte kleiner. Die Verläufe für 0.02 und 0.18 Gew.% Kohlenstoff sind annähernd deckungsgleich. Der Verlauf für 0.09 Gew.% Kohlenstoff deckt sich lediglich bis zu einem Abstand von ca. 150 mm mit den anderen. Danach fallen die Temperaturmittelwerte, im Vergleich zu den beiden anderen Schmelzen, merklich ab. Im rechten Teilbild der Abbildung 3-11 ist der Verlauf der einzelnen Temperaturvariationskoeffizienten über dem Abstand zum Gießspiegel gezeigt. Der Stahl mit 0.09 Gew.% Kohlenstoff zeigt vom Gießspiegel an, bis zu einem Abstand von ca. 250 mm einen stetigen Anstieg des TVK. Danach fällt die Variation der Temperatur wieder ab, bleibt zwischen einem Abstand von 300 bis 400 mm zum Meniskus konstant und steigt danach wieder leicht an. Der Verlauf des Stahles mit 0.02 Gew.% Kohlenstoff bleibt bis ca. 200 mm unter dem Gießspiegel konstant, steigt dann stark an und zeigt nach dem Maximum einen annähernd konstanten Verlauf. Gänzlich anders ist der Verlauf des Stahles mit 0.18 Gew.% Kohlenstoff. Dieser weist ca. 100 mm unter dem Gießspiegel sein Maximum auf. Im Anschluss fällt der Temperaturvariationskoeffizient wieder ab, bleibt für einen Abstand zum Meniskus von ca. 150 bis 480 mm annähernd konstant, und steigt danach bis zum Austritt aus der Kokille wieder leicht an. Den Anstieg des Temperaturvariationskoeffizienten ab einem Abstand von ca. 380 mm zum Gießspiegel haben alle drei betrachteten Kohlenstoffgehalte gemeinsam, wenngleich auch unterschiedlich stark ausgeprägt. Dies ist eine Folge der Schrumpfung der Strangschale und der dadurch verursachten Verschlechterung des Kontaktes zwischen Strangschale und Kokille. Das Maximum des Temperaturvariationskoeffizienten der Schmelze mit 0.09 Gew.% Kohlenstoff weist darauf hin, dass im Abstand von ca. 250 mm zum Gießspiegel der Kontakt zwischen Kokille und Strang schlecht ist. Dies erklärt auch den Abfall der mittleren Temperaturen im linken Teilbild [15].

Da ein signifikanter Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf den Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten ersichtlich war, wurde der Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die beiden andern definierten Kennwerte, nämlich die Schwankungsbreite und die maximale momentane Temperaturschwankung, näher untersucht. Dabei wurde festgestellt, dass bis zu einem Abstand von 80 mm zum Gießspiegel kein signifikanter Einfluss ersichtlich war. Ab diesem Abstand zeigten die Werte einen charakteristischen Verlauf in der Form einer Glockenkurve über dem Kohlenstoffgehalt. Ab einem C – Gehalt von ca. 0.075 Gew.% steigen die Werte bis zu einem Gehalt von ca. 0.11 Gew.% Kohlenstoff an und fielen danach bis zu einem Wert von ca. 0.17 Gewichtsprozent Kohlenstoff wieder auf die Ausgangswerte ab. Die Höhe des Maximums bei ca. 0.11 Gew.% C variierte über die unterschiedlichen Abstände zum Gießspiegel. In Abbildung 3-12 ist der Verlauf der

Schwankungsbreite, sowie der maximalen momentanen Temperaturschwankung über dem Gehalt an Kohlenstoff für ein 98 mm unter dem Gießspiegel in der Schmalseite einer Brammenkokille positioniertes Thermoelement dargestellt.

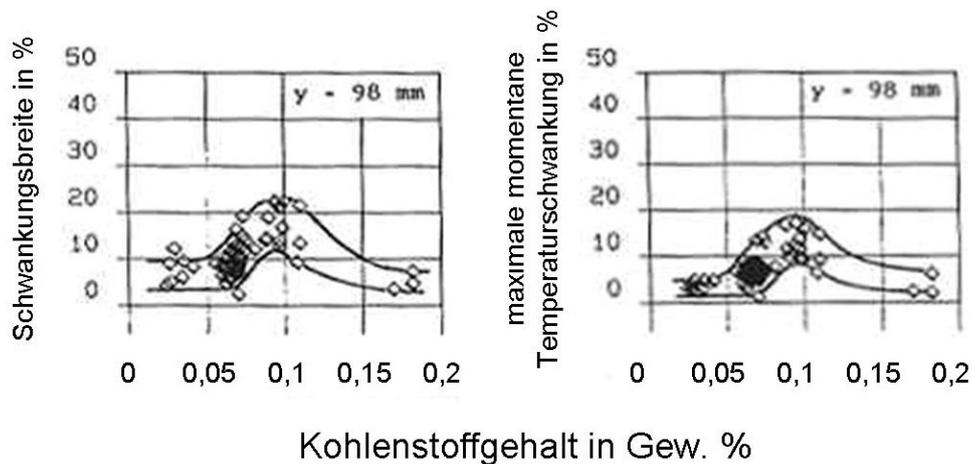


Abbildung 3-12: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Schwankungsbreite und das MT – Moment [15].

Beide Teilbilder in Abbildung 3-12 zeigen den Verlauf der jeweiligen Kenngröße über dem Kohlenstoffgehalt für ein Thermoelement mit einem Abstand von 98 mm zum Gießspiegel. Das linke Teilbild stellt den Verlauf der Schwankungsbreite dar, während im rechten Teilbild das Verhalten der maximalen momentanen Temperaturschwankung gezeigt ist. Der Verlauf beider Kenngrößen ist trotz der stark unterschiedlichen Berechnungsvorschriften ähnlich. Die Erfassung beider Kennwerte ist mit einer merklichen Streuung behaftet, da die Messwerte für ein und denselben Kohlenstoffgehalt um bis zu 10% schwanken. Auch die einzelnen Messwerte sind nicht homogen über den Kohlenstoffgehalt verteilt. Im Bereich zwischen 0,11 und 0,18 Gew.% Kohlenstoff sind keine Messwerte vorhanden. Der Anstieg beider Kenngrößen ab ca. 0,075 Gew.% Kohlenstoff wird mit dem Schrumpfungsverhalten von Stählen in Abhängigkeit von deren Kohlenstoffgehalt erklärt [15]. Die Schrumpfung führt zur Verschlechterung des Kontaktes zwischen Strangschale und Kokille, welche sich in einem sehr unregelmäßigen Kontakt, der einen stark gezackten Verlauf der Temperatur zur Folge hat, begründet.

Der Autor der Studie merkt zwar an, dass bei den Schmelzen, welche zur Auswertung herangezogen wurden, zusätzlich die Legierungselemente Silizium und Mangan enthalten waren, berücksichtigt diese aber nicht in der Auswertung [15], da alle Darstellungen über dem Kohlenstoffgehalt und nicht über einem äquivalenten Kohlenstoff Gehalt, auch cp-Wert

genannt, welcher die Wirkung der zusätzlichen Legierungselemente berücksichtigen würde, erfolgte.

Xia et.al. [16], [17] verwenden bei ihren Untersuchungen ebenfalls den Temperaturvariationskoeffizienten als Kenngröße für die Schwankung der Temperaturaufzeichnung. Im Gegensatz zu Sowka E. [15] betrachten Xia et.al. ein in der Mitte der Breitseite einer Brammenkokille im Abstand von ca. 130 mm zum Meniskus positioniertes Thermoelement und beziehen ihre Auswertungen nicht lediglich auf den Gehalt an Kohlenstoff, sondern verwenden einen selbst entwickelten äquivalenten Kohlenstoffgehalt. Dieser cp-Wert berücksichtigt die Wirkung der Legierungselemente Mangan, Silizium, Nickel, Molybdän, Phosphor, Schwefel, Kupfer, Chrom, Titan und Stickstoff.

Die Ergebnisse der Untersuchungen bezüglich des Einflusses des äquivalenten Kohlenstoffgehaltes auf den Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten sind in Abbildung 3-13 dargestellt.

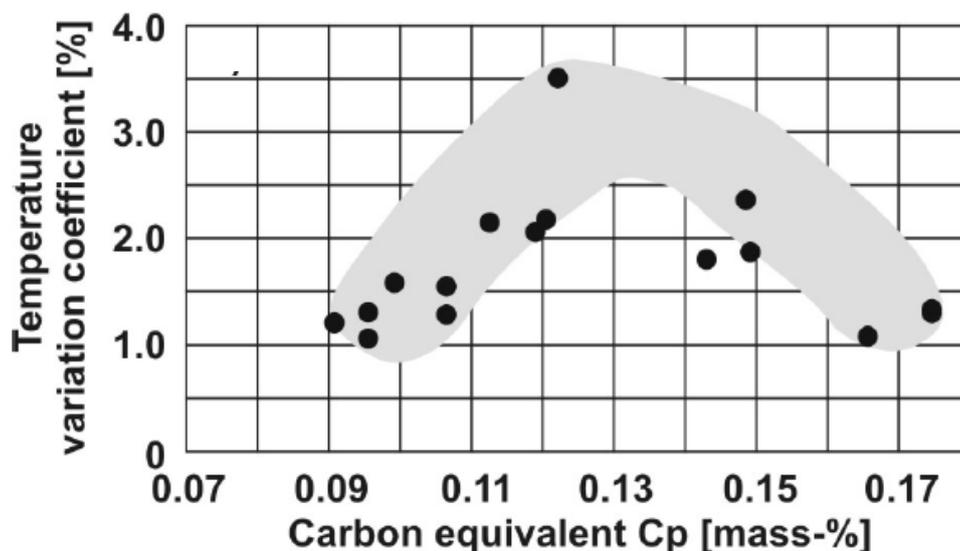


Abbildung 3-13: Einfluss des Kohlenstoffäquivalents auf den Temperaturvariationskoeffizienten [16].

Der Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten über dem cp-Wert in Abbildung 3-13 zeigt dieselbe charakteristische Glockenkurve wie in den Untersuchungen von Sowka E. [15]. Die Schwankung zwischen Messpunkten mit ein und demselben äquivalenten Kohlenstoffgehalt ist wesentlich kleiner wie in den Untersuchungen von Sowka [15]. Die Ursache hierfür ist einerseits auf die Verwendung eines cp-Wertes anstelle des Kohlenstoffgehaltes, sowie auf die Betrachtung des Temperaturvariationskoeffizienten anstelle der Schwankungsbreite, bzw. des maximalen momentanen Temperaturmomentes zurückzuführen. Zusätzlich verweisen Xia et.al. [16] darauf, dass zur Auswertung ein spezielles

Computerprogramm verwendet wurde, während E. Sowka [15] keine weiteren Angaben zur Datenaufbereitung und deren Auswertung macht.

Das Maximum der Glockenkurve liegt in der oben gezeigten Darstellung in etwa bei einem cp-Wert von 0.12 bis 0.13 Gew.%. Dies ist eine Folge der Verwendung eines cp-Wertes, welcher die Wirkung der Legierungselemente auf die Lage der peritektischen Phasenumwandlung beschreibt.

Auf die peritektische Reaktion und Phasenumwandlung, die Auswirkung von Legierungselementen auf diese, sowie die Beschreibung der Wirkung einzelner Legierungselemente mithilfe von Kohlenstoffäquivalenten wird in Abschnitt 4 eingegangen.

Es kann zusammengefasst werden dass:

- Der Gehalt an Kohlenstoff, bzw. der cp-Wert einen signifikanten Einfluss auf den Verlauf der Temperaturaufzeichnung hat.
- Der Verlauf verschiedener Kenngrößen, welche die Schwankung der Temperaturaufzeichnung beschreiben, einen charakteristischen Verlauf in Form einer Glockenkurve über dem Kohlenstoffgehalt bzw. dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt aufweist.
- Die Höhe des Maximums der Glockenkurve vom Abstand zum Gießspiegel abhängt.
- Die absolute Höhe des Maximums vom betrachteten Kennwert abhängt.
- In beiden gezeigten Untersuchungen eine gewisse Streuung für Messwerte mit ein und demselben Kohlenstoffgehalt bzw. cp-Wert auftrat.
- Durch die Betrachtung der Messwerte über dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt anstelle des einfachen Gehaltes an Kohlenstoff eine Verbindung zur peritektischen Phasenumwandlung hergestellt werden konnte.

Während der Erstarrung von Stählen (in dieser Betrachtung reine Eisen – Kohlenstoff – Legierungen) mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen CA und CC (Zahlenwerte siehe Tabelle 4-I) wird nach dem Unterschreiten der Liquidustemperatur (T_L), δ – Ferrit ausgeschieden. Die Schmelze kühlt weiter ab bis die peritektische Temperatur (T_P) erreicht ist. Bei dieser Temperatur wandelt der bereits erstarrte δ – Ferrit mit der noch vorhandenen flüssigen Phase (L) in Austenit (γ) um ($L + \delta \rightarrow \gamma$). Auf Grund der Gibbs'schen Phasenregel für Metalle, $F = k - P + 1$, bleibt die Temperatur während der Umwandlung konstant. Bei Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen CA und CB wird nicht der gesamte δ – Ferrit in Austenit (γ) umgewandelt, sodass am Ende der Erstarrung ein Phasengemisch aus δ – Ferrit und Austenit (γ) vorliegt. Entspricht der Kohlenstoffgehalt exakt CB, so liegt 100% Austenit (γ) vor. Bei Kohlenstoffgehalten zwischen CB und CC ist die peritektische Temperatur (T_P) höher als die Solidustemperatur (T_S), sodass die Legierung nicht vollständig im δ – Ferrit erstarrt. Nach dem Ablauf der peritektischen Phasenumwandlung für diese Konzentrationen liegt ein Phasengemisch aus Schmelze (L) und Austenit (γ) vor [21]. Stähle mit Kohlenstoffkonzentrationen zwischen CB und CC durchlaufen daher die peritektische Phasenumwandlung im Zweiphasengebiet fest – flüssig und die Erstarrung erfolgt rein austenitisch. Der Punkt CA entspricht der maximalen Löslichkeit für Kohlenstoff im δ – Ferrit. Der Punkt CB entspricht der höchsten Temperatur bis zu welcher Austenit (γ) beständig ist. Der Punkt CC entspricht jenem Kohlenstoffgehalt, bis zu welchem die primär ausgeschiedene Phase δ – Ferrit ist. Abhängig von der verwendeten Quelle variieren die Kohlenstoffgehalte für die Punkte CA, CB und CC, sowie die peritektische Temperatur (T_P). In Tabelle 4-I sind die unterschiedlichen Werte sowie die betreffenden Quellen aufgelistet.

Tabelle 4-I: Werte für CA, CB, CC und T_P

CA [wt%]	CB [wt%]	CC [wt%]	T_P [°C]	Quelle
0,09	0,16	0,53	1493	[20]
0,1	0,18	0,53	1492	[21]
0,1	0,17	0,53	1495	[22]
0,1	0,16	0,51	1493	[23]
0,09	0,17	0,53	1495	[24]
0,1	0,16	0,51	1496	[25]
0,088	0,164	0,56	1490,82	[40]
0,0927	0,1716	0,527	1494,6	[41]

Stähle, bei welchen der Kohlenstoffgehalt zwischen CA und CB liegt, werden beim Stranggießen als peritektische Stähle bezeichnet. Damit ist die Definition im Sinne des Stranggießers eine Eingrenzung innerhalb der metallkundlichen Definition. Der Grund für diese Eingrenzung ist das besondere Verhalten, welches derartige Legierungen beim Vergießen auf Stranggussanlagen zeigen. Eine andere Definition für diese kritischen Legierungen ist: Stähle bei welchen die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung überhalb, bzw. bei T_s beginnt und erst darunter abgeschlossen ist [26]. In Abbildung 4-1 ist der Bereich der im Sinne des Stranggießers peritektischen Stähle rot hinterlegt. Nur die Stähle, deren Kohlenstoffgehalt zwischen CA und CB liegt, durchlaufen direkt im Anschluss an die Erstarrung die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung. Dies ist eine Folge dessen, dass nicht der gesamte δ – Ferrit, welcher während der Abkühlung gebildet wurde, mit der Schmelze zu Austenit (γ) umwandelt, da nicht genügend Schmelze vorhanden ist, um den gesamten, während der Erstarrung gebildeten δ – Ferrit, bei der peritektischen Phasenumwandlung zu Austenit (γ) umzuwandeln.

4.2 Die peritektische Reaktion und Transformation

Die peritektische Phasenumwandlung unterteilt sich in zwei Teilschritte. Die peritektische Reaktion und die peritektische Transformation. Diese beiden Teilschritte sind in Abbildung 4-2 gezeigt.

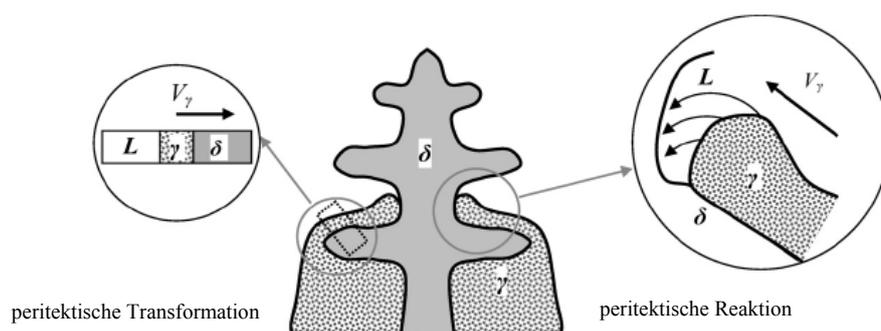


Abbildung 4-2: Peritektische Reaktion und Transformation [27].

Die peritektische Reaktion (rechte Vergrößerung in Abbildung 4-2) kann als das Einhüllen des bereits gebildeten δ – Dendriten durch eine dünne Austenit (γ) – Hülle beschrieben werden. Dabei stehen die drei Phasen Schmelze (L), δ – Ferrit und Austenit (γ) in direktem

Kontakt. Vor der Wachstumsfront des Austenits (γ), welcher entlang der Phasengrenzfläche L , δ , γ wächst, wird ein kleiner Teil des bereits erstarrten δ – Ferrits wieder aufgeschmolzen.

Die peritektische Transformation (linke Vergrößerung in Abbildung 4-2) findet nicht an der Phasengrenzfläche L , δ , γ sondern an der Grenzfläche zwischen δ – Ferrit und Austenit (γ) statt. Diese Transformation ist somit von der Diffusion des Kohlenstoffs durch den Austenit (γ) bestimmt. Dabei wächst der Austenit (γ) einerseits in den bereits erstarrten δ – Ferrit und andererseits in die noch vorhandene Schmelze. Die Wachstumsgeschwindigkeit des Austenits (γ) in die beiden zuvor beschriebenen Richtungen ist nicht gleich groß. Das Wachstum in Richtung des δ – Ferrits ist schneller als die Erstarrung der Schmelze an der Oberfläche des Austenits (γ) [28], [29]. In Abbildung 4-3 ist eine chronologische Abfolge der Erstarrung einer Legierung, welche die peritektische Phasenumwandlung durchläuft, gezeigt. Die folgenden Darstellungen und deren Interpretation beziehen sich auf ein Labor-experiment, durchgeführt von Phelan et.al. [28], [29], bei welchem die Erstarrung in-situ mit einem Hochtemperatur-Laser-Konfokalmikroskop betrachtet wurde. Die Erstarrungsstruktur in diesem Experiment entspricht nicht einer gerichteten dendritischen Erstarrung.

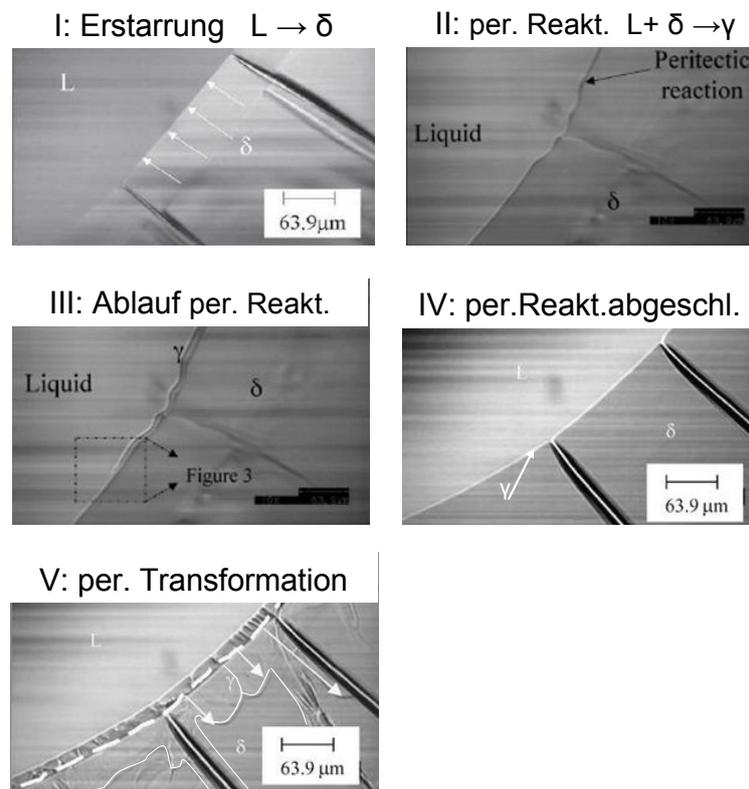


Abbildung 4-3: Ablauf der peritektischen Phasenumwandlung [28], [29].

In Teilbild I wächst der δ - Ferrit in die Schmelze. In Teilbild II ist die Temperatur bis auf T_P abgefallen und die peritektische Reaktion startet an der markierten Stelle. In Teilbild III wächst der Austenit (γ) entlang der Phasengrenzfläche L, δ, γ . In Teilbild IV ist die peritektische Reaktion abgeschlossen und Schmelze (L) sowie δ - Ferrit sind durch einen dünnen Austenitfilm (γ) voneinander getrennt. In Teilbild V ist das Wachstum des Austenits (γ) dargestellt. Die Lage des Austenitfilms welcher durch die peritektische Reaktion gebildet wurde ist als unterbrochene Linie eingezeichnet. Anhand dieser Linie sowie der Lage der Grenzflächen in Teilbild V ist ersichtlich, dass der Austenit (γ) bedeutend schneller in den δ - Ferrit wächst wie als in die Schmelze.

4.3 Die peritektische Phasenumwandlung in Multikomponentensystemen

Die heute gebräuchlichen Stahlsorten sind keine reinen Eisen – Kohlenstoff – Legierungen, sondern Multikomponentensysteme. Das quasibinäre Fe – C Phasendiagramm ändert sich für Multikomponentenlegierungen. Die Punkte CA, CB und CC werden in ihrer Temperatur, sowie Kohlenstoffkonzentration verschoben. Insbesondere CB wird zu niedrigeren Temperaturen als CA und CC verschoben. Als Folge der zuvor beschriebenen Vorgänge wird die Peritektikale im Eisen – Kohlenstoff – Diagramm zu einer Dreikantröhre ($L + \delta + \gamma$) verzerrt. In Abbildung 4-4 ist der Vergleich zwischen dem Phasendiagramm für das System Eisen – Kohlenstoff und einem quasibinären Phasendiagramm für eine Legierung mit X% Kohlenstoff, 1% Mangan, 0,3% Silizium und 0,02 % Phosphor gezeigt.

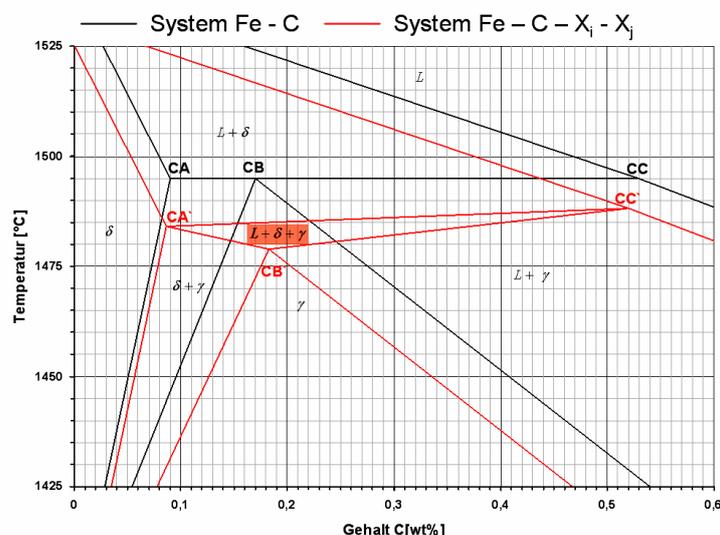


Abbildung 4-4: Vergleich Zweistoff und quasibinäre Fe – C – Darstellung [30].

Zur Berechnung der Verschiebung der Punkte CA, CB und CC, zu den Punkten CA', CB' und CC', wurde das Modell von Kagawa und Okamoto [30], welches in Abschnitt 4.4.2 behandelt wird, verwendet.

Der Ablauf der Erstarrung zweier Legierungen, welche die Grenzfälle CA bzw. CB repräsentieren, ist in Abbildung 4-5 dargestellt. Als Grundlage für diese Darstellung wurde das quasibinäre Phasendiagramm aus Abbildung 4-4 verwendet.

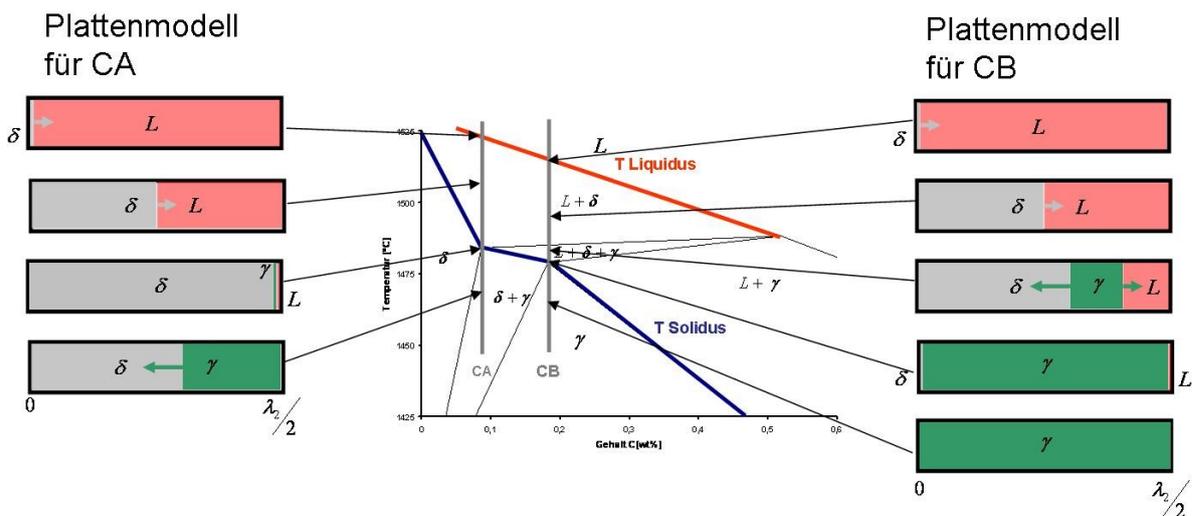


Abbildung 4-5: Erstarrung bei CA bzw. CB nach [30].

Der Verlauf der Liquidustemperatur (T_L) ist rot, jener der Solidustemperatur (T_S) ist blau in Abbildung 4-5 dargestellt. Die Lage von CA bzw. CB wird durch graue senkrechte Linien markiert. Alle Grenzen im Phasendiagramm sind für ein Verhältnis von 99 zu 1 % definiert. Somit kennzeichnet die Liquiduslinie jenen Temperatur,- und Konzentrationsbereich, an dem der Phasenanteil der Schmelze 99% und jener des δ - Ferrits 1% beträgt.

Die Darstellung der Phasenanteile erfolgt mittels eines sogenannten Plattenmodells. Dabei wird ein charakteristisches Volumenelement, eine Platte welche eine Länge von einem halben Sekundärdendritenabstand ($\lambda_2/2$) hat, betrachtet. Die Lage der Platte für das Plattenmodell, innerhalb welcher die Phasenanteile gezeigt werden, ist in Abbildung 4-6 dargestellt.

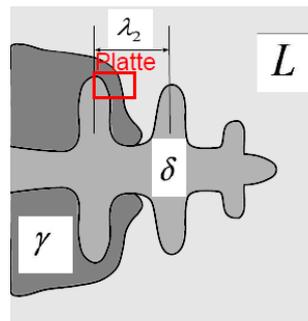


Abbildung 4-6: Lage der Platte für Plattenmodell [27]

Die Phasenanteile für die Legierung, deren Zusammensetzung CA entspricht, sind in Abbildung 4-5 links dargestellt. Mit dem Überschreiten der Liquidustemperatur (T_L) beginnt der δ – Ferrit zu wachsen. Mit dem Fortschreiten der Erstarrung nimmt der Anteil an δ – Ferrit zu und jener der Schmelze (L) ab. Beim Erreichen der Solidustemperatur (T_S) beträgt der Anteil des δ – Ferrits 99% und jener des Austenits (γ), sowie der Schmelze (L) 1%. Mit der weiteren Abnahme der Temperatur beginnt die Umwandlung des δ – Ferrits in Austenit (γ). Diese Umwandlung findet bei einem Feststoffanteil von 100% statt.

Die Phasenanteile der Legierung, deren Zusammensetzung CB entspricht, sind in Abbildung 4-5 rechts dargestellt. Bis zum Erreichen der Peritektikalen verläuft die Erstarrung gleich wie bei der zuvor beschriebenen Legierung. Ab dem Überschreiten der Peritektikalen (Verbindung zwischen CA und CC) läuft zuerst die peritektische Reaktion und nachfolgend die peritektische Transformation ab. Der Austenit (γ) wächst einerseits in die Schmelze (L) und andererseits in den bereits gebildeten δ – Ferrit. Beim Erreichen der Solidustemperatur (T_S) haben Austenit (γ) und δ – Ferrit einen Phasenanteil von 99%, wobei der δ – Ferrit durch die peritektische Transformation nahezu vollständig umgewandelt wurde. Unterhalb der Solidustemperatur (T_S) besteht das Gefüge zu 100% aus Austenit (γ).

Der wesentliche Unterschied in der Erstarrung der beiden Legierungen ist der Zeitpunkt zu welchem die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung stattfindet. Bei der Legierung, welche CA entspricht, beginnt die Umwandlung direkt unterhalb der Solidustemperatur (T_S) bei einem Feststoffanteil von 100%. Die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung der Legierung, welche CB entspricht beginnt noch oberhalb der Solidus Temperatur (T_S) bei einem Feststoffanteil größer 80% [26] und ist beim Erreichen der Solidus Temperatur (T_S) bereits abgeschlossen.

4.4 Die Wirkung von Legierungselementen auf die peritektische Phasenumwandlung

Um die Gießbedingungen für diverse Stahlzusammensetzungen bereits auf Grund der Legierungslage optimal festlegen zu können, sind mathematische Modelle, welche den Einfluss unterschiedlicher Legierungselemente auf die Lage der Punkte CA, CB und CC beschreiben, notwendig. In den folgenden Abschnitten werden verschiedene Modelle zur Beschreibung der Wirkung von Legierungselementen auf die peritektische Phasenumwandlung beschrieben. Diese Modelle unterscheiden sich in ihrer Komplexität und Eignung für den betrieblichen Gebrauch. Die exakteste und aufwändigste Methode ist die Berechnung des Phasendiagramms mit der CALPHAD Methode. Die Modelle von Kagawa und Okamoto bzw. Blazek geben Näherungen für die Lage der Punkte CA und CB an. Die Kohlenstoffäquivalente geben einen „äquivalenten Kohlenstoffgehalt“, mit welchem Rückschlüsse auf das System Eisen – Kohlenstoff gemacht werden können, an.

4.4.1 Die Calphad Methode

Das Akronym CALPHAD steht für calculation of phase diagrams und geht auf den Arbeitstitel einer 1973 ins Leben gerufenen Arbeitsgruppe, welche sich die numerische Berechnung von Phasendiagrammen zum Ziel setzte, zurück [43]. Diese Methode ist die Grundlage für alle kommerziell erhältlichen „Computational Thermodynamics“ Software Pakete, wie Thermo-Calc, FactSage, MTDat und PANDAT. Die Grundlage dieser Methode ist das Sammeln von experimentell ermittelten Daten über das Phasengleichgewicht in einem bestimmten System. Die thermodynamischen Eigenschaften des betreffenden Systems werden mit einem mathematischen Modell, welches anpassbare Parameter enthält, beschrieben. Diese Parameter werden in weiterer Folge so verändert, dass eine optimale Übereinstimmung zwischen dem Ergebnis des mathematischen Modells und den experimentell ermittelten Daten erzielt wird. Auf diese Weise ist es möglich Vorhersagen über Bereiche zu treffen, für welche keine direkt experimentell ermittelten Daten zur Verfügung stehen.

Die mathematische Beschreibung der thermodynamischen Eigenschaften einer jeden einzelnen Phase erfolgt über die Freie-Gibbs-Energie als Funktion von Temperatur und Zusammensetzung. Die Stabilitätsbereiche der einzelnen Phasen, sowie die Bereiche in welchen bestimmte Phasen koexistieren, werden aus der Gibbs Funktion und deren Ableitungen berechnet[1].

Mit derartigen „Computational Thermodynamics“ Software Paketen ist es somit möglich, ein quasibinäres Phasendiagramm und somit die Kohlenstoffkonzentrationen sowie Temperaturen der Punkte CA, CB und CC für eine Multikomponentenlegierung zu berechnen, wobei dies, wie oben beschrieben, nur für jene Legierungselemente möglich sind für welche auch experimentell ermittelte Daten zur Verfügung stehen. Die Exaktheit der Aussagen derartiger Berechnungen hängt auf Grund der inversen Anpassung der variablen Parameter an die Messdaten jedoch immer von deren Qualität ab.

4.4.2 Das Modell von Kagawa und Okamoto

Kagawa und Okamoto [30] haben die Wirkung unterschiedlicher Legierungselemente auf die Lage von CA, CB und CC durch messen der Liquidus,- und Solidustemperatur, sowie thermodynamische Berechnungen von Eisen – Kohlenstoff – Dreistoffsystemen, in welchen das dritte Element nur in geringen Gehalten vorhanden war, untersucht. Das Ergebnis dieser Untersuchung sind Koeffizienten, welche die Verschiebung in der Temperaturen sowie Konzentrationen von CA, CB und CC je zugegebenem Atom % Legierungselement wiedergeben. Diese Koeffizienten sind in Tabelle 4-II aufgelistet.

Tabelle 4-II: Wirkfaktoren nach Kagawa und Okamoto [30].

Element X	ΔT_{CA} [$\frac{K}{at.\% X}$]	ΔT_{CB} [$\frac{K}{at.\% X}$]	ΔT_{CC} [$\frac{K}{at.\% X}$]	ΔC_{CA} [$\frac{at.\% C}{at.\% X}$]	ΔC_{CB} [$\frac{at.\% C}{at.\% X}$]	ΔC_{CC} [$\frac{at.\% C}{at.\% X}$]
W	-30,2	-67,2	-30,2	0,49	1,59	1,88
Si	-21,2	-28,6	-17,2	0,2	0,52	0,67
Mo	-17,3	-21	-12	0,15	0,36	0,51
Cr	-9,8	-11,1	-8,7	0,11	0,21	0,50
Ti	-39,2	-51,7	-12,9	0,11	0,35	0,33
Cu	13,8	11,1	10,9	-0,29	-0,40	-1,03
Ni	10,8	9,1	8,7	-0,23	-0,33	-0,23
Mn	0,6	0,6	0,5	-0,09	-0,15	-0,3
Co	0,9	0,9	0,9	-0,03	-0,06	-0,14
P	-89,4	-149,0	-13,4	-0,11	0,15	-0,16
S	-200,1	-512,2	-12,8	-0,68	-1,27	-0,41

Aus Tabelle 4-II ist ersichtlich, dass die Temperatur des Punktes CB von den Elementen Mn, Ni und Cu (Austenitstabilisatoren) angehoben wird, während die Elemente Si, Cr, Mo, Ti, P und S (Ferritstabilisatoren außer P) diese absenken. Die letzten beiden genannten Elemente (S, P) haben eine starke Neigung zu seigern und haben daher einen sehr starken Einfluss auf die Temperatur von CB. Die Kohlenstoffgehalte der Punkte CA, CB und CC werden von den Elementen Si, Cr, Mo und Ti (Ferritstabilisatoren) erhöht, während die Elemente Mn, Ni, Cu und S (Austenitstabilisatoren) diese zu niederen Werten verschieben. Die „Stärke“ des Einflusses jedes Legierungselementes zeigt eine Periodizität innerhalb der Perioden (Zeilen) im Periodensystem. Die Verschiebung der Temperatur bzw. Konzentration von CB ist in Abbildung 4-7 über der Atomnummer dargestellt.

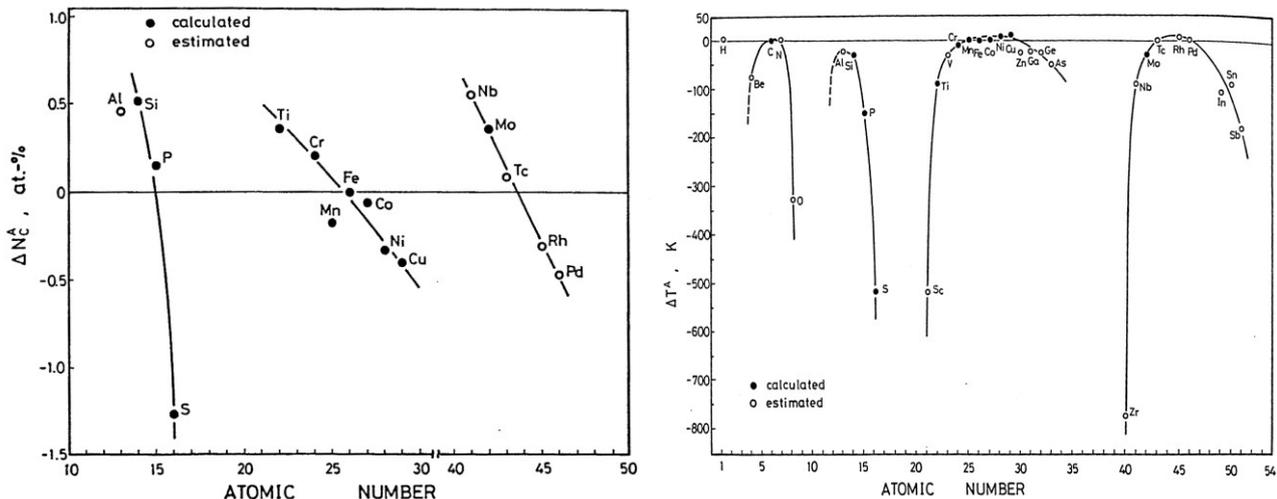


Abbildung 4-7: Periodizität der Verschiebung von Konzentration und Temperatur von CB [30].

Die Verschiebung der Kohlenstoffkonzentration des Punktes CB ist im linken Teilbild, die Verschiebung der Temperatur im rechten Teilbild von Abbildung 4-7 dargestellt. Innerhalb einer Periode verschieben jene Elemente mit einer kleineren Ordnungszahl die Kohlenstoffkonzentration zu größeren Werten, während größere Ordnungszahlen die Konzentration des Kohlenstoffes zu kleineren Werten verschieben. Der Einfluss auf die Kohlenstoffkonzentration von CB ist innerhalb einer Periode annähernd linear. Der lineare Einfluss der Ordnungszahl innerhalb einer Periode ist bei der Verschiebung der Temperatur des Punktes CB (rechtes Teilbild in Abbildung 4-7) nicht mehr ersichtlich. Vielmehr senken kleine und große Ordnungszahlen die Temperatur stark ab während mittlere Ordnungszahlen einen geringeren Einfluss haben. Innerhalb der fünften Periode erhöhen die Elemente Mn, Ni und Cu die Temperatur von CB, während die Kohlenstoffkonzentration von diesen Elementen zu geringeren Werten verschoben wird.

4.4.3 Die peritectic predictor Equation

Einen ähnlichen Ansatz wie Kagawa und Okamoto [30] haben Blazek et.al. [32]. Es wurden eine statistisch geplante Parameterstudie unter der Verwendung von Thermo – Calc[®] (Version M) durchgeführt. Die betrachteten Elemente und deren jeweiligen Konzentrationsbereiche sind in Tabelle 4-III aufgelistet. Für jedes Einzelexperiment (Berechnungsergebnis) wurde die Kohlenstoffkonzentration der Punkte CA und CB im quasibinären Phasendiagramm bestimmt. Der Punkt CC sowie die Temperaturen der einzelnen Punkte wurde nicht berücksichtigt. Im Gegensatz zu Kagawa und Okamoto [30] untersuchten Blazek et.al. [32] Mehrstoffsysteme, sowie teilweise die Wechselwirkung zwischen einzelnen Legierungselementen.

Tabelle 4-III: Konzentrationsbereiche für die Untersuchung von Blazek et.al [32]

Element	Konzentrationsbereich [Gew. %]	
	von	bis
Al	0	2,0
Cr	0	18,3
Mn	0	2,1
Mo	0	2,2
Si	0	2,05
P	0	0,1
S	0	0,15
Cu	0	1,35
Ni	0	10,3
V	0	0,03
Ti	0	0,33
Sn	0	0,03
Nb	0	0,075
W	0	0,5

Das Ergebnis der Untersuchungen von Blazek et.al. [32] sind zwei Sätze von Wirkfaktoren, welche die Verschiebung der Kohlenstoffkonzentrationen der Punkte CA und CB durch den Einfluss von Legierungselementen beschreiben. In Tabelle 4-IV sind die Ausgangskonzentrationen, sowie die Verschiebungen der Punkte CA und CB, in Gew.% Kohlenstoff je

zugegebenem Gew.% Legierungselement für diejenigen Legierungselemente, für welche ein Einfluss auf die Lage von CA und CB festgestellt wurde, aufgelistet.

Tabelle 4-IV: Wirkfaktoren nach Blazek et.al. [32].

Punkt	C ₀	Al	Al ²	Mo	V	Cr	Cr ²	W	Mn	Si	Ni	Al·Si	Cr·Ni
CA	0,0896	0,0458	0,0223	0,0106	0,0134	-0,0032	0,00059	0,0197	-0,0205	-0,0077	-0,0239
CB	0,1967	0,0036	0,1411	0,03255	0,0603	0,0024	0,00124	0,0266	-0,0316	-0,0103	-0,0401	0,05	-0,00059

Die Kohlenstoffkonzentration des Punktes CB im Zweistoffsystem Eisen-Kohlenstoff ist bei Blazek et.al. mit 0,1967 Gew% im Vergleich zu den Werten in Tabelle 4-I hoch. Silizium wird von Blazek et.al. [32] wie ein austenitstabilisierendes Element behandelt. Auch ist der Einfluss von Chrom nicht eindeutig, da der einfache Einfluss des Chroms auf CA wie der eines Austenitbilders beschrieben wird, während der quadratische Einfluss wie jener eines Ferritbilders beschrieben wird. Der Einfluss von Legierungselementen auf die Lage von CA und CB für die Modelle von Blazek et.al bzw. Kagawa und Okamoto, ist in Abbildung 4-8 schematisch dargestellt.

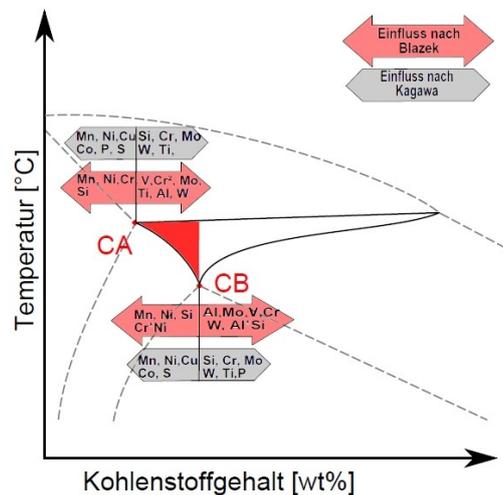


Abbildung 4-8: Einfluss der Legierungselemente nach Kagawa und Okamoto [30], bzw. Blazek et.al. [32].

Für die Legierungselemente Mo, Cr, W, Mn, Si und Ni geben beiden Autoren Wirkfaktoren an. Der Trend in der Wirkungsweise stimmt bis auf Cr und Si überein. In der Formel von Blazek et.al wird der lineare Einfluss von Cr auf CA mit einem negativen Vorzeichen angegeben, während der quadratische Einfluss in die entgegengesetzte Richtung, welche

mit Kagawa und Okamoto übereinstimmen würde, wirkt. Bei der Wirkung auf CB stimmen die beiden Autoren wieder überein. Silizium hingegen wird von Blazek et.al. gänzlich anders wie von Kagawa und Okamoto bewertet. Für die Elemente Cu, Ti, S und P geben Kagawa und Okamoto [30] Wirkfaktoren an, während Blazek et.al. [32] angeben, dass die Lage von CA und CB von den zuvor genannten Elementen nicht beeinflusst werden.

4.4.4 Kohlenstoffäquivalente

Um den Einfluss der Legierungselemente auf die Lage des Peritektikums in Mehrkomponentenlegierungen zu beschreiben, werden häufig äquivalente Kohlenstoffgehalte, auch cp-Werte genannt, verwendet. Dies ist die älteste und in der betrieblichen Praxis am häufigsten anzutreffende Methode, um den Einfluss von Legierungselementen zu beschreiben. Alle Kohlenstoffäquivalente beruhen auf derselben Grundformel, welche in Gleichung 4.1 angegeben ist.

$$cp = C_c + \sum_{i=1}^{i=n} X_i \cdot C_i \quad [\text{wt. \%}] \quad (4.1)$$

C_c Kohlenstoffgehalt [wt. %]

X_i Wirkfaktor $\left[\frac{\text{wt. \% C}}{\text{wt. \% } C_i} \right]$

C_i Gehalt Legierungselement [wt. %]

Stähle mit einem cp-Wert zwischen ca. 0.09 und ca. 0.16 Gew % werden als peritektische Stähle im Sinne des Stranggießers bezeichnet. Im Gegensatz zu den zuvor beschriebenen Ansätzen von Kagawa und Okamoto bzw. Blazek et.al. wird hier die Wirkung eines Legierungselementes nicht auf die Lage der Punkte CA, CB und CC bezogen, sondern es wird ein einziger Wirkfaktor angegeben. Dies stellt eine Vereinfachung im Vergleich zu den zuvor behandelten Modellen dar, da in keinem der beiden zuvor behandelten Modelle die Wirkung eines Legierungselements auf CA und CB gleich stark ausgeprägt ist. Als Folge dessen wird der Abstand zwischen CA und CB entweder vergrößert oder verkleinert. Bei den cp-Werten hingegen wird dieser Abstand (ca. 0,07 Gew% C) als fixiert angenommen und der Kohlenstoffgehalt gemäß Formel 4.1 angepasst. Zusätzlich berücksichtigen Kohlenstoffäquivalente keine Wechselwirkungen zwischen Legierungselementen, wie dies in der peritectic predictor equation und der CALPHAD Methode der Fall ist. Die beiden zuvor

beschriebenen Vereinfachungen verringern die Exaktheit der Ergebnisse. In Tabelle 4-V ist eine von G. Xia [31] erstellte Übersicht über die Wirkfaktoren, welche von unterschiedlichen Autoren publiziert wurden, für diverse Legierungselemente aufgelistet.

Tabelle 4-V: Aufstellung Wirkfaktoren für Kohlenstoffäquivalente [31].

Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Ti	Si	Al	P	S	N	Autor
0,02	0,04	...	-0,04	-0,1	...	-0,1	M. Wolf
0,02	0,04	...	-0,04	-0,1	...	-0,1	-0,7	...	M. Wolf
0,04	0,1	...	-0,04	-0,1	-0,24	-0,14	-0,7	0,7	M. Wolf
0,02	0,04	...	-0,02	-0,01	0,67	...	Yasumoto
0,04	0,08	...	-0,018	-0,05	...	-0,123	0,67	...	AA.How
0,08	0,09	...	-0,015	-0,055	...	-0,026	0,5	...	Yamada
0,014	0,023	0,003	...	-0,004	...	-0,037	...	0,04	0,022	...	V. Guyost
0,02	0,023	0,003	-0,0254	-0,0189	-0,0276	-0,037	...	0,0414	-0,7	0,7	G. Xia
0,02	0,023	0,003	-0,0254	-0,0189	-0,0276	-0,037	-0,07	0,0414	-0,7	0,7	G. Xia

Bis auf die Wirkung des Schwefels stimmen die Vorzeichen der Wirkfaktoren bei allen Autoren überein. Die unterschiedlichen Zahlenwerte für die einzelnen Wirkfaktoren sind eine Folge der verschiedenen Ansätze. M. Wolf entwickelte seine Kohlenstoffäquivalente aus Aufzeichnungen über die Rissbildung unterschiedlicher Stahlsorten. G. Xia nutzte die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten bzw. die Temperatur in der Kupferplatte, um seine c_p -Werte zu entwickeln. Yasumoto, How und Yamada stellten thermodynamische Berechnungen an, um die Wirkfaktoren für ihre Kohlenstoffäquivalente zu erhalten. V. Guyost macht keine Angaben dazu wie die Wirkfaktoren ermittelt wurden. In Abbildung 4-9 ist die Wirkung der Legierungselemente auf den c_p -Wert dargestellt.

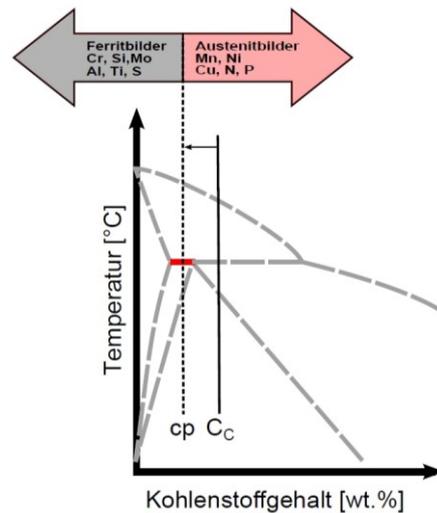


Abbildung 4-9: Wirkung der Legierungselemente auf den cp-Wert.

Im Gegensatz zur der Wirkung auf CA und CB verschieben Ferritbilder den äquivalenten Kohlenstoffgehalt zu kleineren Werten, während Austenitbilder diesen zu größeren Werten verschieben. Diese Vorzeichenumkehr ist eine Folge dessen, dass bei allen cp-Werten ein Rückschluss auf das Zweistoffsystem Eisen – Kohlenstoff gezogen wird. Ein Ferritbilder verschiebt die Lage von CA und CB zu höheren Kohlenstoffgehalten. So kann der Kohlenstoffgehalt einer Legierung, deren Kohlenstoffgehalt anfangs geringfügig rechts von CA liegt ($cp\text{-Wert} > 0,1$), nach dem Zulegieren eines Ferritbilders links von CA ($cp\text{-Wert} < 0,1$) liegen. Um den zuvor beschriebenen Zusammenhang in Form eines äquivalenten Kohlenstoffgehaltes auszudrücken, muss das Vorzeichen für die Wirkung eines Legierungselementes in der Formel für den cp-Wert entgegengesetzt zum Vorzeichen der Wirkung auf CA und CB sein. Dasselbe gilt sinngemäß für die Wirkung von Austenitbildern, welche die Lage von CA und CB zu kleineren Kohlenstoffgehalten verschieben.

4.5 Verhalten von peritektischen Stählen beim Stranggießen

Die beiden Phasen δ – Ferrit und Austenit (γ) haben unterschiedliche Kristallgitter. δ – Ferrit hat ein kubisch raumzentriertes (krz) Kristallgitter, während Austenit (γ) ein kubisch flächenzentriertes (kfz) Kristallgitter hat. Auf Grund der verschiedenen Kristallstrukturen haben die beiden Phasen unterschiedliche Raumerfüllungen. Die Raumerfüllung des δ – Ferrits liegt bei 68%, während diese beim Austenit (γ) bei 74% liegt [33]. Der Anstieg in der Raumerfüllung ist mit einer Zunahme der Dichte verbunden. Als Folge dessen entstehen

Spannungen. Briamcombe et.al. [34] erklären mit dem in Abbildung 4-10 dargestellten Modell, wie die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung zur Bildung von Einziehungen führt.

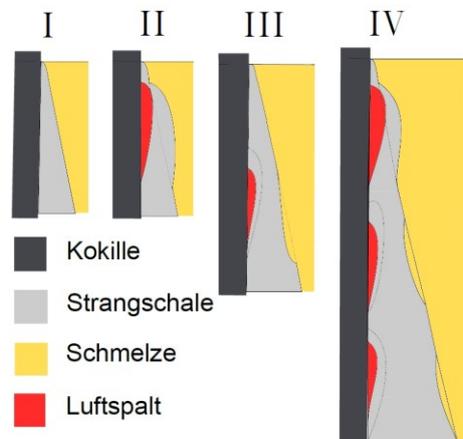


Abbildung 4-10: Bildung von Einziehungen auf Grund der $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung [34].

In Abbildung 4-10 ist der von Briamcombe et.al. [34] vorgeschlagene Mechanismus in vier Teilbildern dargestellt.

- In **Teilbild I** steht die Strangschale in Kontakt mit der Kokille und kühlt rasch ab. Beim Erreichen der peritektischen Temperatur (T_p) beginnt die $\delta \rightarrow \gamma$ Phasenumwandlung.
- In **Teilbild II** ist das Einziehen der Strangschale auf Grund der $\delta \rightarrow \gamma$ Phasenumwandlung dargestellt. Die Einziehung kommt deshalb zu Stande da, die der Kokille näher liegenden Bereiche bereits umgewandelt sind während die, der Schmelze zugewandten Bereiche, noch nicht umgewandelt haben. Austenit (γ) hat eine höhere Raumerfüllung als δ - Ferrit. Als Folge dessen verbiegt sich die Strangschale nach innen. Ist die Festigkeit der aufgewölbten Strangschale hoch genug um dem lokalen ferrostatischen Druck zu widerstehen, so bleibt die Einziehung bestehen und es kommt zur Bildung eines Luftspaltes.
- In **Teilbild III** bewegt sich die Strangschale abwärts. Dabei wird sie im Bereich des Luftspaltes erhitzt. Durch die Abwärtsbewegung steigt der ferrostatische Druck an, während die Festigkeit der Strangschale auf Grund der Erwärmung abnimmt. Dies führt zum Zurückbiegen der Strangschale. Im Kontakt mit der Kokillenwand kühlt die Strangschale wieder ab, gewinnt erneut an Festigkeit und hebt abermals ab. Widersteht die Strangschale schließlich dem ferrostatischen Druck, so bleibt die Einziehung bestehen.
- In **Teilbild IV** ist das zyklische Wiederholen der zuvor beschriebenen Abläufe (Teilbild I – III) dargestellt. Dies führt zu Einziehungen an der Oberfläche der Strangschale, sowie zu einer unregelmäßigen Schalendicke. Das auf diese Weise entstandene Oberflächenprofil führt gemäß Abschnitt 3.1.4 zu einem stark unregelmäßigen Temperaturverlauf.

Xia et.al. [17] betrachten bei ihrer Modellbetrachtung den Bereich vom Badspiegel bis 100 mm darunter und berechnen mit Hilfe eines Erstarrungsmodells die Dicke der Strangschale, sowie die Breite der einzelnen Phasengebiete für reine Eisen – Kohlenstofflegierungen mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten. Als Randbedingungen für diese Berechnungen wurden eine Gießgeschwindigkeit von 1.2 m/min, eine Überhitzung der Schmelze von 25° C und eine integrale Wärmestromdichte von 1.2 MW/m² gewählt. Es wurden nicht nur die Breiten der Phasengebiete im Festen, sondern auch die Lage der Dendritenspitzen (Festkörperanteil $f_s = 0$), die Lage des Festkörperanteils ($f_s = 0.8$), die Lage des Zweiphasengebiets Schmelze (L) + δ – Ferrit und die Lage des Dreiphasenraumes Schmelze (L) + Austenit (γ) + δ – Ferrit berechnet. Die Lage der Festkörperanteile ($f_s = 0.8$ bzw. 1 ist deshalb von Interesse, da Stahl bei der Erstarrung ab einem Festkörperanteil (f_s) von 0.8 Kräfte aufnehmen kann und bei einem Festkörperanteil (f_s) von 1 keine Zähigkeit besitzt. Die Temperatur, welche einem Festkörperanteil (f_s) von 0.8 entspricht wird als Zero Strength Temperature und die Temperatur welche einem Festkörperanteil (f_s) von 1 entspricht, als Zero Ductility Temperature bezeichnet. Der Bereich zwischen $f_s = 0.8$ und $f_s = 1$ wird als Brittle Zone bezeichnet. In Abbildung 4-11 ist die Erstarrung im Meniskusbereich für vier Eisen – Kohlenstofflegierungen mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten gezeigt.

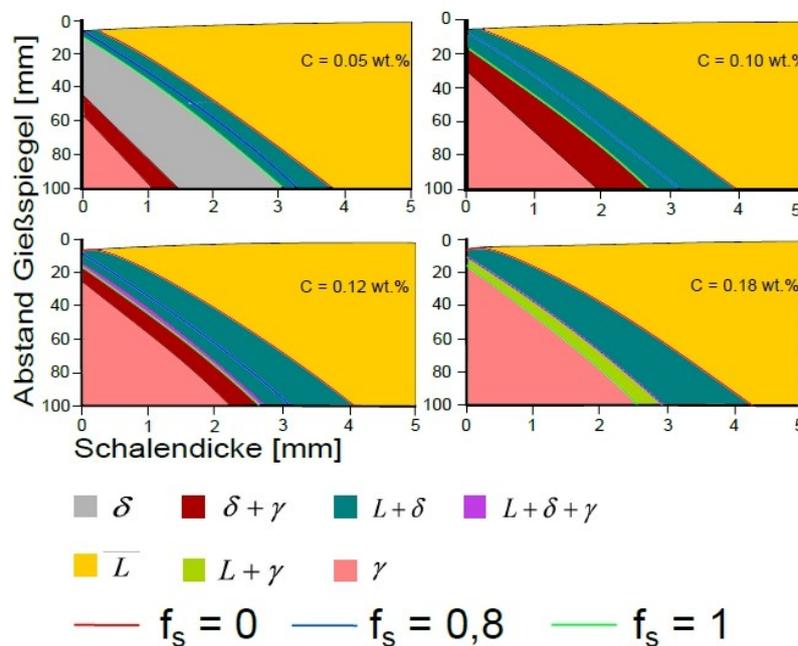


Abbildung 4-11: Erstarrung im Meniskusbereich [17].

In Abbildung 4-11 ist die Schalendicke über dem Abstand zum Gießspiegel für Kohlenstoffgehalte von 0.05, 0.1, 0.12 und 0.18 Gew-% aufgetragen. Die Phasenräume sind farblich gekennzeichnet. Die Lage des Festkörperanteils (f_s) = 0 wird als rote Linie, jene des

Festkörperanteils (f_s) = 0.8 als blaue Linie und die Lage des Festkörperanteils (f_s) = 1 als grüne Linie dargestellt.

In einem Abstand von 50 mm zum Gießspiegel ist die Brittle Zone ($0.8 < f_s < 1$) des Stahles mit einem Kohlenstoffgehalt von 0.05 Gew-% 0.13 mm breit. Die Brittle Zone liegt im 2 – Phasengebiet von Schmelze (L) und δ – Ferrit. Die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung findet im Festen statt und hat eine Breite von 0.17 mm. Sie beginnt in einem Abstand von 44 mm zum Gießspiegel bei einer Schalendicke von 1.6 mm.

Der Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0.1 Gew-% weist eine Brittle Zone ($0.8 < f_s < 1$) mit einer Dicke von 0.28 mm, in einem Abstand von 50 mm zum Gießspiegel auf. Auch bei diesem Stahl liegt die Brittle Zone im 2 – Phasengebiet von Schmelze (L) und δ – Ferrit. Die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung findet im Festen, im unmittelbaren Anschluss an die Brittle Zone, statt. Die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung beginnt in einem Abstand von 15 mm zum Gießspiegel bei einer Schalenstärke von 0.3 mm. Die Breite des Zweiphasengebiets von Austenit (γ) und δ – Ferrit beträgt 0.45 mm in einem Abstand von 50 mm zum Gießspiegel.

Bei dem Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0.12 Gew-% liegt die Brittle Zone ($0.8 < f_s < 1$) teilweise im 2 – Phasengebiet von Schmelze (L) und δ – Ferrit und teilweise im 3 – Phasengebiet von Schmelze (L), δ – Ferrit und Austenit (γ). Die Brittle Zone hat eine Breite von 0.28 mm in einem Abstand von 50 mm zum Gießspiegel. Die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung findet teilweise in der Brittle Zone statt. Sie beginnt bei einer Schalenstärke von 0.22 mm in einem Abstand von 14 mm zum Gießspiegel.

Die Brittle Zone ($0.8 < f_s < 1$) des Stahls mit einem Kohlenstoffgehalt von 0.18 Gew.% liegt im 2 – Phasengebiet von Schmelze (L) und Austenit (γ) und hat eine Breite von 0.2 mm in einem Abstand von 50 mm zum Gießspiegel. Die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung findet in einem sehr schmalen Band statt und beginnt bei einer Schalenstärke von 0.0 mm in einem Abstand von 11 mm zum Gießspiegel.

Aus den 4 Simulationsergebnissen kann zusammengefasst werden, dass:

- Mit steigendem Kohlenstoffgehalt die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung näher an den Gießspiegel wandert.
- Die Schalendicke, bei welcher die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung beginnt, auf Grund des geringeren Abstandes zum Gießspiegel, mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt abnimmt.
- Die Breite der Umwandlungszone bei einem Kohlenstoffgehalt von 0.1 Gew% ein Maximum aufweist.

- Mit steigendem Kohlenstoffgehalt die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung früher beginnt. Bis zu einem Kohlenstoffgehalt von 0.1 Gew.% findet diese im Festen, danach teilweise (C = 0.12 Gew.%) bzw. vollständig (C = 0.18 Gew.%) in der Brittle Zone statt.
- Die Breite der Brittle Zone bei einem Kohlenstoffgehalt von 0.12% ein Maximum aufweist.

In einem weiteren Schritt berechnen Xia et.al [17] den Steifigkeitsindex nach Formel 4.2.

$$\text{Stiffnes index} = \sum_i \sigma_i \cdot d_i \quad \left[\frac{N}{mm} \right] \quad (4.2)$$

$$\sigma_i \quad \text{Zugfestigkeit der jeweiligen Phase} \quad [MPa] = \left[\frac{N}{mm^2} \right]$$

$$d_i \quad \text{Schichtdicke} \quad [mm]$$

Für die Zugfestigkeiten der einzelnen Phasen setzen Xia et.al. [17] die von Mizukami et.al. [35] gemessenen Werte ein. Die jeweiligen Schichtdicken wurden mit dem zuvor beschriebenen Erstarrungsmodell für einen Abstand von 50 mm zum Gießspiegel berechnet. In Abbildung 4-12 ist der Verlauf des Steifigkeitsindex über dem cp-Wert dargestellt.

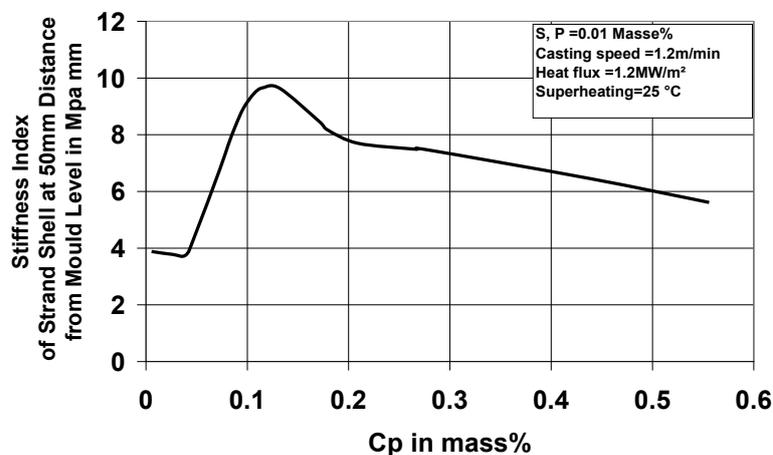


Abbildung 4-12: Steifigkeitsindex [17].

Bis zu einem Kohlenstoffäquivalent von 0.05 Gew.% besteht die Strangschale in einem Abstand von 50 mm zum Meniskus aus δ – Ferrit und einem kleinen Teil der Umwandlungszone. Da δ – Ferrit geringe Zugfestigkeiten aufweist, ist der Steifigkeitsindex bis zu diesem Kohlenstoffgehalt gering. Der Anstieg der Steifigkeit ab einem cp-Wert von 0.05 Gew.% ist

einerseits damit zu begründen, dass die Zugfestigkeiten im Zweiphasengebiet δ – Ferrit + Austenit (γ) mit fallender Temperatur ansteigen und andererseits besitzt Austenit (γ) höhere Zugfestigkeiten wie das Zweiphasengebiet. Die Abnahme der Steifigkeit ab einem cp-Wert von ca. 0.125 Gew.% ist eine Folge der geringeren Schalendicke. Da der feste Teil der Schale ab einem cp-Wert von ca. 0.15 Gew.% ausschließlich aus Austenit (γ), welcher hohe Zugfestigkeiten besitzt, besteht, ist der Abfall nach dem Maximum nicht so stark ausgeprägt wie der Anstieg ab einem cp-Wert von 0.05 Gew.%.

Um das Abheben der Strangschale von der Kokille zu beschreiben sind nicht nur Daten über die Schalenausbildung sowie die Steifigkeiten, sondern auch das Schrumpfungsverhalten des Stahles notwendig. Xia et.al. [17] berechnen mit dem zuvor beschriebenen Erstarrungsmodell die freie Schwindungsdehnung an der Strangoberfläche für Stähle mit 0.05, 0.1, 0.12, 0.18 und 0.57 Gew.% Kohlenstoff. Es wird abermals der Bereich vom Gießspiegel bis 100 mm darunter betrachtet. Die gewählten Randbedingungen sind identisch mit den Randbedingungen bei der Berechnung der Phasenanteile und Schalendicken. In Abbildung 4-13 ist das Schrumpfungsverhalten für Stähle mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten dargestellt.

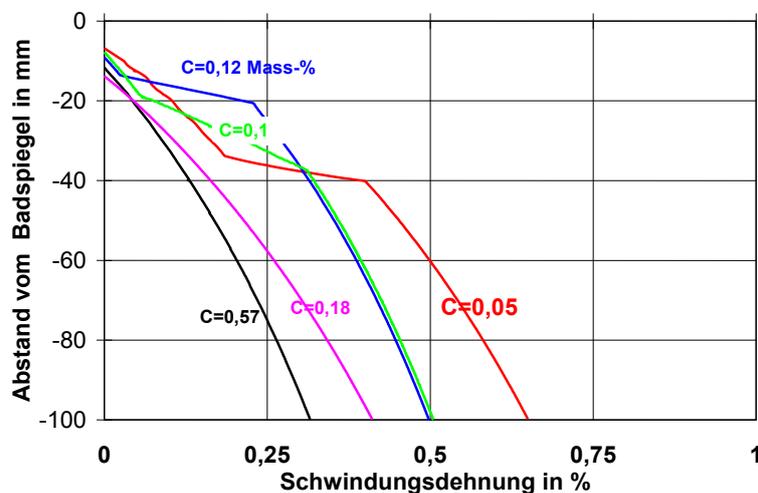


Abbildung 4-13: Schrumpfungsverhalten für Stähle mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten [17].

In Abbildung 4-13 ist der Verlauf der Schrumpfung bis 100 mm unter dem Meniskus für die Strangoberfläche dargestellt. Die Stähle mit Kohlenstoffgehalten von 0.18 und 0.57 Gew.% haben eine annähernd konstante Schrumpfung, während bei den restlichen Kohlenstoffgehalten ein stufenförmiger Verlauf der Schrumpfung ersichtlich ist. Der Beginn der Stufe wandert, analog zum Beginn der $\delta \rightarrow \gamma$ Phasenumwandlung, mit steigenden

Kohlenstoffgehalten näher an den Gießspiegel. Die Steigung der Stufe hängt mit der Breite der Umwandlungszone zusammen. Die Steigung wird mit zunehmender Breite der Umwandlungszone größer. Aus diesem Grund hat die Steigung der Stufe bei einem Kohlenstoffgehalt von 0.1 Gew.% (maximale Ausdehnung der Umwandlungszone) den größten Wert. In Abbildung 4-14 ist der Verlauf der Schrumpfung für Stähle mit 0.57 und 0.12 Gew.%, für unterschiedliche Dickenpositionen in der Strangschale gegenübergestellt.

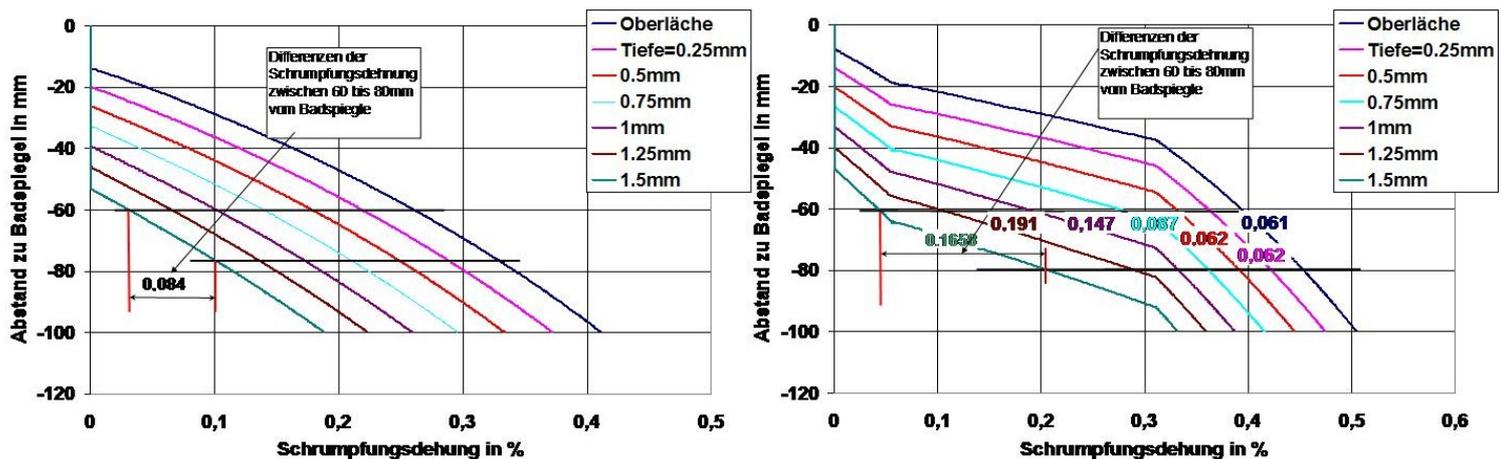


Abbildung 4-14: Verlauf der Schrumpfung [17].

Der Stahl mit 0.57 Gew.% Kohlenstoff (linkes Teilbild in Abbildung 4-14) weist keine Stufe im Schrumpfungsverlauf auf. Als Folge dessen ist die Differenz der Schrumpfungsdehnungen in einem Abstand von 60 bzw. 80 mm zum Gießspiegel konstant über der Strangschalendicke. Der Stahl mit 0.12 Gew.% Kohlenstoff (rechtes Teilbild in Abbildung 4-14) weist eine Stufe im Schrumpfungsverlauf auf. Die Differenz der Schrumpfungsdehnungen ist nicht konstant. Als Folge dessen entsteht ein Ausdehnungsgradient entlang der Strangschalendicke. Dieser Ausdehnungsgradient führt zu Spannungszuständen in der Strangschale und in weiterer Folge zu einem Aufwölben der Strangschale. Xia et.al. merken an, dass der Ausdehnungsgradient umso stärker ausgeprägt ist, desto geringer die Neigung der Stufe ist.

Es kann zusammengefasst werden dass:

- Stähle bei welchen die $\delta \rightarrow \gamma$ Umwandlung teilweise bzw. vollständig im festen Zustand erfolgt, einen stufenförmigen Verlauf der Schwindungsdehnung aufweisen.
- Bei einem stufenförmigen Verlauf der Schwindungsdehnung die Differenzen der Dehnungswerte über die Strangschalendicke nicht konstant sind.

- Mit steigendem Kohlenstoffgehalt der Beginn der Stufe, analog zum Beginn der $\delta \rightarrow \gamma$ Phasenumwandlung, näher an den Gießspiegel wandert. Als Folge des geringeren Abstands zum Meniskus sinkt der ferrostatische Druck.
- Die Steigung der Stufe in einem Zusammenhang mit der Breite des Umwandlungsgebietes steht. Wobei geringere Steigungen, größere Dehnungsgradienten bewirken.
- Die Steifigkeit der Strangschale bis zu einem c_p -Wert von ca. 0.125 Gew.% ansteigt und danach wieder abfällt.

4.6 Zusammenfassung

Die im Abschnitt 4.5 beschriebenen Untersuchungen und Berechnungen von Xia et.al.[17] zeigen, dass Stähle mit einem c_p -Wert von 0.125 Gew%, bzw. mit einem Kohlenstoffgehalt welcher exakt der halben Länge zwischen CA und CB entspricht, die höchste Steifigkeit aufweisen. Eine Einziehung, die beim Vergießen eines derartigen Stahles gebildet wird, bleibt somit lange bestehen, da sie dem mit zunehmenden Abstand zum Gießspiegel ansteigenden ferrostatischen Druck lange widerstehen kann. Der dabei gebildete Luftspalt zwischen Kokille und Strangschale führt zu einer Verminderung der Wärmeabfuhr. Passiert dieser Luftspalt ein Thermoelement in der Kokillenwand, so kommt es zu einem markanten Abfall in der Temperaturaufzeichnung welcher gemäß Abschnitt 3.1.4 proportional zur Dicke des Luftspaltes ist. Somit sind das Minimum in der integralen Wärmestromdichte sowie das Maximum des Temperaturvariationskoeffizienten eine Auswirkung der Wechselwirkung zwischen den gebildeten Einziehungen und dem ferrostatischen Druck.

5 Praktische Untersuchung

Die gestellte Aufgabe bestand darin, mit den zur Verfügung stehenden gespeicherten Prozessdaten, den Einfluss der Legierungselemente Mn, Si, Cr, Ni und Al auf den Temperaturvariationskoeffizienten im Bereich der peritektischen Legierungen, sowie das Verhalten des Gießspiegels, ebenfalls im Bereich der peritektischen Legierungen, zu untersuchen.

5.1 Verfügbare Daten

Da nicht alle für diese Auswertungen notwendigen Informationen in einem zusammenhängenden Datensatz zur Verfügung standen, war es notwendig verschiedene Datensätze miteinander zu verknüpfen. In den nachfolgenden Abschnitten werden die einzelnen Datensätze, welche für die Erledigung der gestellten Aufgabe zur Verfügung gestellt wurden, sowie die Verknüpfung der einzelnen Daten miteinander, beschrieben.

5.1.1 CAQC Stranggießdaten

In diesem Datensatz wird die Elementanalyse der jeweiligen Fertigprobe, die entsprechende Werksmarkenbezeichnung, die Chargennummer, die Anlagenbezeichnung, auf welcher die betreffende Schmelze vergossen wurde, sowie der Zeitpunkt zu dem die Schmelze vergossen wurde, gespeichert. Für die vorliegende Arbeit standen die Daten der Jahre 2005 bis 2009 sowie der Monate Jänner bis März des Jahres 2010 zur Verfügung.

Durchgehend über alle Jahre waren die Gehalte der Elemente C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Mo, Cu, V, Nb, Ti, Sn, Zr, B, N und Al verfügbar. Der Gehalt an Wolfram war für die Jahre 2008 und 2010 aufgezeichnet. Der Gehalt an Wasserstoff und Calcium war für die Jahre 2005 bis 2008 in den Datensätzen gespeichert.

Erstellen einer Werksmarkenübersicht

Im CAQC System wird für jede Schmelze ein Eintrag, welcher die in Punkt 5.1.1 aufgelisteten Informationen enthält, gespeichert. Es ist aber nicht möglich aus diesem System eine Übersicht über die vergossenen Werksmarken und deren mittleren Elementgehalte abzufragen. Diese Übersicht wurde selbst aus dem vorhandenen Datensatz erstellt. Die Vorgehensweise bei der Erstellung dieser Übersicht wird nachfolgend beschrieben.

Im ersten Teilschritt wurde eine Aufstellung der gespeicherten Werksmarkenbezeichnungen erstellt, wobei nicht vollständige Einträge entfernt wurden. Durch das Entfernen der unvollständigen Einträge reduzierte sich deren Anzahl von 250.209 auf 244.436, was einer Verminderung um ca. 2,4% entspricht. Im darauffolgenden Arbeitsgang wurden für jede Werksmarkenbezeichnung die entsprechenden Einträge aus dem CAQC Datensatz gesammelt. Aus diesen Einträgen wurde für die Elemente C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Mo, Cu, V, Nb, Ti, Sn, Zr, B, N und Al der jeweilige Mittelwert der Elementanalysen, sowie die Anzahl der vergossenen Schmelzen bestimmt. Es wurden nur jene Werksmarken für die weitere Betrachtung übernommen, für welche die Anzahl der vergossenen Schmelzen größer als 10 war.

Die so erstellte Werksmarkenübersicht enthält 398 unterschiedliche Werksmarken, welche insgesamt 244.204 vergossene Schmelzen darstellen. Bei einer weiteren Plausibilitätsüberprüfung wurde bemerkt, dass für fehlende Analysewerte der betreffende Zahlenwert im CAQC Datensatz nicht auf 0 bzw. „No Data“ gesetzt, sondern der Zahlenwert 2,221 eingetragen wurde. Dies hatte zur Folge, dass die Werksmarkenübersicht nochmals erstellt werden musste und alle Einträge, die in der Spalte Kohlenstoff den Zahlenwert 2,221 aufwiesen, verworfen wurden. Dadurch ging eine weitere Werksmarke verloren und die Anzahl der vollständig verfügbaren Schmelzen reduzierte sich auf 242.607

Als Zusatzinformation wurde auch eine „Anlagenverteilung“ für jede Werksmarke erstellt. Die endgültige Übersicht enthält somit die Bezeichnung einer jeden Werksmarke, die Mittelwerte der Elementanalysen, sowie eine Aufstellung wieviele Schmelzen der betreffenden Werksmarke auf den einzelnen Anlagen vergossen wurden.

5.1.2 CAQC Gießpulverdaten

Der in Abschnitt 5.1.1 beschriebene CAQC Stranggießdatensatz enthält keine Informationen über das verwendete Gießpulver. Diese Daten werden in einem gesonderten Datensatz, welcher die Chargennummer, die Werksmarkenbezeichnung, den Gießzeitpunkt, die Anlage auf welcher die Schmelze vergossen wurde, sowie das verwendete Gießpulver enthält, gespeichert. Für die vorliegende Arbeit standen die Datensätze der Jahre 2005, 2007 und 2009 zur Verfügung.

Zuordnen der Gießpulver zu den einzelnen Werksmarken

Da im Vergleich zu den CAQC Stranggießdaten die Aufzeichnungen aus den Jahren 2006, 2008 und den drei Monaten des Jahres 2010 nicht vorhanden waren, konnte keine eindeutige Verbindung zwischen Gießpulver und der betreffenden Schmelze auf Grund der Chargennummer, des Gießzeitpunktes und der Werksmarkenbezeichnung hergestellt werden.

Aus diesem Grund wurde analog zum Erstellen der Werksmarkenübersicht vorgegangen. Im ersten Schritt wurden alle Einträge, welche zur selben Werksmarkenbezeichnung gehören gesammelt. Dabei wurde festgestellt, dass mehrmals für ein und dieselbe Werksmarke unterschiedliche Gießpulver verwendet wurden. Dies kann einerseits dadurch erklärt werden, dass jedes Gießpulver einen einmaligen Code besitzt. Wird nun ein Gießpulver eines anderen Herstellers mit denselben Eigenschaften verwendet, so ist der eingetragene Code ein anderer. Andererseits werden auch im Rahmen von Betriebsversuchen die Gießpulver variiert, was ebenfalls dazu führt, dass mehrere Gießpulver für ein und dieselbe Werksmarke in der Gesamtaufstellung aufscheinen. In Tabelle 5-I ist das Ergebnis der Sortierung aufgelistet.

Tabelle 5-I: Ergebnisse Gießpulverzuordnung

Anzahl der eingetragenen	Anzahl der Werksmarken	Anzahl der eingetragenen	Anzahl der Werksmarken
1	47	8	19
2	74	9	15
3	51	10	10
4	50	11	8
5	41	12	6
6	24	13	4
7	39	14	1

Um eine eindeutige Zuordnung zwischen den Werksmarken und den verwendeten Gießpulvern zu erhalten, wurde bei Werksmarken, welche mit mehreren Gießpulvern vergossen wurden, dasjenige Gießpulver ausgewählt, das am häufigsten verwendet wurde. Diese Zuordnung wurde abschließend nochmals vom Firmenbetreuer auf Plausibilität überprüft. Der auf diese Weise erzeugte Datensatz enthält die Werksmarkenbezeichnungen und die dazugehörige Gießpulverbezeichnung.

5.1.3 Prozessdaten

Wie in Abschnitt 2.3 beschrieben, standen zwei unterschiedliche Arten von Datensätzen zur Verfügung. Der wesentlichste Unterschied für die Erstellung der vorliegenden Arbeit lag in der Datenerfassungsfrequenz, auch Sampling Rate genannt. Die in weiterer Folge als schnelle Prozessdaten bezeichneten Datensätze haben eine Sampling Rate von 1 Hz (1 s), während diese bei den in weiterer Folge als langsame Prozessdaten bezeichneten Datensätzen bei 0,1 Hz (10 s) lag. Die schnellen Prozessdaten standen für 2 Anlagen, CC_5 und CC_6, für den Zeitraum April bis einschließlich September 2010 zur Verfügung. Die langsamen Prozessdaten waren für alle Anlagen, CC_3, CC_4A bzw. CC_4B, CC_5 und CC_6, für die Jahre 2007, 2008, 2009 und die Monate Jänner bis März des Jahres 2010 vorhanden. Für das Jahr 2006 standen noch die Monate Oktober und November zur Verfügung. Zusätzlich waren noch die Daten der Anlagen CC_3 und CC_4A für das Jahr 2005 verfügbar. Die langsamen Prozessdaten wurden, da sie einen bei weitem größeren Zeitraum abdecken, zur Untersuchung des Einflusses der Legierungselemente auf den Temperaturvariationskoeffizienten, sowie zur Untersuchung des Verhaltens des Gießspiegels herangezogen. Aus den schnellen Prozessdaten wurden jene Gießereignisse herangezogen, bei welchen weiterführende Betrachtungen die auf Grund der geringeren Sampling Rate der langsamen Prozessdaten damit nicht möglich waren. Die Struktur beider Datensätze wird nachfolgend näher beschrieben.

5.1.3.1 Schnelle Prozessdaten

Die schnellen Prozessdaten sind nach Gießereignissen geordnet gespeichert. Ein Gießereignis kann mehrere Schmelzen umfassen. Ein Problem für die weitere Auswertung bestand darin, dass einerseits für jedes einzelne in Abschnitt 2.2 beschriebene Modul eine eigene Datei angelegt wird und andererseits umfasst jede einzelne Datei wiederum maximal einen Zeitraum von 3600 s. Die Aufteilung in diese einzelnen Dateien erfolgt nicht nach der Schmelzennummer, sondern immer nach der verstrichenen Zeit. Werden z.B. drei

Schmelzen vergossen, was durchschnittlich 135 min in Anspruch nimmt, so enthält der betreffende Ordner des Gießereignisses neun Einzeldateien, welche sich in je drei Dateien für die drei Module des MOLDEXPERT™ unterteilen.

Um die einzelnen Gießereignisse in einen einzigen Datensatz zu überführen, wurden die Einzeldatensätze unter Zuhilfenahme eines Computeralgebrasystems, Wolfram Mathematica, zu einem geschlossenen Datensatz verknüpft. Bei der Erstellung des Programms fiel auf, dass im Falle eines Sequenzgusses (Werksmarkenwechsel ohne Wechsel des Verteilers) die Datenaufzeichnung zwar mit der im CAQC Datensatz vermerkten Zeit begann aber in der Spalte für die aktuelle Werkmarke noch die vorhergehende Werkmarke vermerkt war. Die Erklärung dafür ist, dass im CAQC System der Zeitpunkt des Öffnens des Pfannenschiebers vermerkt wird und nicht jener Zeitpunkt zu welchem der Stahl in die Kokille eintritt. Dasselbe wurde am Ende einer Gießsequenz festgestellt. Aus diesem Grund wurde nur jener Zeitraum für die weitere Betrachtung übernommen, in dem die zu betrachtende Werkmarke verzeichnet war.

Des Weiteren waren teilweise Lücken von einer Sekunde beim Wechsel zwischen den einzelnen Dateien vorhanden. Falls derartige Lücken auftraten, wurden an der betreffenden Stelle die Mittelwerte der vorhergehenden und der nachfolgenden Sekunde eingesetzt. Der so erstellte Datensatz wurde dann als Ausgangsbasis für die weiteren Auswertungen der schnellen Prozessdaten verwendet.

5.1.3.2 Langsame Prozessdaten

Im Gegensatz zu den schnellen Prozessdaten werden die langsamen Prozessdaten nicht nach Gießereignissen, sondern nach Anlage, Monat und Thermoelementreihe gespeichert. Für jede Anlage und jeden Monat werden 2 Dateien angelegt. Eine Datei enthält die Daten der Thermoelemente, welche in einem Abstand von 215 mm zur Oberkante der Kokille angeordnet sind, die zweite Datei enthält die Daten der darunter liegenden Meßstellen, welche in einem Abstand von 330 mm zur Kokillenoberkante angeordnet sind.

Die Zuordnung zu einer bestimmten Schmelze erfolgt über die betreffende Chargennummer sowie über den Zeitpunkt des Vergießens der betreffenden Schmelze. Die Chargennummer ist als alleiniges Kriterium zur Identifikation einer bestimmten Schmelze auf Grund der Systematik der Nummerierung ungeeignet. Die erste Zahl ist die Bezeichnung des Tiegels, in welchem die Schmelze verblasen wurde. Alle weiteren Zahlen stehen für die Anzahl der verblasenen Schmelze seit der letzten Zustellung des betreffenden Tiegels. Daraus folgt, dass eine bestimmte Chargennummer in dem großen Betrachtungszeitraum dieser Untersuchung, wiederkehren kann. Da die Daten aber nach Monaten und Anlagen

sortiert abgelegt werden, ist es sehr unwahrscheinlich, dass innerhalb eines Monats auf ein und derselben Anlage eine Chargennummer zweimal vorkommt.

Auch in diesen Datensätzen war eine gewisse Fehlerquote festzustellen. Teilweise fehlten ganze Tage an denen laut CAQC System Schmelzen auf den betreffenden Anlagen vergossen wurden. Auch waren einige der Dateien einfach zu groß (> 160 MB), um sie mit dem zur Verfügung gestellten PC zu bearbeiten. Darüber hinaus waren teilweise für bestimmte Schmelzen keine Temperaturwerte aufgezeichnet. Dies soll exemplarisch an Hand der Werksmarke 23H14M43Z8Z1CRMO#B dargestellt werden. Laut den Einträgen im CAQC - System wurden 109 Schmelzen auf der betreffenden Anlage vergossen. Für das Jahr 2009 wurden 13 Schmelzen in den Prozessdaten nicht gefunden und im Jahr 2007 handelte es sich um 6 Schmelzen. Die betreffenden Dateien im Jahr 2006 waren defekt, was wiederum zum Verlust von 42 Schmelzen führte. In Summe waren auf Grund der oben beschriebenen Unzulänglichkeiten in der Aufzeichnung der langsamen Prozessdaten 47 von 109 Gießereignissen auswertbar. Dies entspricht einem Prozentsatz von 43,12% der Datenmenge, welche bei fehlerfreier Aufzeichnung der oben genannten Werksmarke zur Verfügung stehen hätte sollen.

Dieses Problem hatte eine wesentliche Auswirkung auf die Auswahl der zu betrachtenden Werksmarken. Da die Fehler erst bei der Suche nach den betreffenden Schmelzen in den Prozessdaten ersichtlich wurden und es nicht möglich war, diese im Vorfeld zu erkennen, wurde bei der Auswahl jener Schmelzen bzw. Werksmarken, die für die weiteren Auswertungen herangezogen wurden, besonders darauf geachtet, dass im CAQC - System eine große Anzahl an vergossenen Schmelzen verzeichnet war.

5.2 Computerunterstützte Auswertung

Wie im vorhergehenden Abschnitt beschrieben, standen die Daten nicht in einer für die vorliegende Untersuchung geeigneten Form zur Verfügung. Des Weiteren ist der Umfang der einzelnen Datensätze zu groß, um diese mit einem herkömmlichen Tabellenkalkulationsprogramm zu bearbeiten. Daher sind die weiterreichenden Möglichkeiten, welche Computeralgebrasysteme, kurz CAS, wie beispielsweise WOLFRAM MATHEMATICA™, bieten, für die vorliegende Untersuchung von Vorteil.

Auf Grund der zuvor beschriebenen Umstände wurde bei der Erstellung der vorliegenden Arbeit das CAS WOLFRAM MATHEMATICA 7™ verwendet. Die Vorgehensweise bei der

Erstellung des Programms zur Auswertung des Temperaturvariationskoeffizienten einzelner Schmelzen wird in den nachfolgenden Abschnitten erläutert.

5.2.1 Aufteilen in einzelne Schmelzen

Es werden meist mehrere Schmelzen einer bestimmten Werkmarke hintereinander vergossen. In vorhergehenden Untersuchungen [16],[17] wurden diese Gießsequenzen betrachtet. Dabei wurden instationäre Vorgänge, wie eine Änderung der Gießgeschwindigkeit bzw. der Wechsel eines Verteilers, ausgefiltert und nach einem weiteren Filterschritt der Mittelwert des Temperaturvariationskoeffizienten für diese Gießsequenz berechnet. Für die Gehalte an Legierungselementen bzw. Stahlbegleitern wurden die Mittelwerte der jeweiligen Einträge im CAQC-System eingetragen.

In Abbildung 5-1 ist der zeitliche Verlauf der Temperatur, der integralen Wärmestromdichte, des Gießspiegels und der Gießgeschwindigkeit für eine Gießsequenz aus 9 Schmelzen dargestellt.

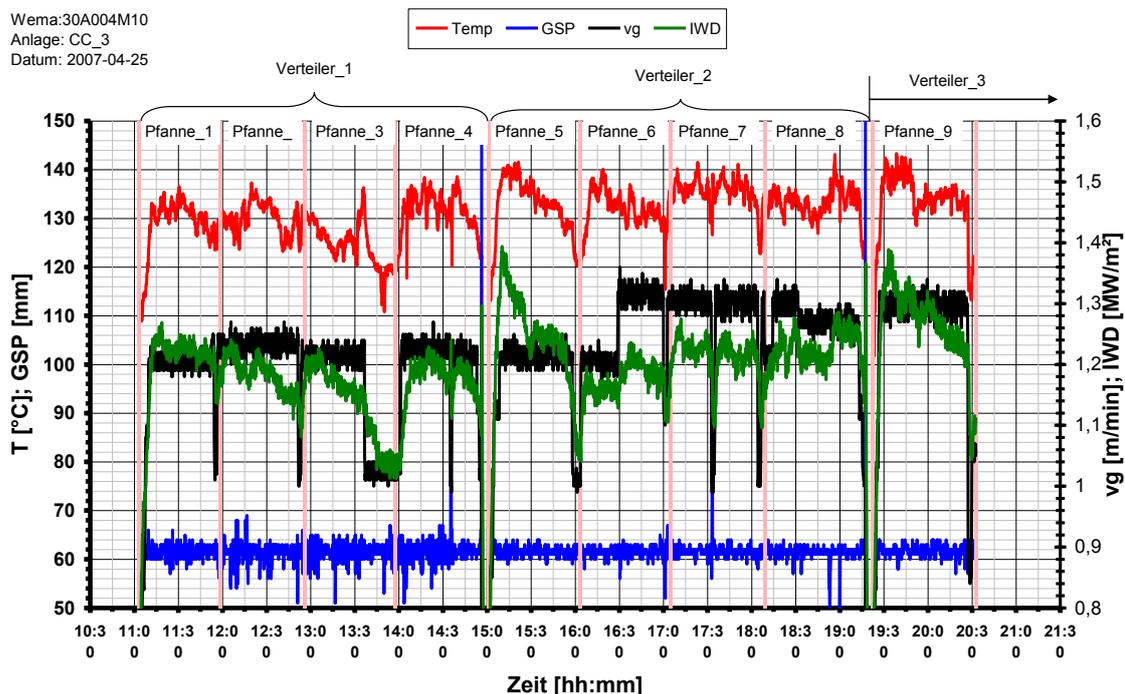


Abbildung 5-1: Gießsequenz aus 9 Schmelzen

Der Verlauf der Temperatur am betrachteten Messpunkt ist in Abbildung 5-1 rot, die Gießgeschwindigkeit schwarz, die integrale Wärmestromdichte grün und die Position des Gießspiegels blau dargestellt. Die Temperaturaufzeichnung schwankt stark im Verlauf der Gießsequenz, zeigt aber innerhalb der einzelnen Pfannen ein regelmäßiges Muster. Eine

starke Änderung der Gießgeschwindigkeit zieht einen großen Ausschlag im Temperaturprofil nach sich. Jeder Verteilerwechsel verursacht ein starkes Absinken des Gießspiegels. Da die Temperaturlaufzeichnung innerhalb der einzelnen Pfannen ähnliche Verläufe aufwies, wurde bei der Erstellung der vorliegenden Arbeit davon abgegangen, Gießsequenzen auszuwerten und es wurde zur Betrachtung einzelner Schmelzen übergegangen.

5.2.2 Programmablauf

Die chronologische Abfolge der einzelnen Schritte, die zur Auswertung des TVK einer bestimmten Schmelze nötig sind, wird in Abbildung 5-2 graphisch dargestellt.

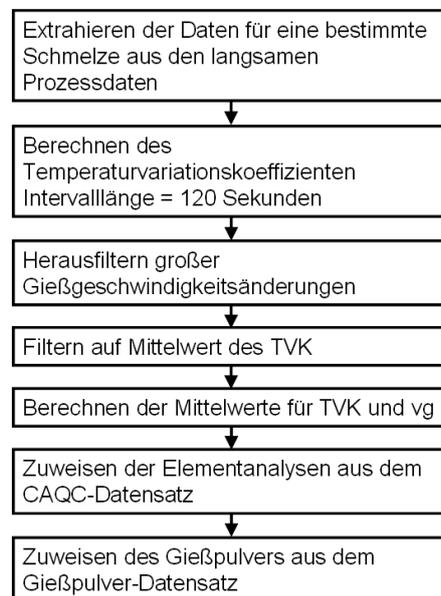


Abbildung 5-2: Programmabfolge zur Auswertung des TVK einer bestimmten Schmelze

In Abbildung 5-2 sind die sieben Teilschritte zur Auswertung des Temperaturvariationskoeffizienten gezeigt. Jeder einzelne Teilschritt wird in den nachfolgenden Abschnitten beschrieben.

Extrahieren der Daten

Die langsamen Prozessdaten sind, wie in Abschnitt 5.1.3.2 beschrieben, nach Thermoelementreihe, Monat und Anlage gespeichert. Für jede betrachtete Werksmarke wurde eine Gießzeitpunktaufstellung aus dem CAQC-Datensatz erstellt. Diese Aufstellung enthielt das Jahr, das Monat und den Tag des Gießzeitpunktes, die Anlage sowie die Chargennummer der betreffenden Schmelze. Die Gießzeitpunktaufstellung wurde

nachfolgend nach Anlage, Jahr und Monat sortiert. Als Ergebnis dieser Sortierung schienen alle Chargennummern einer zu betrachtenden Werksmarke für eine bestimmte Anlage innerhalb eines bestimmten Monats auf. Die Daten für jede dieser Chargennummern wurden einzeln aus dem betreffenden Prozessdatensatz extrahiert und weiterverarbeitet.

Berechnen des Temperaturvariationskoeffizienten

Der Temperaturvariationskoeffizient wurde gemäß der Gleichung 4.1 für ein Zeitintervall von 120 Sekunden wie ein gleitender Mittelwert berechnet. Da der zeitliche Abstand zwischen den einzelnen Datenpunkten der langsamen Prozessdaten zehn Sekunden beträgt wurden somit 12 Datenpunkte in das Berechnungsintervall übernommen. Die Entscheidung für eine Intervalllänge von 120 Sekunden fiel auch auf Grund der bei voestalpine-Stahl-Linz bereits durchgeführten Untersuchungen zu diesem Thema, bei welchen immer ein Berechnungszeitraum von 120 Sekunden für den TVK gewählt wurde. Um in diesem Punkt konsistent zu den vorhergehenden Untersuchungen zu sein wurde der Berechnungszeitraum mit 120 Sekunden festgelegt. Dies hatte zur Folge, dass nach erfolgter Berechnung des Temperaturvariationskoeffizienten die ersten 120 Sekunden bzw. 12 Datenpunkte verworfen wurden, da für diese kein TVK berechnet werden konnte.

Herausfiltern großer Gießgeschwindigkeitsänderungen

Der Zusammenhang zwischen großen Änderungen der Gießgeschwindigkeit und dem Verlauf der Temperaturaufzeichnung bzw. des Temperaturvariationskoeffizienten ist für Pfanne 7 aus Abbildung 5-1 in Abbildung 5-3 im Detail dargestellt.

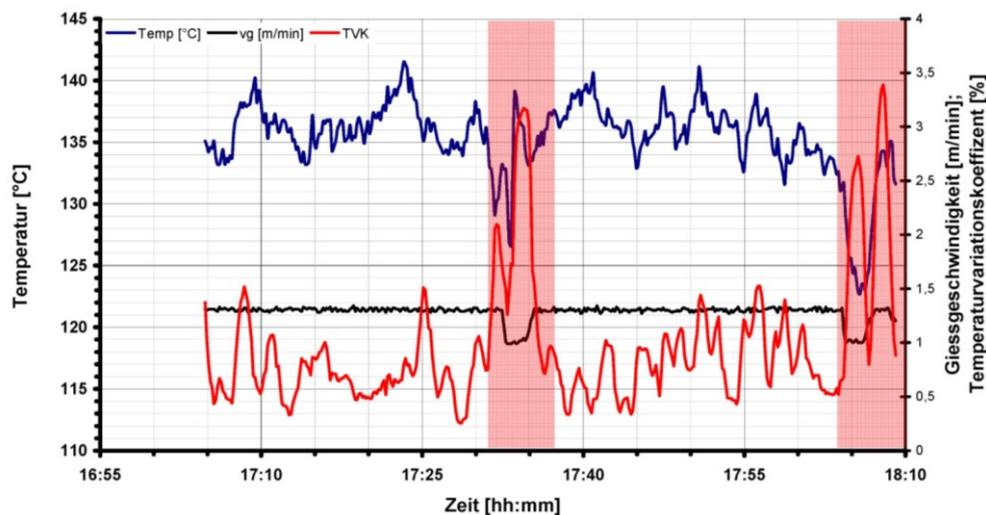


Abbildung 5-3: Temperatur, Gießgeschwindigkeit und TVK Pfanne Nr.7

Die beiden rot hinterlegten Bereiche in Abbildung 5-3 markieren große Änderungen der Gießgeschwindigkeit. Beide Geschwindigkeitsänderungen führen zunächst zu einem Abfall der aufgezeichneten Temperaturen. Diese Temperaturänderungen verursachen einen starken Anstieg des Temperaturvariationskoeffizienten. Der Wiederanstieg der Temperatur führt nochmals zu einem Ausschlagen des TVK. Die Breite des Peaks des Temperaturvariationskoeffizienten beträgt in beiden Fällen ca. fünf Minuten bzw. 300 Sekunden. Dieser Wert wurde als Länge des Verwurfintervalls gewählt. Als Schwellenwert für den Verwurf wurde eine Gießgeschwindigkeitsänderung von 0,05 m/min zwischen den einzelnen Datenpunkten festgelegt.

In diesem ersten Filterschritt wird der Datensatz durchlaufen und bei jedem Auftreten einer Gießgeschwindigkeitsänderung, die größer als der definierte Schwellenwert ist, für den festgelegten Zeitraum verworfen. Jede aufgetretene signifikante Gießgeschwindigkeitsänderung verringert somit die Länge der Aufzeichnungen um 300 Sekunden bzw. fünf Minuten. Da in manchen Fällen die herabgesetzte Gießgeschwindigkeit für einen Zeitraum, der größer als fünf Minuten ist, beibehalten wird und das Erhöhen der Gießgeschwindigkeit abermals zu einem Anstieg des TVK führt, wird der oben beschriebene Filter zweimal durchlaufen.

Filtern auf Mittelwert

Durch das zuvor beschriebene Filtern auf die Gießgeschwindigkeit werden große Temperaturänderungen und Ausschläge des TVK, welche die Folge einer signifikanten Gießgeschwindigkeitsänderung sind, verworfen. Aber nicht alle großen Temperaturänderungen sind mit einer Gießgeschwindigkeitsänderung verbunden. Wie in den Abschnitten 3.1.3 und 3.1.4 beschrieben, können Gießspiegelschwankungen und Einziehungen an der Oberfläche zu Änderungen im Temperaturprofil führen. Aus diesem Grund wird der Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten nochmals auf den Mittelwert, wie in Abbildung 5-4 gezeigt, gefiltert.

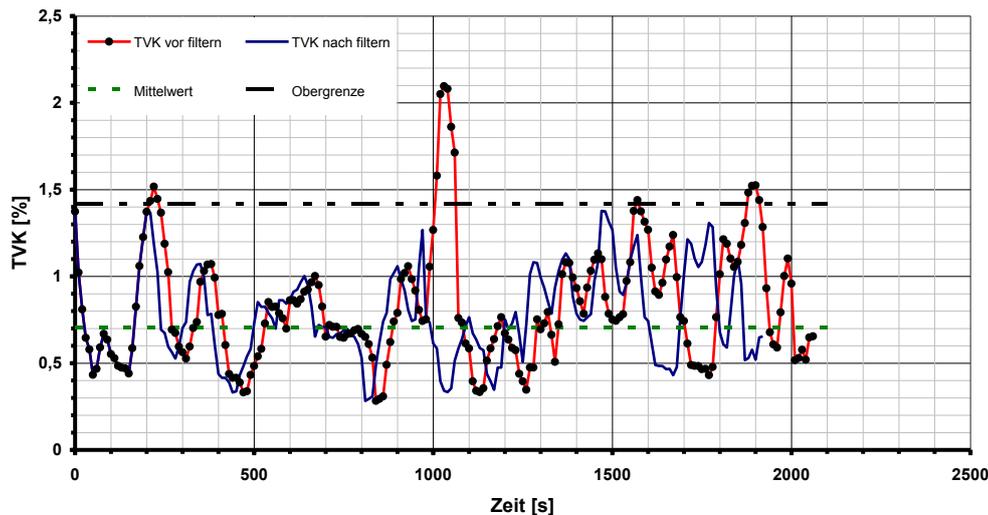


Abbildung 5-4: Mittelwertfiltern TVK

Der in Abbildung 5-4 rot dargestellte Verlauf stellt den Temperaturvariationskoeffizienten nach zweimaligen durchlaufen des Gießgeschwindigkeitsfilters dar. Im Bereich zwischen 1000 und 1100 Sekunden ist ein starkes Ausreißen des TVK, das nicht auf eine Gießgeschwindigkeitsänderung zurückzuführen ist, ersichtlich. Um derartige einmalige Ausreißer, welche nicht den stationären Prozess darstellen, zu beseitigen, wird der Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten nochmals auf den Mittelwert gefiltert.

Dabei werden nur jene Datenpunkte übernommen, bei welchen die Höhe des TVK kleiner bzw. gleich dem doppelten Mittelwert des Gesamtverlaufes ist. Im Gegensatz zum Filtern auf Gießgeschwindigkeit erfolgt hierbei kein Verwurf der Daten für ein bestimmtes Zeitintervall. Es werden lediglich jene Datenpunkte nicht übernommen, welche einen Temperaturvariationskoeffizienten, der größer als der definierte Schwellenwert ist, aufweisen.

Der Mittelwert des Verlaufes des Temperaturvariationskoeffizienten ist in Abbildung 5-4 als grüne unterbrochene Line, die Obergrenze für die Übernahme ist als schwarze strichpunktierte Line dargestellt. Der Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten, der sich durch den oben beschriebenen Filtervorgang ergibt, ist blau dargestellt.

Die Tatsache, dass der gefilterte Verlauf den zuvor definierten Schwellenwert nicht erreicht ist damit zu begründen, dass einerseits nur jene Werte die kleiner bzw. gleich dem Schwellenwert sind, übernommen wurden und andererseits die Datenaufzeichnung diskret erfolgte. Die in Abbildung 5-4 gezeigten Verläufe stellen die Verbindung zwischen den diskreten äquidstanten Datenpunkten dar. Um diesen Umstand besser zu verdeutlichen wurden die einzelnen Datenpunkte, im Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten nach dem Filtern auf die Gießgeschwindigkeit dargestellt.

Berechnen der Mittelwerte

Für die weitere Auswertung wurde aus dem Verlauf des TVK, der sich nach dem Durchlaufen der zuvor beschriebenen Filter ergab, der Mittelwert berechnet. Auch für die Gießgeschwindigkeit wurde der Mittelwert aus dem gefilterten Datensatz errechnet. Diese beiden Kenngrößen wurden für die weiteren Betrachtungen verwendet.

Zuweisen der Daten aus dem CAQC-Datensatz

Die Elementanalysen der jeweils zu betrachtenden Schmelze sind in den langsamen Prozessdaten nicht gespeichert. Auch die Bezeichnung der Werksmarke ist nicht vermerkt. Die Verbindung zu den Einträgen im CAQC-System kann aber über die Chargennummer und deren Gießzeitpunkt, wie in Abschnitt 5.1.3.2 beschrieben, hergestellt werden.

Aus dem CAQC-Datensatz wurden für jede betrachtete Schmelze die Werksmarkenbezeichnung und alle vermerkten Elementanalysen entnommen. Anhand dieser Analysen wurde der äquivalente Kohlenstoffgehalt nach der Berechnungsformel für den cp_voest Wert sowie die Lage von CA und CB nach der Formel von Blazek berechnet.

Der somit erzeugte Datensatz enthält den Mittelwert des Temperaturvariationskoeffizienten und der Gießgeschwindigkeit, die Elementanalysen für die Elemente C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Mo, Cu, V, Nb, Ti, Sn, Zr, B, N und Al, den cp_voest-Wert, die Lage von CA und CB nach Blazek, die Chargennummer, den Gießzeitpunkt sowie die Bezeichnung der Werksmarke.

Zuweisen der Daten aus dem Gießpulver-Datensatz

Um noch zusätzlich die Informationen über das verwendete Gießpulver in den Datensatz einzubeziehen, wurde im letzten Teilschritt des Programms das verwendete Gießpulver anhand der Werksmarkenbezeichnung aus dem selbst erstellten Gießpulver-Datensatz ermittelt.

5.3 Zusätzliche Einflüsse auf den Temperaturvariationskoeffizienten

Wie in Punkt 3.1.5 beschrieben, besteht ein Zusammenhang zwischen der Höhe des TVK und dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt. Der TVK wird aber auch von anderen Parametern beeinflusst. Im folgenden Abschnitt soll der Einfluss weiterer Parameter auf den Temperaturvariationskoeffizienten beschrieben werden.

5.3.1 Länge des Berechnungsintervalls

Der TVK ist gemäß der Gleichung 5.1 als der Quotient aus Standardabweichung und Mittelwert des Temperatursignals für ein bestimmtes Zeitintervall definiert.

$$TVK = \frac{S_{(t)}^2}{\bar{T}} \cdot 100\% \quad [\%] \quad (5.1)$$

$S_{(t)}^2$ Standardabweichung der Temperatur im betrachteten Zeitintervall [°C]

\bar{T} Mittelwert der Temperatur im betrachteten Zeitintervall [°C]

Die Länge dieses Zeitintervalls, respektive die Anzahl der Datenpunkte innerhalb dieses, hat, wie in Abbildung 5-5 gezeigt, einen signifikanten Einfluss auf die Höhe und Ausschlagbreite des Temperaturvariationskoeffizienten.

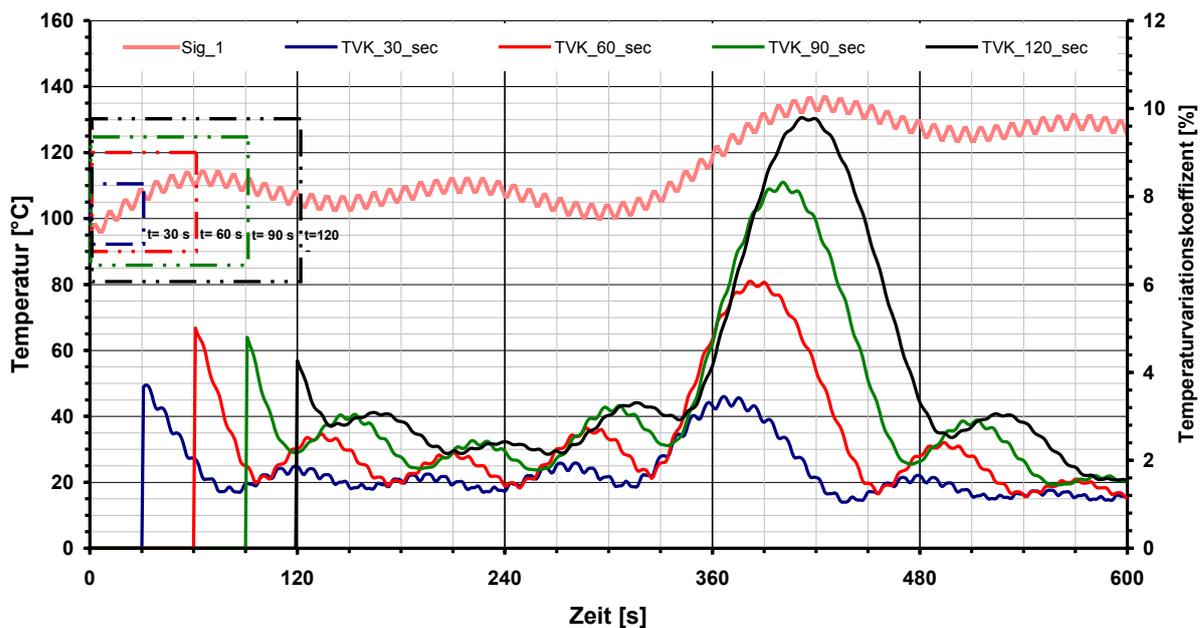


Abbildung 5-5: Einfluss der Länge des Berechnungszeitraums auf die Höhe des TVK

In Abbildung 5-5 ist der Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten für ein und dasselbe Signal für unterschiedliche Berechnungszeiträume dargestellt. Das Signal, welches einer Abtastrate bzw. einer Datenerfassungsfrequenz von 1 Hz entspricht, wurde durch Überlagern mehrerer Sinusschwingungen mit unterschiedlichen Periodendauern und Amplituden künstlich erzeugt. Der Temperaturvariationskoeffizient wird gleich wie ein gleitender Mittelwert für ein bestimmtes Zeitintervall berechnet. Die Zeitfenster innerhalb derer der TVK berechnet wird, sind über dem Signal im linken oberen Teil der Abbildung dargestellt. Die Verläufe der einzelnen Temperaturvariationskoeffizienten zeigen abhängig von der gewählten Intervalllänge einen unterschiedlich starken Ausschlag. Für längere Berechnungszeiträume liegen die Werte des TVK tendenziell höher. Die Variation nimmt für die Intervalllängen 60 und 90 Sekunden zu und geht bei einem Berechnungszeitraum von 120 Sekunden wieder zurück.

Der Einfluss der Intervalllänge ist insbesondere im Zeitraum zwischen 330 und 510 Sekunden ersichtlich. In diesem Bereich ändert sich der Verlauf des Signals stark. Die Temperaturvariationskoeffizienten der unterschiedlichen Berechnungsintervalle beginnen im selben Zeitpunkt anzusteigen, wobei mit zunehmender Intervalllänge einerseits die Höhe zunimmt, andererseits wird die Lage des Maximums weiter nach rechts verschoben. Als Folge des längeren Zeitintervalls steigt die Breite des Peaks mit zunehmender Intervalllänge an. Des Weiteren wird der Verlauf des TVK mit länger werdendem Berechnungszeitraum glatter.

5.3.2 Dicke der Kupferplatte

Die Dicke der Kupferplatte nimmt auf Grund von Verschleiß im Lauf der Kokillenreise um ca. 11 mm ab. Die Einbauposition der Thermoelemente hingegen ist fix. Als Folge dessen verringert sich der Abstand zwischen den Thermoelementen und der Kokillenninnenseite. Bei einer Untersuchung der integralen Wärmestromdichte während einer Kokillenreise konnte keine Abhängigkeit der IWD von der Kupferplattendicke festgestellt werden [18]. Da sich die Menge an Kühlwasser nicht mit der Dicke der Kupferplatte ändert und somit der Wärmeübergangskoeffizient zwischen Kupferplatte und Kühlwasser unverändert bleibt, kann daraus geschlossen werden, dass sich die Temperatur an der Kontaktfläche zwischen Kühlwasser und Kupferplatte nicht ändert. Durch die Abnahme der Dicke der Kupferplatte vor dem Thermoelement werden höhere Temperaturen bei sonst gleichen Bedingungen gemessen. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 5-6 schematisch dargestellt.

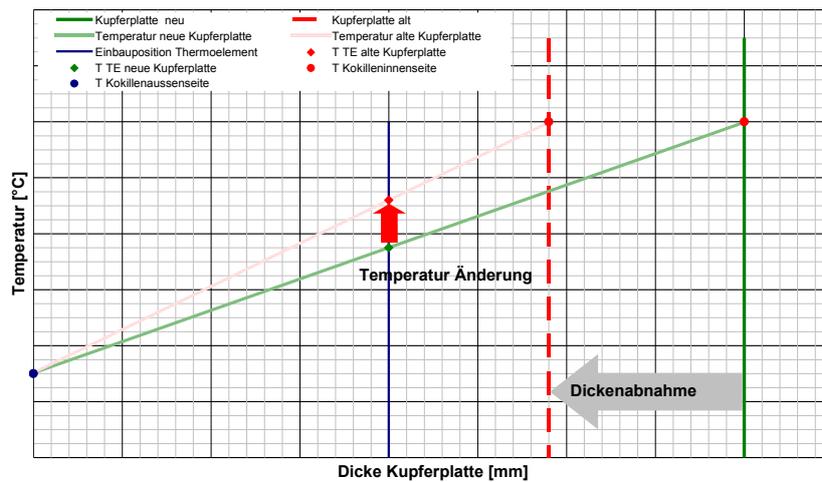


Abbildung 5-6: Temperaturänderung während einer Kokillenreise

In Abbildung 5-6 ist die Änderung der vom Thermoelement gemessenen Temperatur während einer Kokillenreise schematisch für den eindimensionalen stationären Fall dargestellt. Die Steigung des Temperaturabfalls beider Temperaturverläufe ist durch die Wärmeleitfähigkeit der Kupferplatte, deren Dicke und durch die Wärmestromdichte festgelegt. Die Temperatur an der Kokillenninnenseite kann in dieser vereinfachten Betrachtung für eine Werkmarke als konstant angenommen werden. Durch die Abnahme des Abstandes zwischen dem Thermoelement und der Innenseite der Kokille steigt die gemessene Temperatur an. Die Auswirkung der zuvor beschriebenen Temperaturverschiebung auf den Temperaturvariationskoeffizienten ist in Abbildung 5-7 gezeigt.

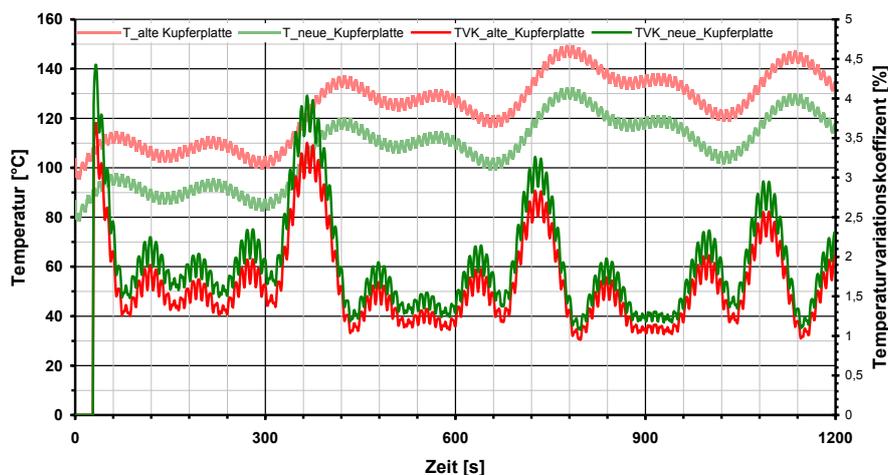


Abbildung 5-7: Änderung des Temperaturvariationskoeffizienten während einer Kokillenreise

In Abbildung 5-7 wurde dasselbe Signal wie in Abbildung 5-5 verwendet. Die Differenz zwischen den beiden Signalen entspricht der Temperaturänderung, welche durch die Dickenabnahme der Kupferplatte verursacht wird. Als Folge der Dickenänderung liegt die gemessene Temperatur am Ende der Kokillenreise höher als zu deren Beginn. Die Variation des Signals wurde nicht verändert. Die Länge des Berechnungsintervalls wurde bei dieser Betrachtung mit 30 Sekunden gewählt, da der Abstand zwischen den Datenpunkten eine Sekunde beträgt.

Weil der Temperaturvariationskoeffizient die Höhe der Standardabweichung bezogen auf den Mittelwert des Temperatursignals, wiedergibt haben die beiden Verläufe der Temperaturvariationskoeffizienten das oben dargestellte Verhalten. Der TVK der neuen Kupferplatte liegt höher als bei der alten Kupferplatte. Des Weiteren ist der Ausschlag des Temperaturvariationskoeffizienten der neuen Kupferplatte geringfügig größer, als bei der alten Kupferplatte. Die Erklärung für beide Phänomene ist in der Berechnungsvorschrift für den TVK zu finden. Die Standardabweichung beider Signale ist trotz der Verschiebung zwischen beiden Signalen nicht unterschiedlich. Der Mittelwert des Temperatursignals der neuen Kupferplatte ist um den Verschiebungsbetrag kleiner als bei der alten Kupferplatte. Durch die Division der Standardabweichung durch den Mittelwert liegen die Werte für die neue Kupferplatte niedriger.

Es kann zusammengefasst werden, dass die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten im Verlauf der Kokillenreise abnimmt. Diese theoretischen Überlegungen stimmen mit den Ergebnissen der Untersuchungen von H. Yin et. al. [19] überein. Bei diesen Untersuchungen wurde die lokale Wärmestromdichte mittels zweier, an unterschiedlichen Dickenpositionen der Kupferplatte positionierten, Thermoelementen gemessen. Dies hatte zur Folge dass keine inverse Rechnung zur Bestimmung der Wärmestromdichte notwendig war. Die Wärmestromdichte konnte anhand der Temperaturdifferenz und des Abstandes der beiden Thermoelemente sowie der Wärmeleitfähigkeit der Kupferplatte direkt berechnet werden. In Abbildung 5-8 ist die verwendete Messanordnung mit zwei Thermoelementen gezeigt.

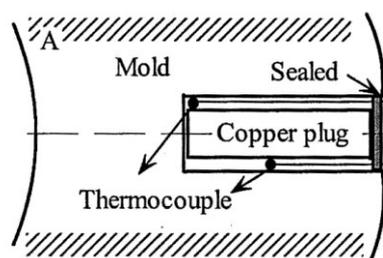


Abbildung 5-8: Anordnung Thermoelemente [19]

Durch die in Abbildung 5-8 gezeigte Anordnung konnte der Temperaturvariationskoeffizient simultan an zwei hintereinander liegenden Mess-Stellen betrachtet werden. Dabei wurde festgestellt, dass die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten an der der Schmelze zugewandten Seite niedriger war, als an der dem Kühlwasser zugewandten Seite. Der Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten, in dieser Untersuchung rRMS-TV genannt, ist in Abbildung 5-9 gezeigt.

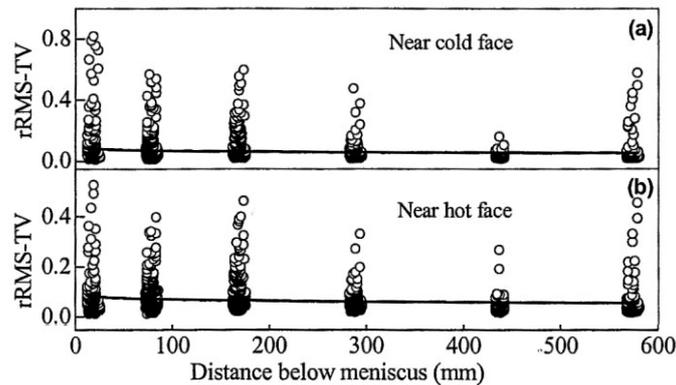


Abbildung 5-9: Verlauf des TVK entlang der Kokillenlänge [19].

Der TVK an der Kokillenninnenseite (Teilbild b) liegt tendenziell niedriger als an der Kokillenaußenseite (Teilbild a). Auch die Streubreite ist an der Kokillenaußenseite größer als an der Innenseite. Es ist zu beachten, dass die Skalierung in den beiden Teilbildern nicht gleich gewählt wurde.

5.3.3 Gießanlage

Die im Stahlwerk der voestalpine-Stahl-Linz vorhandenen Stranggießanlagen wurden zu unterschiedlichen Zeitpunkten errichtet und in Betrieb genommen. Trotz ständiger Anpassungen an den jeweiligen Stand der Technik bestehen konstruktive Unterschiede zwischen den einzelnen Anlagen, wobei die Anlagen CC_3 und CC_4 im Vergleich zu den Anlagen CC_5 und CC_6 älteren Batyps sind. Um zu überprüfen, ob ein systembedingter Unterschied in der Höhe des TVK zwischen den einzelnen Anlagen besteht, wurde eine Werksmarke, welche auf den Anlagen CC_3 und CC_5 vergossen wurde, betrachtet. Das Ergebnis des Vergleichs ist in Abbildung 5-10 gezeigt.

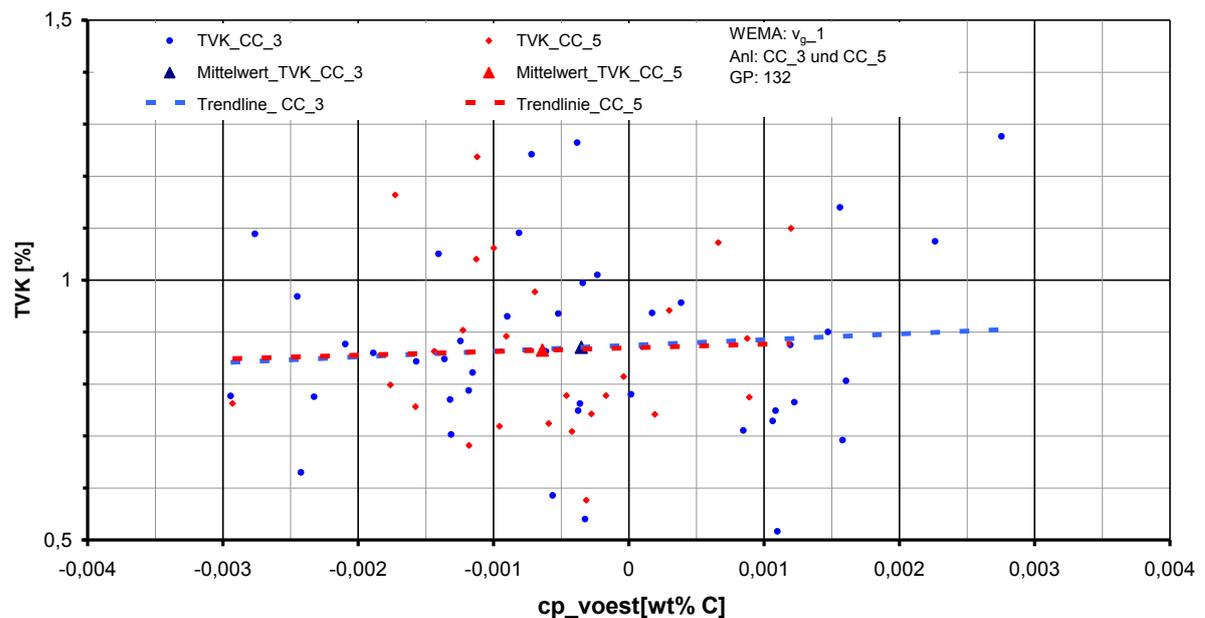


Abbildung 5-10: Überprüfung des Einflusses der Gießanlage auf den TVK

In Abbildung 5-10 ist die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten über dem cp-Wert dargestellt. Jeder Datenpunkt im Diagramm entspricht dem Mittelwert des TVK für eine vergossene Schmelze. Um die zusätzlichen Einflüsse auf den Temperaturvariationskoeffizienten in vergleichbaren Intervallen zu halten, wurden nur jene Datenpunkte für die Erstellung des Diagramms übernommen, bei welchen die Gießgeschwindigkeit zwischen 1,2 und 1,3 m/min und der cp-Wert zwischen -0.003 und 0.003 Gew.% lag. Es ist kein signifikanter Unterschied zwischen den Ergebnissen der einzelnen Anlagen ersichtlich. Die Trendlinien sind nahezu deckungsgleich und die Höhe der Mittelwerte ist ebenfalls identisch. Der sehr geringe Unterschied in den äquivalenten Kohlenstoffgehalten der Mittelwerte ist mit Schwankungen der Legierungselemente Kohlenstoff und Mangan innerhalb der vorgegebenen Toleranzen zu erklären.

Es besteht somit kein signifikanter Unterschied zwischen den Anlagen CC_3 und CC_5.

5.3.4 Gießgeschwindigkeit

Um den Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten zu untersuchen, wurde dieselbe Werksmarke wie für den Vergleich zwischen den einzelnen Gießanlagen betrachtet. Da kein systematischer Unterschied zwischen den Anlagen CC_3 und CC_5 besteht, wurden die Daten bei der Auswertung nicht mehr nach Anlage getrennt betrachtet. Um den Einfluss der Legierungselemente so gering wie möglich zu halten, wurden für die Elemente C, Si, Mn, P, S, N und Al die Mittelwerte der jeweiligen

Elementanalyse plus/minus der eineinhalbfachen Standardabweichung der Elementanalyse als Übernahmekriterium definiert. Es wurden nur jene Schmelzen weiter übernommen, bei denen alle zuvor genannten Legierungselemente bzw. Stahlbegleiter innerhalb der definierten Grenzen lagen. Dies hatte zur Folge, dass für diese Betrachtung von den 224 zur Verfügung stehenden Schmelzen 64 übernommen wurden. Der Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten für Stahlsorte 1 ist in Abbildung 5-11 gezeigt.

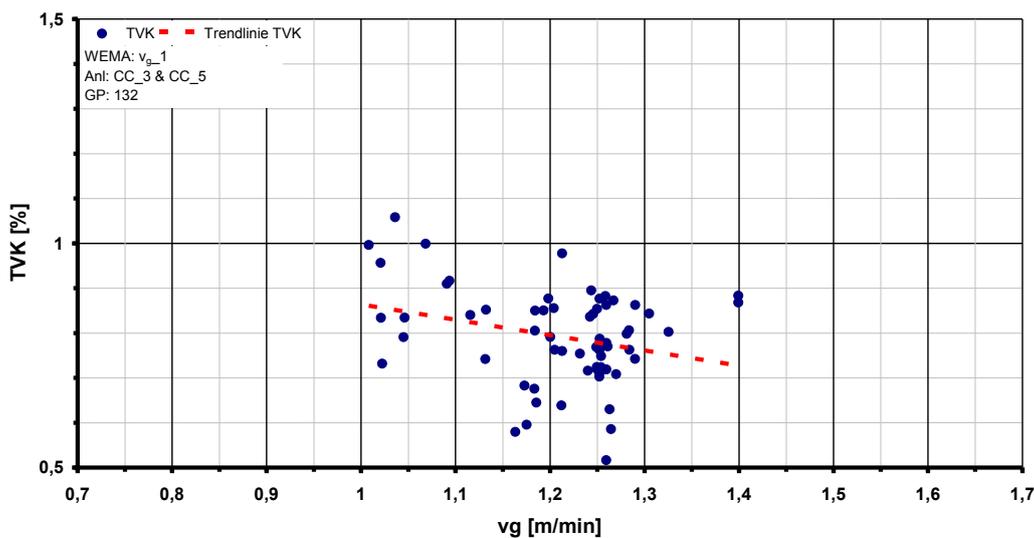


Abbildung 5-11: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf den TVK Stahlsorte1

In Abbildung 5-11 ist der Temperaturvariationskoeffizient über der Gießgeschwindigkeit aufgetragen. Trotz der restriktiven Einschränkungen für die Gehalte an Legierungselementen bzw. Stahlbegleitern weisen die Datenpunkte eine starke Streuung auf. Ungeachtet der schlechten Korrelation ist ein Abwärtstrend des TVK mit steigender Gießgeschwindigkeit erkennbar. Die Erklärung für diesen Trend liegt in der Ausbildung der Oszillationsmarken, die mit steigender Gießgeschwindigkeit eine seichtere Ausprägung sowie einen größeren Abstand aufweisen. Gemäß den Ausführungen in Abschnitt 3.1.4 führen weniger tief ausgeprägte Oszillationsmarken in einem größeren Abstand zueinander zu weniger stark ausgeprägten Temperaturabfällen mit einem größeren Abstand zwischen den einzelnen Tälern im Temperaturprofil. Es besteht aber auch ein Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Temperatur in der Kupferplatte. Mit steigender Gießgeschwindigkeit nimmt die Temperatur in der Kupferplatte zu [36]. Dies führt gemäß den Ausführungen in Abschnitt 5.3.2 ebenfalls zu einer Abnahme des TVK.

Beim Betrachten einer Werksmarke mit einem höheren Kohlenstoff,- und Mangangehalt konnte der oben gefundene Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf den Temperaturvariations-

koeffizienten nicht festgestellt werden. In Abbildung 5-12 ist der TVK über der Gießgeschwindigkeit für Stahlsorte 2 dargestellt.

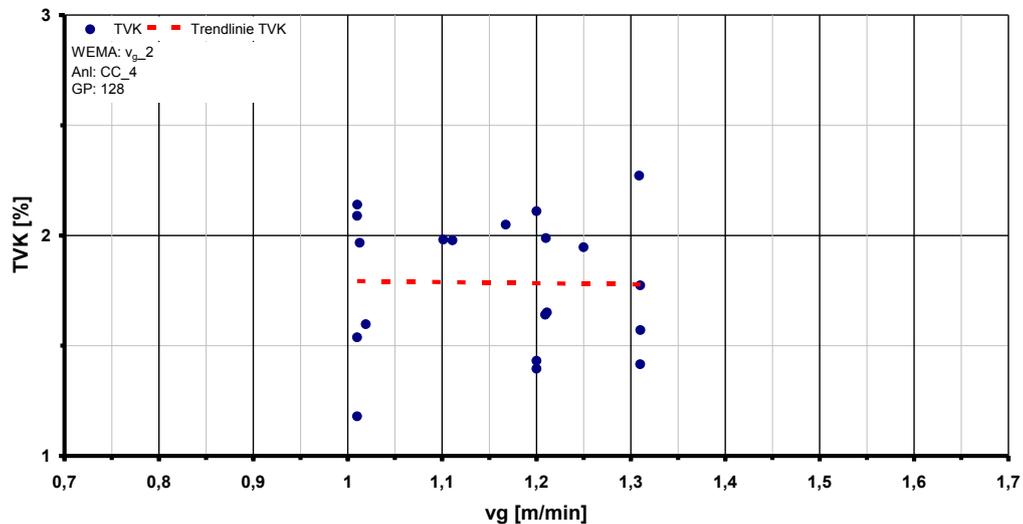


Abbildung 5-12: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf den TVK Stahlsorte 2

Obwohl bei der Beschränkung des Gehaltes an Legierungselementen sowie Stahlbegleitern dieselben restriktiven Forderungen wie bei Stahlsorte 1 gestellt wurden, was dazu führte, dass 20 der 58 zur Verfügung stehenden Schmelzen zur Auswertung herangezogen wurden, ist die Streuung zwischen den einzelnen Messpunkten bedeutend größer als bei Stahlsorte 1. Es zeichnet sich aber nicht derselbe Trend über der Gießgeschwindigkeit wie in Abbildung 5-11 ab. Da diese Stahlsorte einen äquivalenten Kohlenstoffgehalt von ca. 0.095 Gew.% aufweist und somit an der Grenze zu CA liegt, wird angenommen, dass die bei der Erstarrung auftretenden Einziehungen zu einem unregelmäßigen Kontakt zwischen Strangschale und Kokillenwand führen. Die Auswirkungen dieser Einziehungen überdecken den Einfluss der Gießgeschwindigkeit. In Tabelle 5-II sind die Elementanalysen der beiden Stahlsorten sowie die verwendeten Gießpulver aufgelistet.

Tabelle 5-II: Analysewerte

Bezeichnung		C [wt%]	Si [wt%]	Mn [wt%]	P [wt%]	S [wt%]	Al [wt%]	GP
v _{g_1}	min	0,0016	0,004	0,09	0,011	0,0045	0,038	132
	max	0,0032	0,008	0,13	0,005	0,0097	0,051	
v _{g_2}	min	0,08	0,004	0,61	0,0054	0,013	0,05	128
	max	0,088	0,009	0,56	0,0099	0,0053	0,037	

5.3.5 Gießpulver

Um den Einfluss des verwendeten Gießpulvers auf den Temperaturvariationskoeffizienten zu überprüfen, wurde aus dem Gießpulverdatensatz eine Werksmarke ausgewählt, die mit Gießpulvern mit stark unterschiedlichen Eigenschaften vergossen wurde. Bei der Auswertung des Temperaturvariationskoeffizienten wurde das Programm insofern geädert, als nicht der in Abschnitt 5.1.2 beschriebene selbst erstellte Gießpulverdatensatz, sondern die Originaldaten verwendet wurden. Somit war eine direkte Zuordnung des eingetragenen Gießpulvers zu den im CAQC Datensatz gespeicherten Elementanalysen bzw. den Aufzeichnungen in den langsamen Prozessdaten möglich. Dies zog aber eine Einschränkung des zur Verfügung stehenden Umfangs der langsamen Prozessdaten nach sich, da die Daten über die verwendeten Gießpulver nur für die Jahre 2005, 2007 und 2009 zur Verfügung standen.

Die Werksmarke, welche für diese Überprüfung verwendet wurde, ist dieselbe wie bei der Überprüfung des Einflusses der Gießanlage. Aus diesem Grund wurde auch hier auf eine Sortierung der Daten nach der Gießanlage verzichtet. Um den Einfluss der Legierungselemente und Stahlbegleiter sowie der Gießgeschwindigkeit zu minimieren, wurden nur jene Schmelzen für die weitere Betrachtung übernommen, bei welchen die Gießgeschwindigkeit zwischen 1,16 und 1,22 m/min und der c_p -Wert zwischen -0,0025 und 0,0015 Gew.% lag. In Tabelle 5-III sind die wesentlichen Eigenschaften der 3 betrachteten Gießpulver aufgelistet.

Tabelle 5-III: Eigenschaften Gießpulver

Bezeichnung	Basizität [1]	Wärmeleitfähigkeit [W/mK] _(1200°C)	Fließpunkt [°C]	Viskosität [Pa.s] _(1300°C)	Aufschmelzzeit [s]
GP_1	1,25	1,03	1150	0,7	64
GP_2	0,85	1,05	1170	0,9	126
GP_3	0,99	1,08	1145	2,5	43

In Abbildung 5-13 ist der Temperaturvariationskoeffizient über dem cp-Wert für die drei ausgewählten Gießpulver dargestellt.

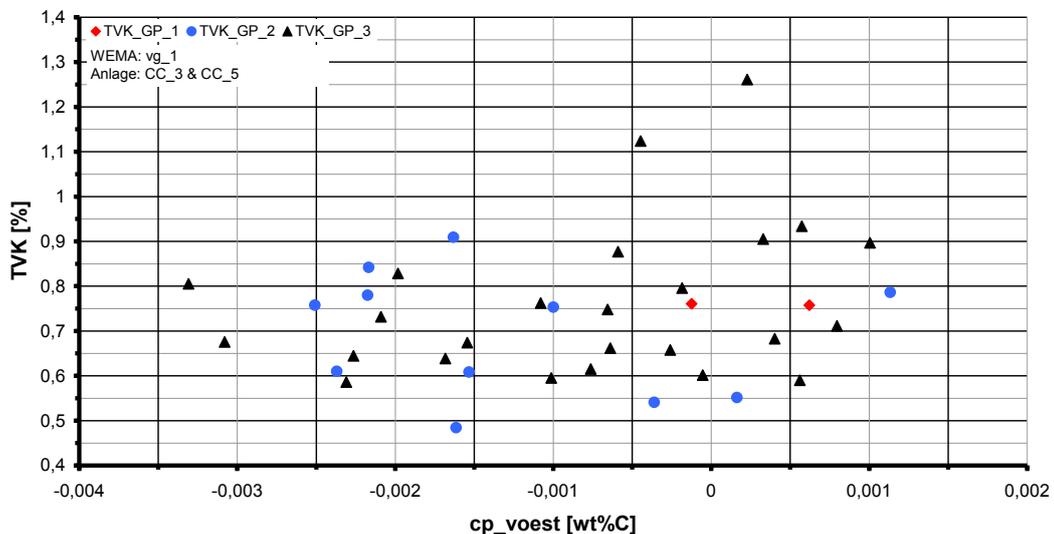


Abbildung 5-13: Einfluss des Gießpulvers auf den TVK

In Abbildung 5-13 ist kein Einfluss der verwendeten Gießpulver auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten ersichtlich. Die Datenpunkte für die einzelnen Gießpulver liegen alle im Streubereich. Da in anderen Untersuchungen [18] ein Einfluss der Viskosität, Basizität und Aufschmelzzeit auf die Höhe des TVK nachgewiesen wurde, muss davon ausgegangen werden, dass die Eintragungen im Gießpulverdatensatz, welcher für die vorliegenden Untersuchung verwendet wurde, fehlerhaft sind.

Bei einer diesbezüglichen Diskussion mit dem Firmenbetreuer wurde eine mögliche Ursache für die Fehleinträge darin gefunden, dass die Gießpulver in den Expertensystemen nicht zu den einzelnen Schmelzen, sondern zu Verteilern zugewiesen werden. Wird nun im Sequenzguss eine Werksmarke, welche ein anderes Gießpulver erfordert, vergossen, wird dennoch das Gießpulver der vorhergehenden Werksmarke vermerkt.

5.3.6 Zusammenfassung der Einflüsse auf den Temperaturvariationskoeffizienten

Neben der Stahlzusammensetzung und der Position des Thermoelements ist die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten von folgenden Größen abhängig:

- Länge des Berechnungsintervalls: Größere Berechnungszeiträume führen zu höheren Werten. Auch wird die Glättung mit zunehmender Intervalllänge größer.

- Dicke der Kupferplatte: Neue bzw. dickere Kupferplatten führen zu höheren Temperaturvariationskoeffizienten. Für eine bestimmte Werksmarke nimmt der Temperaturvariationskoeffizient, bei sonst gleichbleibenden Gießbedingungen, im Verlauf der Kokillenreise ab.
- Gießgeschwindigkeit: Bei nicht peritektischen Güten führt eine Erhöhung der Gießgeschwindigkeit zu einer Abnahme des TVK.
- Bei peritektischen Güten wird dieser Effekt durch andere Effekte, welche mit der peritektischen Phasenumwandlung zusammenhängen, überdeckt und es ist kein Einfluss der Gießgeschwindigkeit ersichtlich.

Es konnte kein systembedingter Unterschied in den Ergebnissen der Anlagen CC_3 und CC_5 festgestellt werden. Der Einfluss des Gießpulvers konnte aufgrund von fehlerhaften Einträgen im Gießpulverdatensatz, deren Ursache in der Funktionsweise des Expertensystems beim Sequenzgießen liegt, nicht untersucht werden.

5.4 Einfluss von Legierungselementen auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten

Um den Einfluss der Legierungselemente Mn, Si, Cr und Al auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten zu untersuchen, wurden aus der selbst erstellten Werksmarkenübersicht jene Werksmarken ausgewählt, welche vornehmlich eine Variation im betrachteten Legierungselement aufwiesen. Da der Einfluss der Gießanlage nur zwischen zwei Anlagen untersucht werden konnte, wurden die Betrachtungen für einzelne Legierungselemente, soweit die vorhandenen Daten dies zuließen, auf eine bestimmte Anlage beschränkt. Dieselben Einschränkungen wurden für die verwendeten Gießpulver gemacht. Im Idealfall wären Schmelzen, welche alle auf derselben Anlage mit demselben Gießpulver vergossen wurden und eine Spreizung lediglich im zu betrachtenden Legierungselement zeigten, herangezogen worden. Es war nicht möglich, eine derartige, dem Idealfall entsprechende, Auswahl aus den vorhandenen Daten zu erstellen. Dies hatte im Wesentlichen drei Ursachen, welche nachfolgend geschildert werden.

- I.) Die betrachteten Schmelzen stammen aus dem Produktionsprogramm und sind keine Versuchsschmelzen. Die Legierungslage der Werksmarken wurde seitens der voestalpine-Stahl-Linz so gewählt, dass die Anforderungen des Kunden an das Endprodukt bestmöglich erfüllt werden. Daher mussten jene Werksmarken ausgewählt werden, die am ehesten dem Idealfall entsprachen.

- II.) Die Gießpulver werden von einem Expertensystem auf Grund der Werksmarkenbezeichnung sowie der Stahlzusammensetzung zugewiesen. Ziel dieser Zuweisung ist es, die bestmöglichen Gießbedingungen für jede Schmelze zu schaffen. Dies hatte aber zur Folge, dass innerhalb einer Gruppe von Schmelzen, welche eine Spreizung im betrachteten Legierungselement aufwies, die verwendeten Gießpulver teilweise unterschiedlich waren.
- III.) Auf Grund von baulichen Unterschieden in den vorhandenen Stranggießanlagen werden nicht alle Werksmarken auf allen Anlagen vergossen. Vielmehr werden bestimmte Werksmarken auf bestimmten Anlagen vergossen. Das Ziel dieser Vorgehensweise ist einerseits eine möglichst hohe Produktivität des Stranggießbetriebes zu gewährleisten und andererseits durch die Zuweisung ausgewählter Werksmarken zu bestimmten Anlagen optimale Produktionsbedingungen zu gewährleisten. Der zuvor beschriebene Umstand hatte zur Folge, dass es nicht immer möglich war, für eine bestimmte Auswahl an Schmelzen nur eine Gießanlage auszuwählen.

In den nachfolgenden Abschnitten wird der Einfluss der Legierungselemente Mangan, Chrom, Silizium, Nickel und Aluminium auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten beschrieben. Dabei gelten die zuvor beschriebenen Einschränkungen in der Auswahl an verfügbaren Schmelzen.

5.4.1 Einfluss von Mangan

Um den Einfluss des Mangans zu untersuchen wurde eine Gruppe von Werksmarken gewählt, die nur aluminiumdesoxidiert und manganlegiert ist. Aus dieser Gruppe wurden zwei Untergruppen, welche jeweils eine Spreizung im Mangangehalt aufweisen, ausgewählt. So war es möglich, die Wirkung von Mangan bei den Kohlenstoffgehalten (Sollwerte) 0.08 und 0.14 Gew.% zu untersuchen.

5.4.1.1 Einfluss von Mangan bei 0.08 Gew % Kohlenstoff

Bei einem Kohlenstoffgehalt (Sollwert) von 0.08 % waren drei Werksmarken mit unterschiedlichen Mangangehalten (Sollwerte) von 0.44, 0.84 und 1.04 Gew.% Mangan verfügbar. Die Gehalte an Legierungselementen, die verwendeten Gießpulver sowie die Anlage, auf welcher die betreffenden Schmelzen vergossen wurden, sind für die einzelnen Werksmarken in Tabelle 5-IV aufgelistet.

Tabelle 5-IV: Stahlzusammensetzung der Werkmarken Mn_1, Mn_2 und Mn_3

Bez		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	Ti	N	Al	GP	Anl	Anz
		[wt%]	[ppm]	[wt%]												
Mn_1	min	0,069	0,38	0,004	0,014	0,08	0,001	0,006	0,006	0,001	0,001	26	0,026	GP_1	4	24
	max	0,081	0,49	0,045	0,039	0,048	0,006	0,002	0,014	0,058	0,001	55	0,05			
Mn_2	Min	0,071	0,8	0,006	0,011	0,007	0,001	0,004	0,003	0,008	0,001	22	0,03	GP_2	4	61
	max	0,089	0,94	0,026	0,039	0,03	0,007	0,015	0,009	0,053	0,002	55	0,058			
Mn_3	min	0,059	0,99	0,011	0,018	0,009	0,003	0,004	0,001	0,007	0,001	28	0,035	GP_2	4	61
	max	0,084	1,09	0,028	0,053	0,053	0,01	0,013	0,006	0,023	0,002	65	0,059			

Die Eigenschaften der in Tabelle 5-IV aufgelisteten Gießpulver sind in Tabelle 5-V angegeben.

Tabelle 5-V: Gießpulvereigenschaften für die Werkmarken Mn_1, Mn_2, Mn_3

Bezeichnung	Basizität	Wärmeleitfähigkeit	Fließpunkt	Viskosität	Aufschmelzzeit
	[1]	[W/mK] (1200°C)	[°C]	[Pa.s] (1300°C)	[s]
GP_1	1,25	1,071	1180	1	51
GP_2	1,235	1,034	1150	0,694	64

In Abbildung 5-14 ist der Temperaturvariationskoeffizient über dem cp-Wert für die drei in Tabelle 5-IV aufgelisteten Werkmarken dargestellt. Das hier als cp_voest bezeichnete Kohlenstoffäquivalent wurde von Xia et.al [16] entwickelt. Die Wirkfaktoren sind in der vorletzten Zeile von Tabelle 4-V aufgelistet.

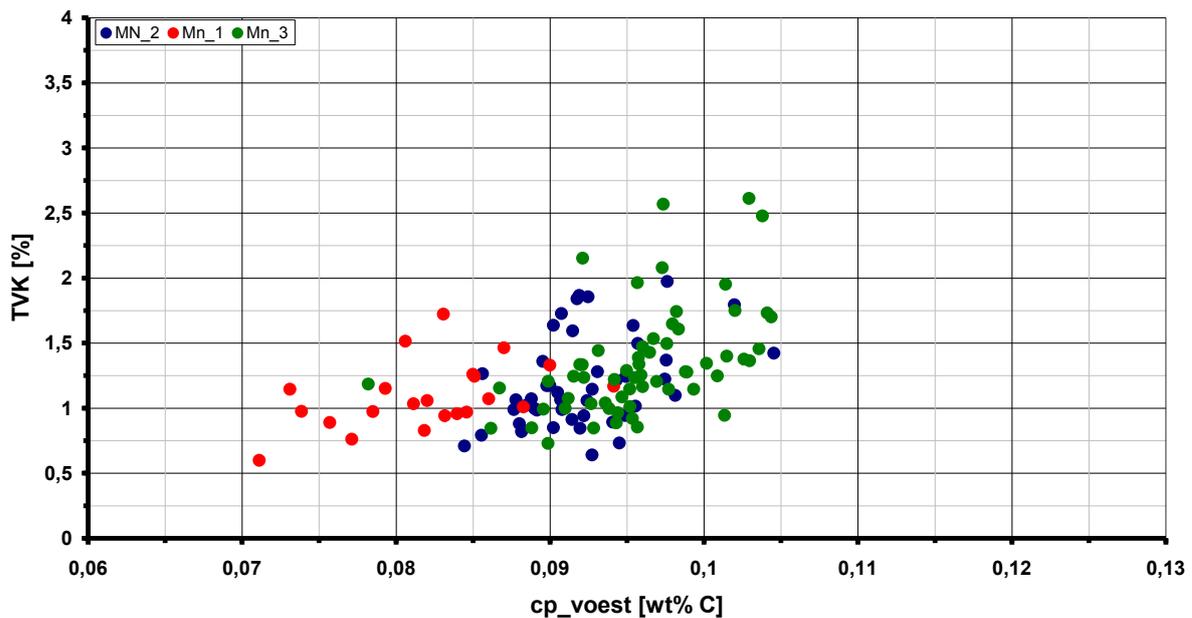


Abbildung 5-14: TVK über cp-Wert Mn_1, Mn_2, Mn_3

Da Mangan den äquivalenten Kohlenstoffgehalt zu größeren Werten verschiebt, liegen die Punkte von Mn_1 bei den niedrigsten und jene von Mn_3 bei den größten cp-Werten. Wie auch bei der Untersuchung des Einflusses der Gießgeschwindigkeit auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten dargestellt, weisen die Datenpunkte eine gewisse Schwankung auf. Trotz dieser Schwankung liegen die Datenpunkte von Mn_3 tendenziell höher als jene von Mn_1. Die Überlappung zwischen Mn_2 und Mn_3 ist damit zu begründen, dass die Sollwerte des Mangangehalts sehr nahe beieinander liegen. Durch die produktionsbedingte Streuung in den Gehalten an Mangan und Kohlenstoff und Schwankungen in der Gießgeschwindigkeit kommt es zu der in Abbildung 5-14 ersichtlichen Überlappung. Trotz aller zuvor beschriebenen Schwankungen ist ein tendenzieller Anstieg des Temperaturvariationskoeffizienten ab einem cp-Wert von 0,09 Gew.% ersichtlich.

Die Wirkung von Mangan auf die Lage von CA und CB wird in Abbildung 5-15 gezeigt. Die Berechnung erfolgte mit der Formel von Blazek [32]. Zusätzlich ist der Gehalt an Kohlenstoff für jede Schmelze ersichtlich. Die Lage des Kohlenstoffs hinsichtlich CA ist eine weitere Erklärung für den in Abbildung 5-14 gezeigten Trend. Sobald der Kohlenstoffgehalt zwischen CA und CB liegt, beginnt der TVK anzusteigen.

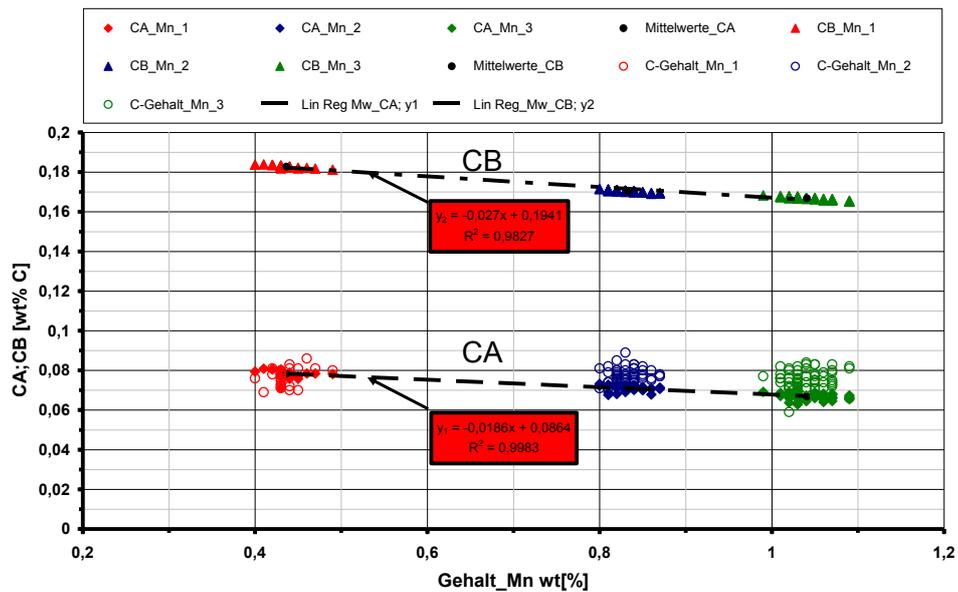


Abbildung 5-15: Wirkung von Mangan auf CA und CB für Mn_1, Mn_2 und Mn_3

Mangan verschiebt CA sowie CB zu geringeren Kohlenstoffgehalten, wobei die Wirkung auf CA und CB nicht gleichmäßig erfolgt. CB wird stärker verringert als CA. Dies ist an Hand der Steigungen der Regressionsgeraden in Abbildung 5-15 ersichtlich. CB verringert sich um 0.027 Gew % C je zugegebenem Gewichtsprozent Mangan, während CA sich um 0.0186 Gew % C je Gewichtsprozent Mangan verringert. Somit verschiebt Mangan CA sowie CB zu geringeren Werten, wobei der Abstand zwischen CA und CB ebenfalls verkleinert wird.

Die produktionsbedingten Schwankungen im Kohlenstoffgehalt sind für alle drei betrachteten Werkmarken ähnlich. Auf Grund der Wirkung des Mangans wird aber CA sowie CB zu niedrigeren Werten verschoben. Als Folge dessen liegen immer mehr Kohlenstoffgehalte zwischen CA und CB. Desto weiter der Kohlenstoffgehalt in Richtung der Mitte zwischen CA und CB liegt, umso höher ist auch der Temperaturvariationskoeffizient. Die Trendlinie für CA, die jeweiligen Gehalte an Kohlenstoff sowie die jeweiligen Temperaturvariationskoeffizienten und deren Trendlinie sind in Abbildung 5-16 über dem Gehalt an Mangan dargestellt. Mit steigendem Mangangehalt wird CA zu geringeren Werten verschoben und der Temperaturvariationskoeffizient steigt an.

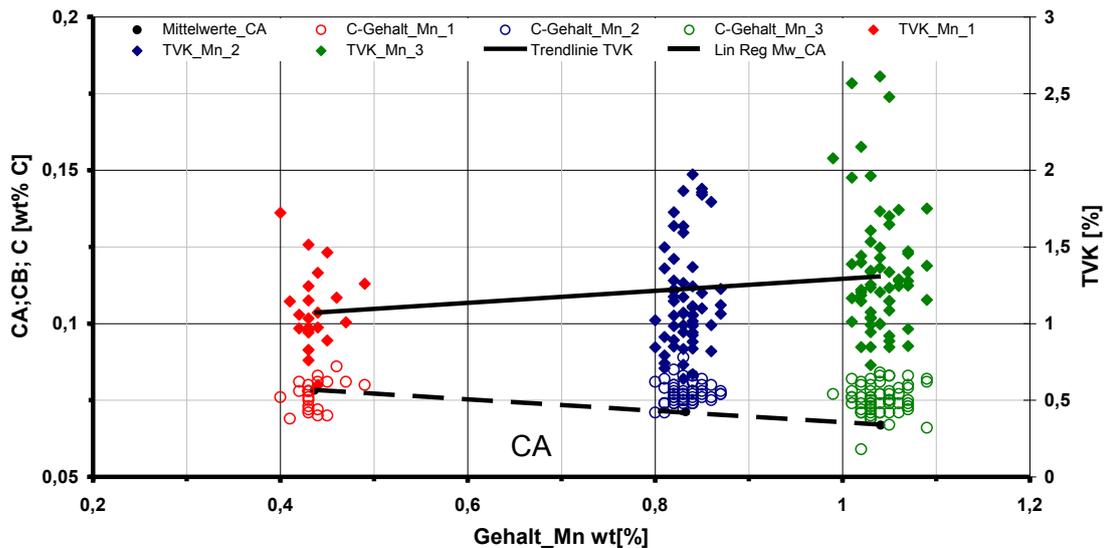


Abbildung 5-16: Auswirkung von Mangan auf den TVK für Mn_1, Mn_2 und Mn_3

Nicht nur der Mittelwert des Temperaturvariationskoeffizienten, sondern auch die Schwankung zwischen Minimal,- und Maximalwert nimmt mit steigendem Mangangehalt zu. Es ist ein tendenzieller Anstieg des TVK mit steigendem Mangangehalt bei einem Sollwert des Kohlenstoffgehalts von 0.08 Gew %, ersichtlich.

Um die Schwankungen besser ausgleichen zu können, wurde dazu übergegangen, die Messpunkte mittels eines Regressionspolynoms zu filtern. Dabei wurden die Daten von Mn_1 bis Mn_3 in ein weiteres selbsterstellte Programm eingelesen. Im ersten Programmschritt wurde ein Regressionspolynom vom Grad 3, wie in Gleichung 5.2 beschrieben, für den gesamten Datensatz errechnet.

$$TVK = a_0 + \beta_1 \cdot C + \beta_2 \cdot C^2 + \beta_3 \cdot C^3 + \beta_4 \cdot Mn + \beta_5 \cdot Mn^2 + \beta_6 \cdot Mn^3 + \beta_7 \cdot v_g + \beta_8 \cdot v_g^2 + \beta_9 \cdot v_g^3 \quad (5.2)$$

a_0	Konstantes Glied	[1]
β_{1-9}	Regressionskoeffizienten	[1]
C, Mn	Gehalt an Kohlenstoff bzw. Mangan	[wt%]
v_g	Gießgeschwindigkeit	[m/min]

Im darauffolgenden Programmschritt wurde der TVK mit dem Regressionspolynom berechnet, wobei für die Gehalte an Kohlenstoff bzw. Mangan und die Gießgeschwindigkeit

die jeweils in den Daten von Mn_1 bis Mn_3 aufgezeichneten Werte verwendet wurden. Dieser „Regressions temperaturvariationskoeffizient“ wurde mit den tatsächlich gemessenen TVK verglichen und es wurde der Absolutwert der Differenz zwischen dem gemessenen und dem mit Hilfe des Regressionspolynoms errechneten TVK gebildet.

Für die weitere Betrachtung wurde die Forderung gestellt, dass nur jene 75 % des Gesamtdatensatzes übernommen werden, bei denen die Differenz zwischen Mess,- und Regressionswert am geringsten ist. Mit anderen Worten: Es wurden jene Datensätze entfernt, bei welchen eine große Differenz zwischen dem gemessenen und dem mittels Regressionspolynom errechneten TVK bestand. Die Begründung hierfür ist, dass bei jenen Datensätzen welche eine große Differenz zwischen Mess,- und Regressionswert aufwiesen, der Temperaturvariationskoeffizient nicht über eine Variation der Parameter Kohlenstoff, Mangan und Gießgeschwindigkeit erklärbar ist.

Für den gefilterten Datensatz wurden nochmals die Regressionsparameter gemäß Gleichung 4.2 bestimmt. Der Vergleich zwischen dem durch Regression bestimmten und dem gemessenen Temperaturvariationskoeffizienten ist in Abbildung 5-17 gezeigt.

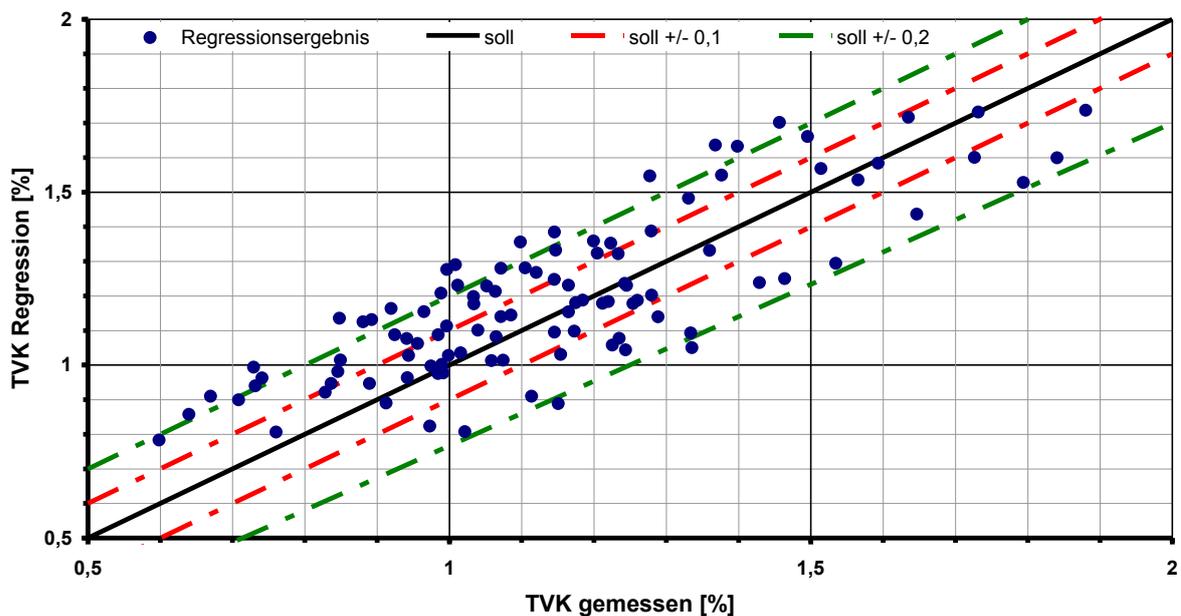


Abbildung 5-17: Vergleich Messung Regression Mn_1, Mn_2 und Mn_3

In Abbildung 5-17 ist das Regressionsergebnis über dem Messergebnis dargestellt. Das Regressionspolynom kann den Temperaturvariationskoeffizienten als Funktion des Gehaltes an Kohlenstoff und Mangan sowie der Gießgeschwindigkeit wiedergeben. Alle Regressionswerte liegen innerhalb der Standardabweichung des Regressionsergebnisses. An Hand dieses Regressionspolynoms wurden alle weiteren Betrachtungen durchgeführt. Dabei

wurden jeweils zwei der drei Einflussgrößen fixiert und die dritte Größe zwischen dem Minimal,- und Maximalwert variiert. Diese Minimal,- und Maximalwerte sind in Tabelle 5-VI für die drei betrachteten Einflussgrößen aufgelistet. Diese unterscheiden sich von den in Tabelle 5-IV aufgelisteten Werten, da 25% des Datenumfangs, wie zuvor beschrieben verworfen wurden.

Tabelle 5-VI: Wertebereiche für Regressionspolynom Mn_1 bis Mn_3

min max	Kohlenstoff [wt%]	Mangan [wt%]	Gießgeschwindigkeit [m/min]
min	0.065	0.45	1.0
max	0.095	1.09	1.3

In Abbildung 5-18 ist der Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten bei einer Stahlzusammensetzung von 0.07% C und 0.82% Mn gezeigt.

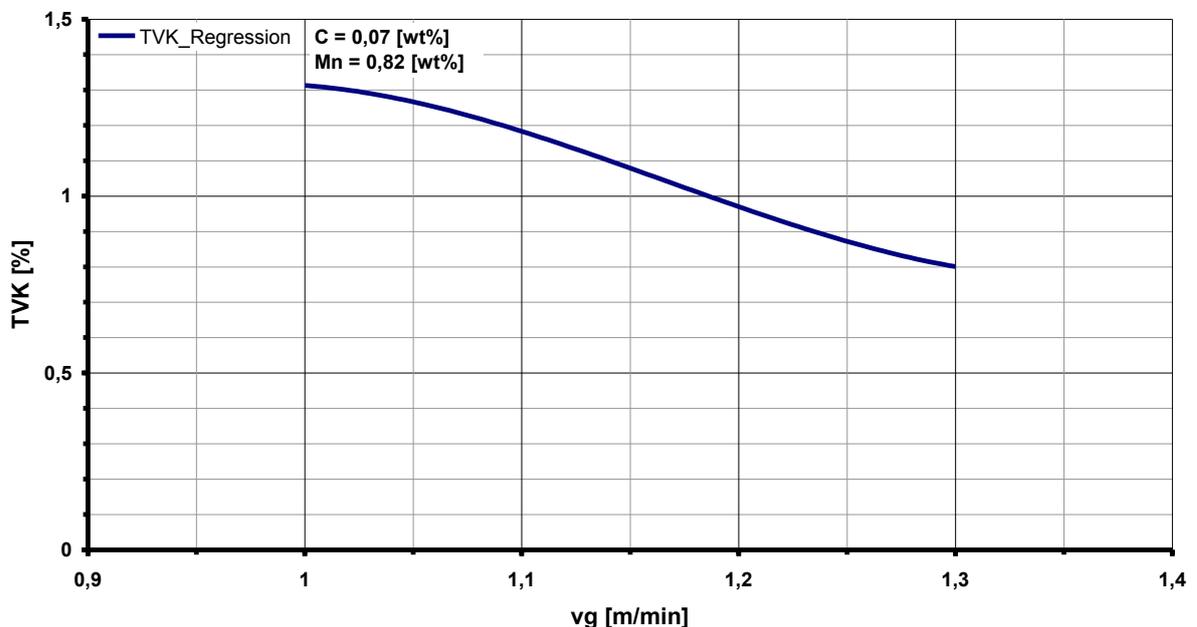


Abbildung 5-18: Einfluss der Gießgeschwindigkeit Mn_1 bis Mn_3.

Der wellenartige Verlauf der Kurve in Abbildung 5-18 ist eine Folge dessen, dass zur Betrachtung ein Regressionspolynom dritter Ordnung verwendet wurde. Die Abnahme des Temperaturvariationskoeffizienten mit steigender Gießgeschwindigkeit ist, analog zu den

Ausführungen in Abschnitt 5.3.4, damit zu erklären, dass die Oszillationsmarken bei höheren Gießgeschwindigkeiten seichter ausgeprägt sind und in einem größeren Abstand zueinander liegen, bzw. der Mittelwert der Temperatur in der Kupferplatte mit steigender Gießgeschwindigkeit zunimmt. Dies verursacht weniger Temperaturschwankungen als tiefere, näher beisammen liegende Oszillationsmarken. Da ein Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten ersichtlich ist, wurden alle weiteren Betrachtungen für eine Gießgeschwindigkeit von 1.2 m/min angestellt.

In Abbildung 5-19 ist der Einfluss von Kohlenstoff auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten dargestellt.

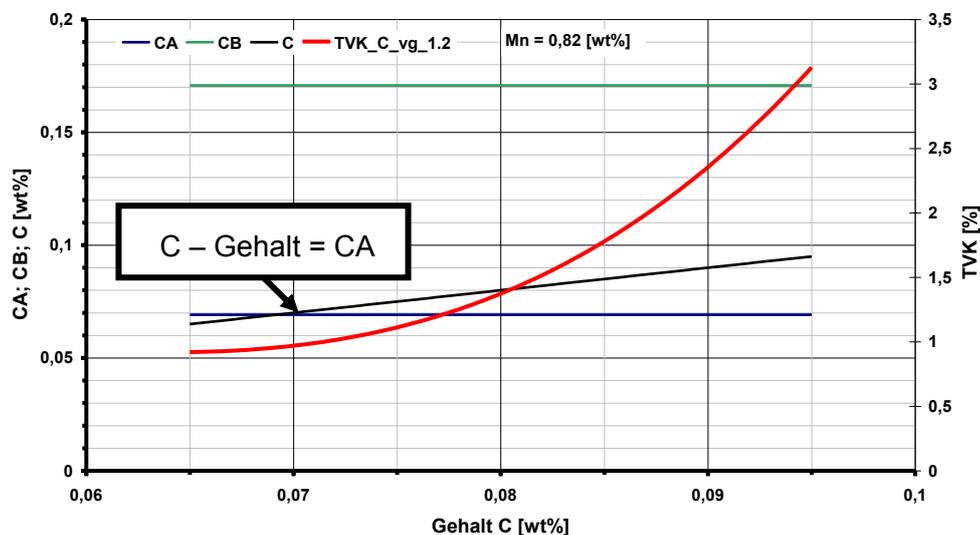


Abbildung 5-19: Einfluss von Kohlenstoff bei 0.82% Mn und v_g 1.2.

Für die Berechnung des TVK in Abbildung 5-19 wurde ein Mangengehalt von 0.82% und eine Gießgeschwindigkeit von 1.2 m/min gewählt. Der Verlauf von CA und CB ist parallel zur Abszisse, da der Mangengehalt nicht verändert wird. Die Änderung des Kohlenstoffgehaltes ist als schwarze Gerade, der Temperaturvariationskoeffizient als rote Kurve dargestellt. Sobald der Kohlenstoffgehalt größer bzw. gleich dem Wert für CA (0.07% C) ist, steigt der Temperaturvariationskoeffizient stark an. Eine Änderung des Kohlenstoffgehaltes um 0.025% (0.07 auf 0.095%) zieht eine Verdreifung des TVK nach sich. Kohlenstoff ist der wesentlichste Einflussfaktor auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten. Sobald die Legierungslage zwischen CA und CB liegt, steigt der TVK stark an. Der Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten aus dem Regressionspolynom ähnelt der linken Hälfte, der in Abschnitt 3.1.5 gezeigten Glockenkurven.

Für die Betrachtung des Einflusses von Mangan auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten wurde der Gehalt an Kohlenstoff mit 0.07% gewählt. Die Gießgeschwindigkeit wurde wiederum mit 1.2 m/min festgelegt. Der Einfluss des Mangans auf die Höhe des TVK ist in Abbildung 5-20 gezeigt. Die farbliche Markierung der einzelnen Größen ist dieselbe wie in der zuvor gezeigten Abbildung. Im Gegensatz zur Abbildung 5-19 verläuft nun der Gehalt an Kohlenstoff parallel zur Abszisse und die Verläufe von CA und CB ändern sich mit dem Gehalt an Mangan, wobei CA sowie CB mit steigenden Mangangehalten zu niedrigeren Kohlenstoffgehalten verschoben werden.

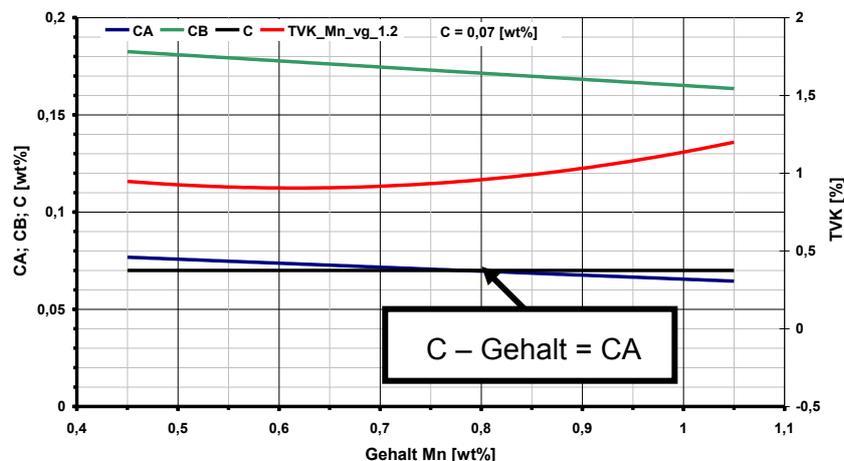


Abbildung 5-20: Einfluss von Mangan bei 0.07% C und v_g 1.2

Der Schnitt zwischen den Verläufen von Kohlenstoff und CA ist schleifend. Ab einem Mangangehalt von ca. 0.8% beginnt der Temperaturvariationskoeffizient anzusteigen. Rechnerisch erreicht CA einen Wert von 0.07% C bei einem Mangangehalt von 0.78%. Auf Grund des schleifenden Schnittes ist der Kohlenstoffgehalt bei 1.05% Mn um lediglich 0.006% größer als CA. Obwohl die Änderung sehr klein ist, zeigt der Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten einen merklichen Anstieg ab dem Schnitt zwischen den Verläufen von CA und Kohlenstoff. Der im Vergleich zu Abbildung 5-19 weniger starke Anstieg des TVK ist damit zu begründen, dass die Änderung der Lage des Kohlenstoffgehaltes im Bezug zur Lage von CA und CB sehr gering ist. So ändert sich der Kohlenstoffgehalt im Bezug zu CA in Abbildung 5-19 um 0.025 %, während die Änderung in Abbildung 5-20 lediglich 0.006% beträgt. Bezieht man den Gehalt an Kohlenstoff auf die Lage von CA und CB und drückt diese gemäß Gleichung 5.3 als prozentuelle Änderung aus, so ergibt sich für die Änderung in Abbildung 5-19 ein Wert von 25.4%, während die Änderung in Abbildung 5-20 bei 5.5% liegt.

$$\text{Änderung} = \frac{C - CA}{CA - CB} \cdot 100\% \quad [\%] \quad (5.3)$$

<i>C</i>	Kohlenstoffgehalt	[wt%]
<i>CA</i>	Lage von CA	[wt%]
<i>CB</i>	Lage von CB	[wt%]

Um den kombinierten Einfluss von Kohlenstoff und Mangan zu untersuchen, wurde die Gießgeschwindigkeit mit 1.2 m/min gewählt. Die Spreizung in den Gehalten an Kohlenstoff und Mangan wurde in 100 Schritte unterteilt. Der erste Datenpunkt entspricht der Kombination des geringsten Kohlenstoff,- und Mangangehaltes, während der letzte Datenpunkt die Kombination aus dem höchsten Kohlenstoff,- sowie Mangangehalt darstellt. In Abbildung 5-21 ist das Regressionsergebnis für den Temperaturvariationskoeffizient sowie die gemessenen TVK - Werte (Rohdaten) über dem cp_voest-Wert dargestellt.

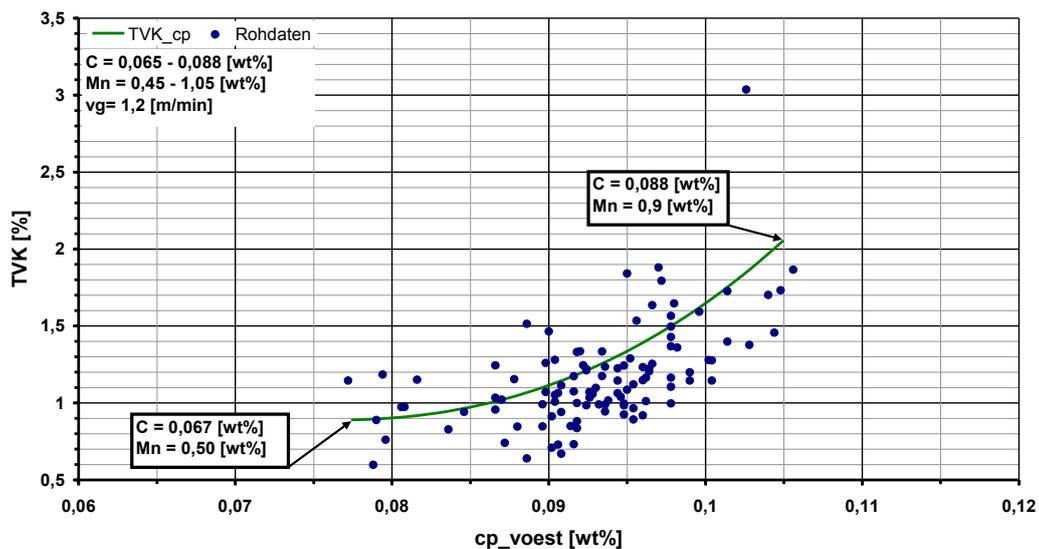


Abbildung 5-21: Regression TVK – cp-Wert Mn_1 bis Mn_3

Der markante Anstieg des TVK bei einem äquivalenten Kohlenstoffgehalt von ca. 0.09% ist nicht nur im Regressionsergebnis, sondern auch in den Rohdaten ersichtlich. Der Unterschied in den maximalen cp-Werten zwischen Rohdaten und Regression ist eine Folge dessen, dass die vorhandenen Maximalwerte kombiniert wurden. Diese Kombination tritt in den Rohdaten nicht auf, stellt aber trotzdem keine Extrapolation dar, da keine Werte außerhalb der in Tabelle 5-VI angegebenen Grenzen verwendet wurden.

5.4.1.2 Einfluss von Mangan bei 0.14 Gew % Kohlenstoff

Bei einem Kohlenstoffgehalt (Sollwert) von 0.14 % waren drei Werksmarken mit unterschiedlichen Mangangehalten (Sollwerte) von 0.44, 0.84 und 0.99 % Mangan verfügbar. Die Gehalte an Legierungselementen, die verwendeten Gießpulver sowie die Anlage auf welcher die betreffenden Schmelzen vergossen wurden, sind für die einzelnen Werksmarken in Tabelle 5-VII aufgelistet.

Tabelle 5-VII: Stahlzusammensetzung der Werksmarken Mn_4, Mn_5 und Mn_6

Bez		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	Ti	N	Al	GP	Anl	Anz.
		[wt%]	[wt%]	[wt%]	[wt%]	[ppm]	[wt%]									
Mn_4	min	0,138	0,41	0,014	0,022	0,011	0,001	0,007	0,001	0,01	0,001	21	0,033	GP_2	5;6	8
	max	0,15	0,44	0,031	0,038	0,033	0,001	0,013	0,003	0,017	0,001	57	0,048			
Mn_5	Min	0,134	0,81	0,006	0,023	0,008	0,001	0,005	0,003	0,011	0,015	33	0,03	GP_1	5;6	6
	max	0,145	0,9	0,049	0,039	0,025	0,005	0,012	0,007	0,082	0,019	46	0,042			
Mn_6	min	0,134	0,95	0,01	0,013	0,006	0,001	0,0014	0,001	0,008	0,001	22	0,031	GP_1	6	47
	max	0,149	1,03	0,034	0,046	0,034	0,006	0,016	0,006	0,056	0,002	53	0,052			

Auf Grund der wenigen verfügbaren Schmelzen mussten bei den Werksmarken Mn_4 und Mn_5 Daten von zwei Gießanlagen zusammengefasst werden. Die verwendeten Gießpulver sind identisch zu den in Tabelle 5-V aufgelisteten Gießpulvern. Die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten über dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt ist für die in Tabelle 5-VII aufgelisteten Werksmarken in Abbildung 5-22 dargestellt.

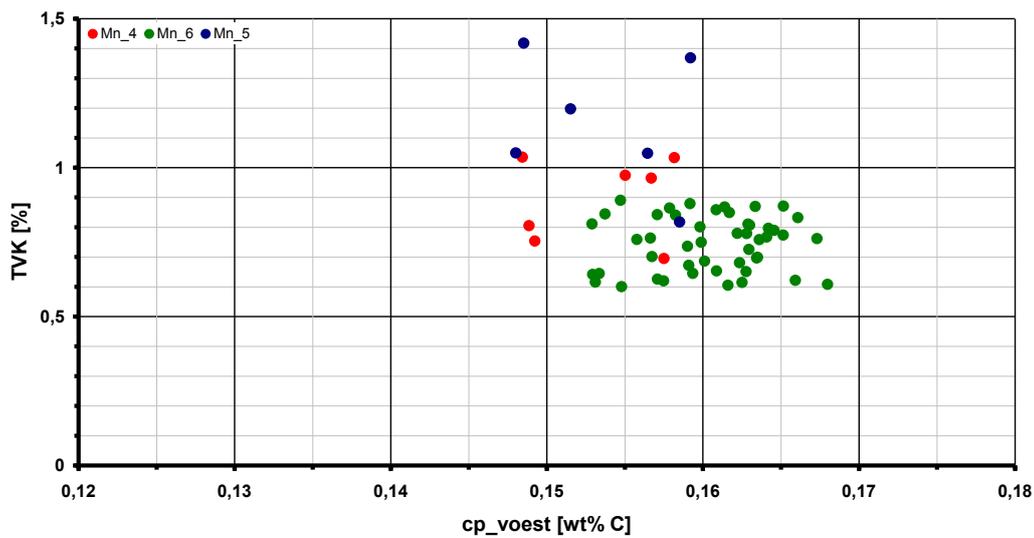


Abbildung 5-22: TVK über cp-Wert, Mn_4, Mn_5 und Mn_6

Mangan verschiebt den äquivalenten Kohlenstoffgehalt zu höheren Werten. Aus diesem Grund liegen die Datenpunkte von Mn_4 bei den geringsten äquivalenten Kohlenstoffgehalten und jene von Mn_6 bei den größten cp-Werten. Die Streuung in den Daten von Mn_5 ist einerseits eine Folge des erhöhten Titangehaltes und andererseits lagen die Kohlenstoffgehalte bei Mn_5 um ca. 0.01% niedriger als bei den beiden anderen Werksmarken. Im Gegensatz zu Abbildung 5-14 ist mit zunehmendem äquivalenten Kohlenstoffgehalt ein Abwärtstrend in der Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten erkennbar. Dies ist eine Folge des höhern Kohlenstoffgehaltes (Sollwert = 0.14%). In Abbildung 5-23 ist die Auswirkung von Mangan auf die Lage von CA und CB sowie die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten dargestellt.

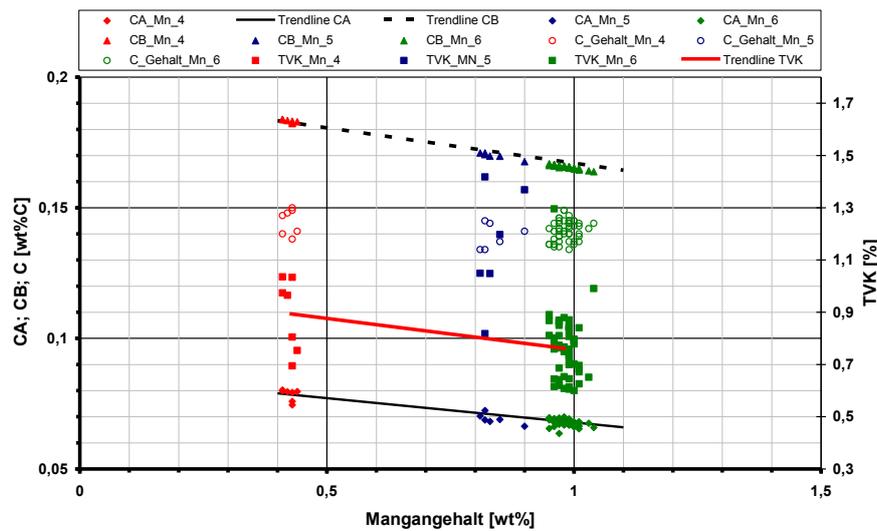


Abbildung 5-23: Auswirkung von Mangan auf den TVK für Mn_4, Mn_5 und Mn_6

Mit steigendem Mangangehalt werden CA sowie CB zu geringeren Werten verschoben. Die Streuung in den Kohlenstoffgehalten ist für alle drei betrachteten Werksmarken ähnlich. Da die Kohlenstoffgehalte näher an CB liegen und CB zusätzlich mit steigendem Mangangehalt zu geringeren Werten verschoben wird, nimmt der Temperaturvariationskoeffizient mit zunehmendem Mangangehalt ab. Dieser, zu dem der Werksmarken Mn_1, Mn_2 und Mn_3 gegensätzliche Trend, ist die Folge des höheren Kohlenstoffgehaltes (Sollwerte 0.14%).

Die Streuung zwischen den einzelnen Temperaturvariationskoeffizienten ist ähnlich groß wie bei den Werksmarken Mn_1 bis Mn_3. Zusätzlich ist ersichtlich, dass der TVK für die Werksmarke Mn_5 deutlich von der Trendlinie abweicht. Dies kann die Folge des bei Mn_5, im Vergleich zu Mn_4 und Mn_6, erhöhten Titangehaltes sein. Die Formel von Blazek, welche zur Berechnung der Lage von CA und CB verwendet wurde, berücksichtigt die Wirkung von Titan auf die Lage von CA und CB nicht. Aus diesem Grund liegen die Werte von CA und CB für Mn_5 auf der Trendlinie, obwohl der TVK von dieser abweicht. Um die Streuung in den Messdaten, welche die Folge der gleichzeitigen Variation mehrerer Einflussparameter ist, auszugleichen, wurde bei den Werksmarken Mn_4 bis Mn_6 gleich vorgegangen wie bei den Werksmarken Mn_1 bis Mn_3. Es wurde, wie bei der vorherigen Werksmarkengruppe beschrieben, ein Regressionspolynom vom Grad drei errechnet wobei die Wirkung des Titans auf den Temperaturvariationskoeffizienten miteinbezogen wurde. Somit wurde Gleichung 4.2 um drei weitere Terme, welche die Wirkung des Titans beschreiben, erweitert. Der geänderte Ansatz ist in Gleichung 4.3 gezeigt.

$$TVK = a_0 + \beta_1 \cdot C + \beta_2 \cdot C^2 + \beta_3 \cdot C^3 + \beta_4 \cdot Mn + \beta_5 \cdot Mn^2 + \beta_6 \cdot Mn^3 + \beta_7 \cdot Ti + \beta_8 \cdot Ti^2 + \beta_9 \cdot Ti^3 + \beta_{10} \cdot v_g + \beta_{11} \cdot v_g^2 + \beta_{12} \cdot v_g^3 \quad (4.3)$$

a_0	Konstantes Glied	[1]
β_{1-12}	Regressionskoeffizienten	[1]
C, Mn, Ti	Gehalt an Kohlenstoff , Mangan bzw. Titan	[wt%]
v_g	Gießgeschwindigkeit	[m/min]

In Abbildung 5-24 ist der „Regressions – TVK“ über den gemessenen Werten dargestellt.

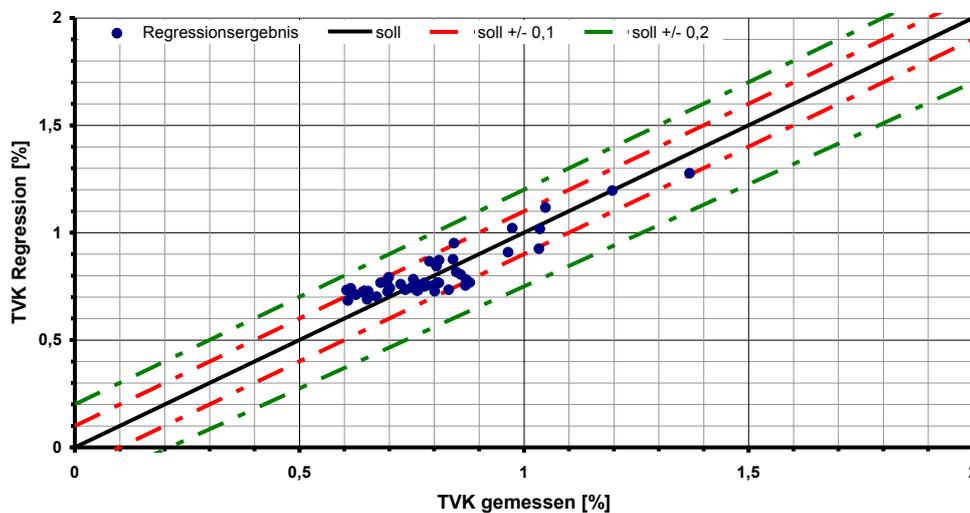


Abbildung 5-24: Vergleich Regression Messung Mn_4, Mn_5 und Mn_6.

Auf Grund des Verwurfs von Schmelzen bei welchen das Verhalten des Temperaturvariationskoeffizienten nicht durch eine Änderung der Parameter Kohlenstoff, Mangan, Titan und Gießgeschwindigkeit erklärt werden konnte, wurden 35 der 62 zur Verfügung stehenden Schmelzen übernommen. Die Korrelation zwischen den Mess,- und Regressionswerten ist besser als bei den Werksmarken mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,08%. Dies ist die Folge der neu formulierten Übernahmebedingung, wonach nur 50% der Rohdaten übernommen werden. Dies hatte zur Folge, dass von der Werksmarke Mn_4 sechs von acht und von der Werksmarke Mn_5 zwei von sechs verfügbaren Schmelzen übernommen wurden. In Tabelle 5-VIII ist der Wertebereich, für welchen das Regressionspolynom bestimmt wurde, aufgelistet.

Tabelle 5-VIII: Wertebereich für das Regressionspolynom Mn₄ bis Mn₆

min max	Kohlenstoff [wt%]	Mangan [wt%]	Titan [wt%]	Gießgeschwindigkeit [m/min]
min	0,14	0,43	0,001	1.0
max	0,15	1,03	0,017	1.3

Es wurde derselbe Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten gefunden wie bei den zuvor betrachteten Werksmarken. Aus diesem Grund wurden die Betrachtungen für die Werksmarken Mn₄ bis Mn₆ ebenfalls auf eine Gießgeschwindigkeit von 1.2 m/min bezogen. In Abbildung 5-25 ist das Regressionsergebnis für den Einfluss des Kohlenstoffs dargestellt.

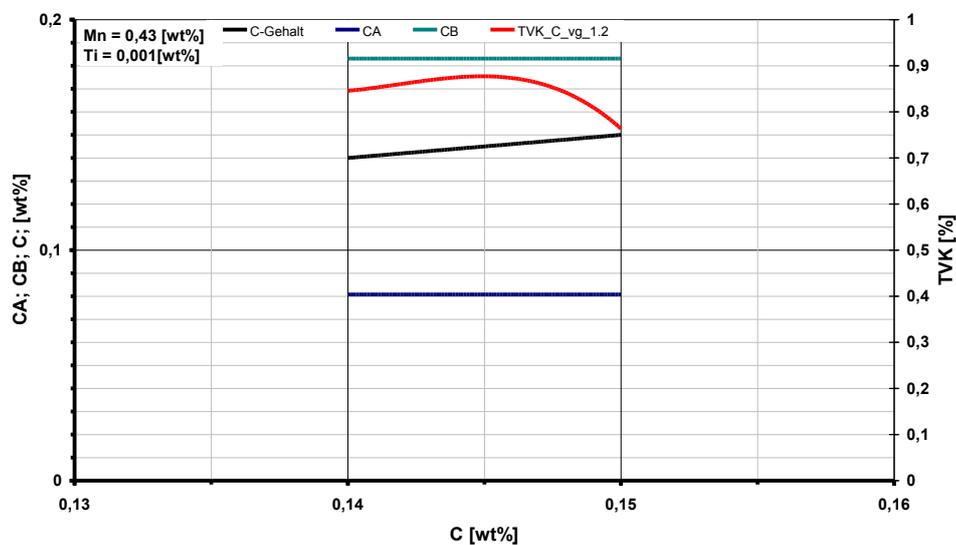


Abbildung 5-25: Einfluss von Kohlenstoff bei 0,43% Mn und v_g 1.2.

Die Werte für CA und CB ändern sich auf Grund des bei 0.43 Gew.% festgehaltenen Mangangehalts nicht. Die verfügbare Spreizung im Kohlenstoffgehalt ist mit 0.01 Gew.% sehr gering. Der wellenartige Verlauf des Regressionsergebnisses für den TVK ist eine Folge des verwendeten Regressionspolynoms dritter Ordnung. Ab einem Kohlenstoffgehalt von 0.145 Gew.% fällt der Temperaturvariationskoeffizient deutlich ab, obwohl die Änderung der

Lage des Kohlenstoffgehalts im Bezug auf CB linear in einem prozentuellen Bereich von ca. 57 auf 67 % erfolgt. Der Abfall ab einem Kohlenstoffgehalt von 0.145% steht in keinem Zusammenhang mit der Lage von CB, wobei angemerkt werden muss dass der Wert für CB in der Formel von Blazek [32], im Vergleich zu den Einträgen in Tabelle 4-I, bei einem höheren Kohlenstoffgehalt liegt (Differenz ca. 0.02 Gew % C). In Abbildung 5-19 tritt eine markante Änderung ein, sobald der Kohlenstoffgehalt den Wert von CA überschreitet. In der oben gezeigten Abbildung liegt der C – Gehalt, für den gesamten betrachteten Bereich zwischen CA und CB. Berechnet man den äquivalenten Kohlenstoffgehalt für die in Abbildung 5-25 gewählten Kohlenstoff,- und Mangangehalte, so ergibt sich für den Punkt, an welchem der TVK merklich zu sinken beginnt, ein cp_voest Wert von 0.153 Gew.%.

Um den Einfluss des Mangans darzustellen, wurde ein Kohlenstoffgehalt von 0.14 Gew.%, ein Titangehalt von 0.001 Gew.% sowie eine Gießgeschwindigkeit von 1.2 m/min gewählt. Der Mangangehalt wurde zwischen den in Tabelle 5-VIII angegebenen Minimal,- und Maximalwerten in 100 Teilschritten variiert. Das Ergebnis des Regressionspolynoms für den Einfluss des Mangans für die Werksmarken Mn_4 bis Mn_6 ist in Abbildung 5-26 dargestellt.

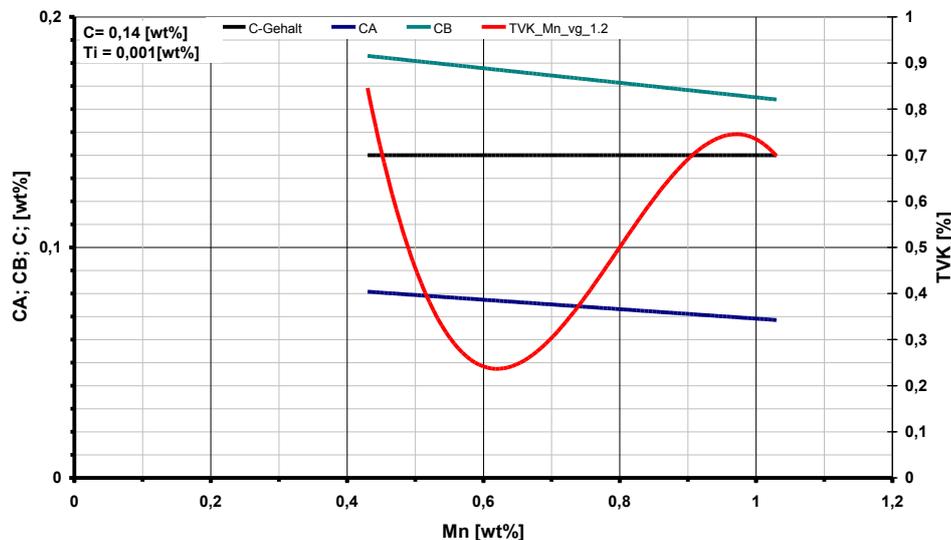


Abbildung 5-26: Einfluss von Mangan bei 0.14% Kohlenstoff und v_g 1.2

Das Regressionspolynom reißt zwischen einem Mangangehalt von 0.4 und 0.9 Gew.% nach unten aus. Dies kann eine Folge dessen sein, dass insgesamt weniger Schmelzen der Werksmarken Mn_4 bis Mn_6 zur Verfügung standen als bei den Werksmarken Mn_1 bis Mn_3. Auf Grund des Ausreißens bzw. Aufschwingens des Regressionspolynoms wird auf eine Weitere Interpretation des Regressionsergebnisses verzichtet.

5.4.1.3 Zusammenfassung der Wirkung des Mangans

Mangan als austenitstabilisierendes Legierungselement verschiebt die Lage von CA und CB nach links zu geringeren Kohlenstoffkonzentrationen, bzw. wird der cp-Wert zu höheren Kohlenstoffgehalten verschoben. Als Folge dessen steigt der Temperaturvariationskoeffizient bei den Schmelzen mit einem Kohlenstoffgehalt (Sollwert) von 0.08 Gew.% ab einem Mangangehalt von 0.8 Gew.% an. Die Wirkung des Mangans auf die Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten ist bedeutend geringer als jene des Kohlenstoffs. Eine Erhöhung des Kohlenstoffgehalts um 0.025 Gew.% zog eine Verdreifachung des TVK nach sich, während eine Steigerung des Mangangehalts um 0.4 Gew.% eine Zunahme des Temperaturvariationskoeffizienten um ca. 25 % bewirkte. Die Lage von CA kann sowohl mit der Formel von Blazek [32] als auch mit dem cp_voest – Wert [16] beschrieben werden. Eine exaktere Bestimmung von CA ist auf Grund des Verlaufes des TVK (Glockenkurve) nicht möglich.

Bei den Schmelzen mit einem Kohlenstoffgehalt (Sollwert) von 0.14 Gew.% waren weniger auswertbare Daten verfügbar. Dies hatte zur Folge, dass die Auswertung mittels Regressionspolynoms, Ergebnisse lieferte, welche qualitativ nicht mit denen der Werksmarken Mn_1 bis Mn_3 vergleichbar waren. Insbesondere die geringe Spreizung in den verfügbaren Kohlenstoffgehalten, sowie die Tatsache, dass der Titangehalt bei der Werksmarke Mn_5 erhöht war, trugen dazu bei, dass die Auswertung mit Hilfe des Regressionspolynoms nur bedingt verwertbare Ergebnisse lieferte. Es konnte kein Zusammenhang zwischen dem Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten und der Lage von CB gefunden werden. Ein möglicher Grund hierfür ist, dass in der Formel von Blazek [32] ein verhältnismäßig hoher Kohlenstoffgehalt für die Lage von CB angenommen wird. Dieser Wert ist größer als alle diesbezüglichen für das System Eisen – Kohlenstoff publizierten Werte (vgl. Tabelle 4-I mit Tabelle 4-IV). Es ist aber ein Abwärtstrend in der Höhe des Temperaturvariationskoeffizienten mit steigendem Mangan,- und Kohlenstoffgehalt ersichtlich.

5.4.2 Die Legierungselemente Si, Cr und Al

Die Auswertungen der Einflüsse der Legierungselemente Si, Cr und Al brachten keine verwertbaren Ergebnisse. Die Praxis der Auswertung mittels Regressionspolynomen wurde beibehalten. Die Polynome zeigten aber keinen glatten Verlauf wie bei den Werksmarken Mn_1 bis Mn_3 sondern oszillierten wie jenes in Abbildung 5-26. Der Grund hierfür ist, dass für die Untersuchung des Einflusses eines bestimmten Legierungselementes wesentlich weniger Schmelzen zur Verfügung standen als bei der Untersuchung des Einflusses von

Mangan und die Spreizung in den Gehalten an Legierungselementen stark unterschiedlich war. Somit waren in Teilen der Untersuchungsbereiche keine Daten vorhanden, was zum Ausreißen der Regressionspolynome in den zuvor genannten Bereichen führte. Des Weiteren waren keine Werksmarken, in welchen ausschließlich die Legierungselemente Si, Cr oder Al das Hauptlegierungselement darstellen, vorhanden. Somit erhöhte sich zusätzlich zu den zuvor beschriebenen negativen Umständen die Anzahl der Einflussparameter, was sich wiederum negativ auf die Qualität der Ergebnisse auswirkte.

5.5 Verhalten des Gießspiegels

Um das Verhalten des Gießspiegels, insbesondere die Gießspiegelschwankungen in Abhängigkeit des cp-Wertes, zu untersuchen, wurde eine weitere Kenngröße, nämlich der Mouldlevelvariationindex [17], kurz MLVI, verwendet. Der MLVI ist von seinen Berechnungsvorschriften her praktisch identisch zum TVK, wobei nicht das Messsignal eines bestimmten Thermoelements, sondern das Messsignal des Gießspiegels betrachtet wird. Die Berechnungsvorschrift für den Mouldlevelvariationindex ist in Gleichung 5.4 angegeben.

$$MLVI = \frac{S_{(G)}^2}{\bar{G}} \cdot 100\% \quad [\%] \quad (5.4)$$

$S_{(G)}^2$ Standardabweichung des Gießspiegels im betrachteten Zeitintervall [mm]

\bar{G} Mittelwert des Gießspiegels im betrachteten Zeitintervall [mm]

Um den MLVI zu berechnen, wurde das in Abschnitt 5.2.2 beschriebene Programm soweit geändert, als wie im zweiten Teilschritt (Berechnen des Temperaturvariationskoeffizienten), zusätzlich der MLVI für eine Intervalllänge von 120 Sekunden berechnet wurde. Das Filtern auf Gießgeschwindigkeit wurde nicht verändert. Beim Filtern auf Mittelwert wurden die beiden Signale getrennt behandelt. Das Übernahmekriterium beim Filtern auf Mittelwert wurde auch für den Mouldlevelvariationindex beibehalten. Alle weiteren Teilschritte des Programms blieben unverändert. Der durch die zuvor beschriebenen Änderungen am Programm erhaltenen Datensatz enthielt somit zusätzlich den Wert für den MLVI.

Der Grund für die Wahl des MLVI als Kennwert für die Gießspiegelschwankungen ist die Datenerfassungsfrequenz der langsamen Prozessdaten, welche bei 0,1 Hz liegt. Für andere Analysen, wie zum Beispiel die Fast-Fourier-Transformation, kurz FFT, werden größere Datenerfassungsfrequenzen benötigt. Bei einer zu langsamen Abtastung eines sich schnell ändernden Signals kann es zu Alias-Effekten kommen. Dabei werden sehr schnelle

Frequenzen auf Grund der ungenügenden Abtastung als sehr langsame Frequenzen mit großer Amplitude dargestellt. Eine weitere Einschränkung bei FFT – Analysen ist die Nyquist Frequenz. Diese besagt, dass die größte im Spektrogramm dargestellte Frequenz maximal halb so groß wie die Abtastrate des Signals sein darf, um Alias-Effekte zu vermeiden. Damit ergibt sich für eine Datenerfassungsfrequenz von 0,1 Hz eine maximale darstellbare Frequenz von 0,05 Hz, was einer Periodendauer des Signals von 20 Sekunden entspricht. Alle schnelleren Änderungen können auf Grund der oben beschriebenen Zusammenhänge nicht dargestellt werden.

5.5.1 Zusammenhang zwischen Gießspiegelschwankungen und cp-Wert

Ziel dieser Betrachtung war nicht die Untersuchung der Wirkung einzelner Legierungselemente, sondern den Zusammenhang zwischen dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt und den Schwankungen des Gießspiegels zu untersuchen. Aus diesem Grund wurden für diese Betrachtung Werksmarken mit unterschiedlichen cp-Werten herangezogen, wobei kein weiteres Augenmerk auf die Spreizung der Legierungselemente gelegt wurde. Insgesamt wurden 397 Schmelzen von 9 unterschiedlichen Werksmarken betrachtet. Die äquivalenten Kohlenstoffgehalte, die Gießgeschwindigkeiten sowie die Anlagen, auf welchen die Schmelzen vergossen wurden sind in Tabelle 5-IX aufgelistet.

Tabelle 5-IX: Aufstellung Werksmarken für Gießspiegelbetrachtung

Bez.	cp_voest max [wt% C]	cp_voest min [wt% C]	v _g max [m/min]	v _g min [m/min]	Anlage	Anzahl Schmelzen
GSP_1	0,104	0,086	1,3	0,95	4	55
GSP_2	0,107	0,085	1,3	1,0	4	46
GSP_3	0,119	0,103	1,3	1,0	4	55
GSP_4	0,147	0,128	1,3	1,0	5	34
GSP_5	0,167	0,153	1,3	1,1	6	45
GSP_6	0,184	0,159	1,2	1,0	4	57
GSP_7	0,192	0,165	1,2	1,0	4	44
GSP_8	0,209	0,182	1,2	1,15	4	38
GSP_9	0,115	0,106	1,2	0,7	5	23

Um eine möglichst breite Spreizung in den äquivalenten Kohlenstoffgehalten zu erzielen, war es notwendig, die Forderung nach einer einheitlichen Anlage aufzugeben, wobei insbesondere bei der Messung des Gießspiegels ein Unterschied zwischen den Anlagen älterer und neuerer Bauweise besteht. Die Messung des Gießspiegels erfolgt auf den Anlagen CC_3 und CC_4 mit einem radioaktiven Sensor, während auf den Anlagen CC_5 und CC_6 ein induktiver Sensor zur Gießspiegelmessung verwendet wird. In Abbildung 5-27 ist der TVK und der MLVI für die in Tabelle 5-IX aufgelisteten Werksmarken über dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt dargestellt.

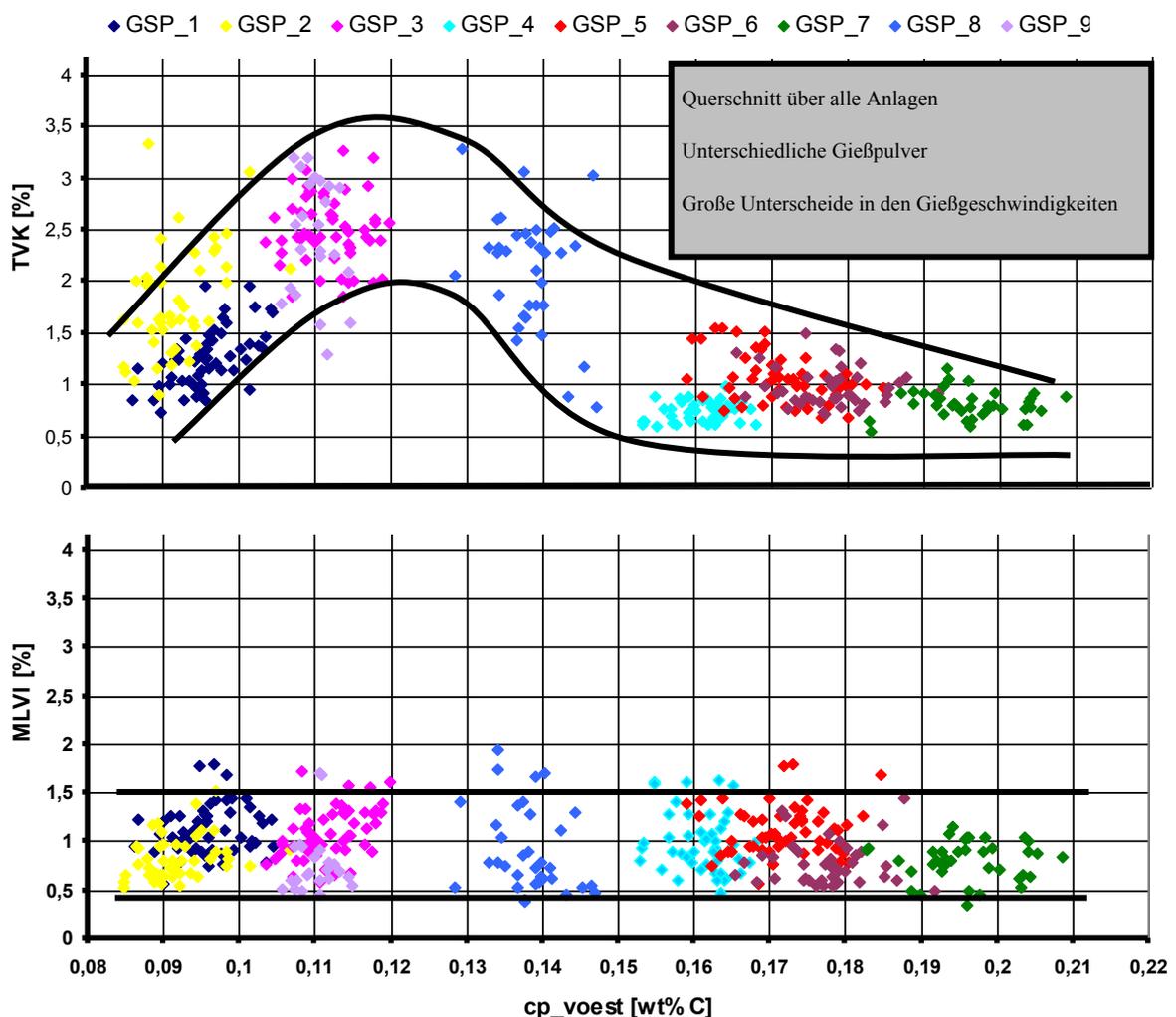


Abbildung 5-27: TVK und MLVI über cp-Wert.

Der Temperaturvariationskoeffizient verläuft in der Form einer Glockenkurve über dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt. In der Darstellung des Mouldlevelvariationindex ist kein Zusammenhang mit dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt erkennbar.

Zweiter Ansatz

Um Fehler im Programm sowie Einflüsse der Datenerfassungsfrequenz auszuschließen, wurden aus den vorhandenen schnellen Prozessdaten Gießsequenzen der Werksmarken GSP_1 bis GSP_9 entnommen. Auf Grund des geringeren Umfangs der schnellen Prozessdaten waren nicht alle Werksmarken verfügbar. Schmelzen der Werksmarken GSP_1, GSP_2, GSP_5 und GSP_9 waren in den schnellen Prozessdaten vorhanden. Das Ziel beim zweiten Ansatz war es, aus den Daten der Schmelzen zusammenhängende Sequenzen, in welchen sich die Gießgeschwindigkeit nicht ändert, zu extrahieren. Dadurch wurde das in Abschnitt 5.2.2 beschriebene Filtern auf Gießgeschwindigkeit umgangen. Als Länge für diese Teilstücke wurden 512 Sekunden gewählt, da die so extrahierten Teilstücke auch für eventuelle weitere Betrachtungen wie Fourier-Analysen genutzt werden können. In Abbildung 5-28 sind vier Teilstücke der betrachteten Werksmarken, welche mit dem geänderten Auswahlkriterium extrahiert wurden, gezeigt. Für diese Teilstücke wurden der TVK und der MLVI für einen Betrachtungszeitraum von 30 Sekunden berechnet. Obwohl das Berechnungsintervall kürzer wie jenes für die langsamen Prozessdaten ist, befinden sich bei den schnellen Prozessdaten 30 anstelle von 12 Datenpunkten innerhalb der Intervalllänge. Das Filtern auf Mittelwert wurde nicht verändert. Es wurden nur jene Datenpunkte des TVK bzw. MLVI für die Berechnung des Endwertes übernommen, welche kleiner bzw. gleich dem doppelten Mittelwert des Signals für die gesamte Länge des Teilstückes sind. Für die Gießgeschwindigkeit wurde ebenfalls der Mittelwert über die Teilstücklänge als Kennwert herangezogen.

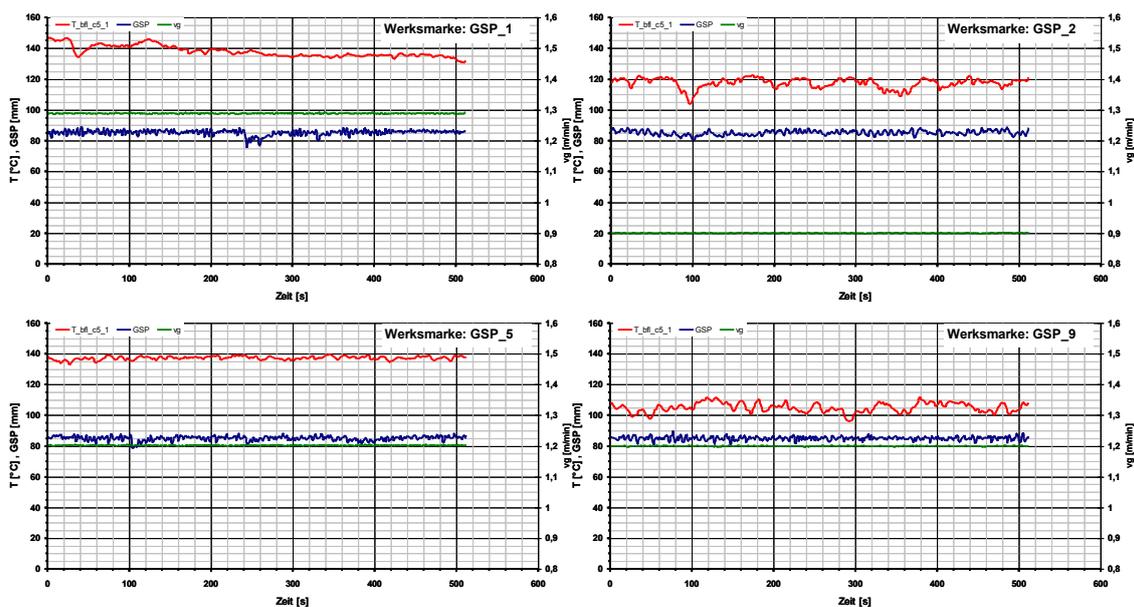


Abbildung 5-28: Ausschnitte aus den Prozessdaten

Die Gießgeschwindigkeit ist in allen vier Teilbildern von Abbildung 5-28 konstant. Die Temperaturen zeigen einen unterschiedlichen Verlauf, während in den Verläufen des Gießspiegels keine markanten Unterschiede erkennbar sind. Die Änderungen im Signal des Gießspiegels gehen schneller vor sich, wie jene in den Temperatursignalen. In Abbildung 5-29 ist der Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten und des Mould-Level-Variation-Index über dem cp-Wert für die schnellen Prozessdaten gezeigt.

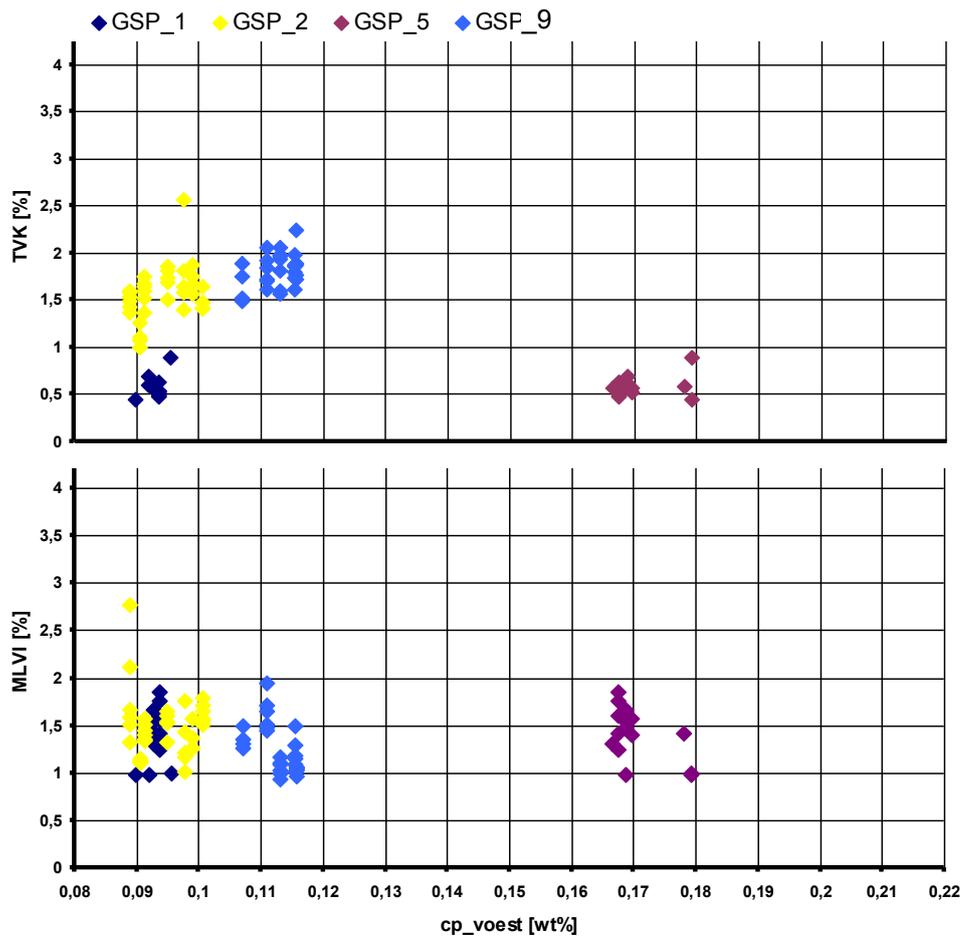


Abbildung 5-29: TVK und MLVI über cp-Wert zweiter Ansatz

Der TVK sowie der MLVI zeigen dasselbe Verhalten über dem cp-Wert wie in Abbildung 5-27. Der Unterschied in der absoluten Höhe der beiden Kennwerte ist eine Folge der geänderten Datenerfassungsfrequenz sowie des veränderten Berechnungszeitraums. Somit ist kein Zusammenhang zwischen dem Verhalten des Gießspiegels und dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt ersichtlich.

Der Gießspiegel wird im Gegensatz zu den Temperaturen in der Kupferplatte von einem eigens dafür konzipiertem System geregelt. Der Sinn und Zweck dieses Systems ist es, den

Gießspiegel so konstant wie möglich zu halten. Auf Grund des Eingriffs der Gießspiegelregulierung kann kein Zusammenhang zwischen dem Verhalten des Gießspiegels und dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt hergestellt werden. Des Weiteren wurden in beiden zuvor beschriebenen Auswertungsmethoden nur stationäre Zustände betrachtet. Eine Änderung der Position des Gießspiegels kann nach Yoon et.al. [37] aber nur durch instationäre Vorgänge hervorgerufen werden. Yoon et.al. untersuchten den Einfluss von Bulging auf die Schwankung des Gießspiegels und kamen zu dem Schluss, dass nur instationäres Bulging zu einer Änderung der Gießspiegelposition führen kann. In Abbildung 5-30 sind die beiden Bulgingmechanismen schematisch dargestellt.

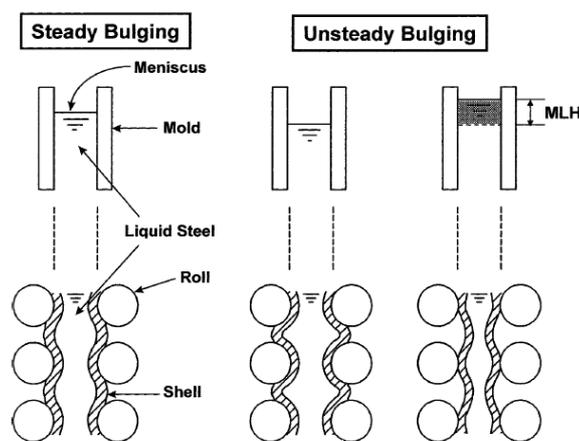


Abbildung 5-30: Bulgingmechanismen [37]

Im stationären Fall (linkes Teilbild in Abbildung 5-30) bleibt die Strangschale zwischen den Stützrollen ausgebaucht. Dies hat zur Folge, dass sich das Volumen des Stranges nicht ändert und der Gießspiegel somit konstant bleibt. Im instationären Fall (rechtes Teilbild in Abbildung 5-30) hat die Strangschale eine höhere Festigkeit und wird deshalb beim Abziehen des Strangs über die Stützrollen gezogen, was eine Volumenänderung des Strangs nach sich zieht. Dadurch verkleinert sich das Volumen des Strangs und der Gießspiegel beginnt zu fluktuieren.

Die Einziehungen an der Oberfläche der Strangschale als Folge der peritektischen Phasenumwandlung geschehen laut Briamcombe et.al. [34] (vgl. Abbildung 4-10) periodisch. Dies entspricht dem Mechanismus im linken Teilbild von Abbildung 5-30. Somit liegt die Vermutung nahe, dass das unregelmäßige Schalenwachstum keine Auswirkung auf die Position des Gießspiegels hat. Die Einziehungen führen gemäß den Ausführungen in Abschnitt 3.1.4 zu einem Temperaturabfall. Diese periodische Temperaturänderung führt zu einem höheren TVK.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Die von voestalpine-Stahl-Linz gestellte Aufgabe bestand darin, den Einfluss verschiedener Legierungselemente auf das thermische Verhalten in der Stranggießkokille sowie das Verhalten des Gießspiegels im Bereich der peritektischen Stähle anhand von aufgezeichneten Messdaten aus dem Produktionsprozess zu untersuchen. Dazu wurde eine umfangreiche Literaturrecherche durchgeführt, in welcher folgende Hauptthemenbereiche behandelt wurden:

- Unterschiedliche Möglichkeiten zur Temperaturmessung in einer Stranggießkokille.
- Der Zusammenhang zwischen dem Verlauf der Temperaturaufzeichnungen einer instrumentierten Stranggießkokille und dem Auftreten von Oberflächenfehlern.
- Unterschiedliche Kenngrößen, welche zur Beschreibung der Unregelmäßigkeit des Verlaufes der Temperaturaufzeichnung herangezogen werden können.
- Das Verhalten der zuvor genannten Kenngrößen beim Vergießen peritektischer Stähle.
- Der Einfluss bestimmter Legierungselemente auf die peritektische Phasenumwandlung sowie unterschiedliche Möglichkeiten diesen Einfluss durch mathematische Näherungen zu beschreiben.

Im praktischen Teil der Arbeit wurden Messdaten aus dem Produktionsprozess betrachtet. Der große Umfang dieser Daten sowie unterschiedliche Dateiformate erforderten die Entwicklung eigener Programme zur Auswertung. Es wurde der Temperaturvariationskoeffizient als Kenngröße für die Beschreibung der Unregelmäßigkeit des Temperaturverlaufes gewählt. Bevor dieser Kennwert zur Untersuchung des Einflusses bestimmter Legierungselemente herangezogen werden konnte, wurde die Abhängigkeit desselben von weiteren Prozessparametern untersucht. Dabei wurde festgestellt dass:

- Der Temperaturvariationskoeffizient mit zunehmender Gießgeschwindigkeit abnimmt.
- Der Temperaturvariationskoeffizient im Laufe einer Kokillenreise aufgrund der Dickenabnahme der Kupferplatte für ein und dieselbe Legierung abnimmt.
- Die Länge der Zeitintervalle innerhalb derer der Temperaturvariationskoeffizient berechnet wird, einen Einfluss auf die Höhe desselbigen hat.

Der Temperaturvariationskoeffizient wurde für Gruppen von Schmelzen, welche bei einem gegebenen Kohlenstoffgehalt unterschiedliche Gehalte an Legierungselementen aufwiesen, betrachtet. Für das Legierungselement Mangan konnten folgende Punkte gezeigt werden:

- Es besteht ein guter Zusammenhang zwischen den publizierten Werten für die Verschiebung des Punktes CA mit steigendem Mangangehalt und dem Verlauf des Temperaturvariationskoeffizienten.
- Der Temperaturvariationskoeffizient steigt ab dem Punkt CA signifikant an.
- Der Einfluss des Kohlenstoffgehaltes ist um ein vielfaches größer als jener des Mangangehaltes.

Für weitere Legierungselemente konnten keine auswertbaren Ergebnisse gewonnen werden, da die Auswertung an Hand der vorhandenen Werksmarken und nicht an Hand von Versuchsschmelzen erfolgte. Dies hatte zur Folge, dass die Zusammensetzungen der einzelnen Schmelzen nicht geändert werden konnten. Somit war eine statistische Versuchsplanung [38], welche die Auswertung mittels Regressionspolynomen erleichtert bzw. verbessert hätte, unmöglich.

Um das Verhalten des Gießspiegels zu beschreiben, wurden verschiedene Werksmarken mit unterschiedlichen äquivalenten Kohlenstoffgehalten betrachtet. Als Kenngröße zur Beschreibung der Variation des Gießspiegels wurde der Mouldlevelvariationindex gewählt. Auch für diese Betrachtungen war es notwendig, eigene Programme zu entwickeln. Der Mouldlevelvariationindex wurde mit zwei unterschiedlichen Programmen, welche sich im Weg der Datenaufarbeitung unterscheiden, betrachtet.

Es konnte kein Zusammenhang zwischen dem äquivalenten Kohlenstoffgehalt und den Schwankungen des Gießspiegels gefunden werden, da der Gießspiegel von einem eigens dafür konzipierten System, der Gießspiegelregelung, überwacht und gesteuert wird.

Für weitere Untersuchungen des Zusammenhangs zwischen dem thermischen Verhalten in der Stranggießkokille und der peritektischen Phasenumwandlung wäre die Verwendung einer vollinstrumentierten Kokille, wie sie in Abbildung 2-5 dargestellt ist, von Interesse. Auch wäre eine längere Speicherung der schnellen Prozessdaten bzw. generell eine Erhöhung der Datenerfassungsfrequenz sowie eine bessere Kopplung zwischen den einzelnen erfassten Messdaten für eine detailliertere Untersuchung von Vorteil. Der Einsatz zweier hintereinander angeordneter Thermolemente, wie in Abbildung 5-8 dargestellt, scheint ebenfalls eine sinnvolle Erweiterung für wissenschaftliche Untersuchungen auf diesem Gebiet zu sein.

Literaturverzeichnis

- [1] Lang, O., M. Traugott and M. Pillwax, Process optimisation with advanced mould monitoring, *Ironmaking and Steelmaking* 32 (2005), 3, 208 – 213.
- [2] Weissbuch, F., Entwicklung eines Überwachungssystems für Strangguss Kokillen, Dissertation, Universität Duisburg – Essen, 2006.
- [3] Haers, F. and S.G. Thornton, Application of mould thermal monitoring on the two strand slab caster at Sidmar, *Ironmaking and Steelmaking* 21 (1994), 5, 390 – 398.
- [4] Siemens VAI GmbH. und vatron GmbH. (Hrsg.), Mould Expert custom type of caster operation manual, Eigenverlag, Linz, 2008.
- [5] Kumar, S., I.V. Samarasekera and J.K. Brimacombe, Mold thermal Response and formation of defects in the continuous casting of steel billets – Laps and Bleeds, *ISS Transactions* (June 1997), 51 – 69.
- [6] Kumar, S., J.A. Meech, I.V. Samarasekera, J.K. Brimacombe and V. Rakocevic, Development of intelligent mould for online detection of defects in steel billets, *Ironmaking Steelmaking* 26 (1999), 4, 269 – 284.
- [7] Rauter, W., Einfluss ausgewählter Gießparameter auf die Wärmeabfuhr in der Rundstranggießkokille, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2001.
- [8] Kang, S., J.I. Lee, D.S. Shin, S.M. Yang, H.B. Lee, J. Choi and I.R. Lee, Optimization of casting conditions by the measurement of mold wall temperature at pohang works, *steelmaking conference proceedings, Chicago, USA, (1994)*, 347 – 356.
- [9] Schwertfeger, K., *Metallurgie des Stranggießens*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1992.

- [10] Cho, J.W., T. Emi, H. Shibata and m. Suzuki, Heat transfer across mold flux film in mold during initial solidification in continuous casting of steel, *ISIJ International* 38, (1998), 8, 834 – 842.
- [11] Oلمان, U., K. Schwertfeger, Heat transfer through the copper plate of slab molds, *Steel Research International* 77, (2006), 3, 186 – 193.
- [12] Wünneberg, K., Möglichkeiten und Grenzen der Wärmeübertragung in Stranggießkokillen, *Stahl und Eisen* 120, (2000), 7, 29 – 35.
- [13] Jenkins, M.S., B.G. Thomas, W.C. Chen and R.B. Mahapatra, Investigation of strand surface defects using mold instrumentation and modelling, *steelmaking conference proceedings, Chicago, USA, (1994), 337 – 345.*
- [14] Singh, S.N. and K.E. Blazek, Heat transfer and skin formation in a continuous-casting mold as a function of steel carbon content, *Journal of Metals*, (1974), 10, 17 – 27.
- [15] Sowka, E., Wärmeabfuhr, Luftspaltbildung und Gefügeausbildung in der Primärkühlzone im Hinblick auf die Entstehung von Oberflächenlängsrissen beim Brammenstranggießen unlegierter und mikrolegierter Stähle, *Dissertation, Technische Universität Clausthal, 1988.*
- [16] Xia, G., H.P. Narzt, C. Fürst, K. Mörwald, J. Moertl, P. Reisinger and L. Lindenberger, Investigation of mould thermal behaviour by means of mould instrumentation, *Ironmaking and Steelmaking* 31, (2004), 5, 364 -370.
- [17] Xia, G., C. Bernhard, S. Ilie and C. Fürst, Why are some peritectic steels susceptible to surface cracking formation for the continuously cast slab, *European Conference on Continuous Casting, Riccione, Italy, (2008).*
- [18] Xia, G., Vergießen peritektischer Stähle, *Habilitation, Montanuniversität Leoben, 2010.*
- [19] He-bi, Y., Y. Man, J. Wang and D. Fang, Analysis of the variability and non uniformity of mold heat extraction for round billet continuous casting in plat trail, *I&S* 1979, (), 1-18.
- [20] Massalski, T.B., *Binary alloys phase diagrams 2nd Edition, ASM Metals Park Ohio, 1996.*
- [21] Srinivasan, R., *Engineering materials and metallurgy, Tarta, Mc Grawhill Education Private Ltd. India 2010.*
- [22] Gupta, S.P., *Solid state phase transformations, Allied Publishers Private Ltd., New Dehli 2002.*
- [23] Tisza, M., *Physical Metallurgy for engineers, ASM Metals Park Ohio, 2001.*
- [24] Chipman, J. *Metals Handbook, ASM Metals Park Ohio, 1973.*
- [25] Elliott, J.F., M. Gleiser and V. Ramkarishaa, *Thermochemistry for Steelmaking, Addison Wesley Massachusetts, 1963.*
- [26] Miettinen, J., Effect of alloying upon phase transformations and the connected cracking susceptibility in special cast steels, *Scandinavian Journal of Metallurgy* 22, (1993), 317 – 324.

- [27] Stefanescu, D. M., Microstructure evolution during the solidification of steel, *ISIJ International* 46, (2006), 6, 786-794.
- [28] Phelan, D., M. Reid and R. Dippenaar, Kinetics of the peritectic reaction in a Fe-C alloy, *Materials Science and Engineering A* 477, (2008), 1-2, 226-232.
- [29] Phelan, D., M. Reid and R. Dippenaar, Kinetics of the Peritectic Phase Transformation: In-Situ Measurements and Phase Field Modeling, *Metallurgical and Materials Transactions A* 37, (2006), 3, 985-994.
- [30] Kagawa, A. and T. Okamoto, Influence of alloying elements on temperature and composition for peritectic reaction in plain carbon steels, *Material Science and Technology* 2, (1986), 998 – 1008.
- [31] Xia, G. Vergießen peritektischer Stähle, Vorlesungsskriptum, Montanuniversität Leoben, 2010.
- [32] Blazek, K.E., O. Lanzi, P.L. Gano and D.L. Kellogg, Calculation of the peritectic range for steel alloys, *AIS Tec Proceedings* 2, (2007), 81-87.
- [33] Gottstein, G., *Physikalische Grundlagen der Metallkunde*, 3.Auflage, Springer Berlin Heidelberg, 2007.
- [34] Grill, A. and J.K. Briamcombe, Influence of carbon content on rate of heat extraction in the mould of a continuous casting machine, *Ironmaking and Steelmaking*, (1976), 2, 76 – 79.
- [35] Mizukami, H., A. Yamanaka and T. Watannabe, Casting and Solidification – High Temperature deformation behaviour of peritectic carbon steel during solidification, *ISIJ* 42, (2002), 9, 964 – 973.
- [36] Doring, E., *Untersuchung der Wärmeabfuhr in der Stranggießkokille*, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2000.
- [37] Yoon, U., W. Bang, J.H. Rhee, S.Y. Kim, J.D. Lee and K.H. Oh, Analysis of Mold Level Hunching by unsteady bulging during thin slab casting, *ISIJ* 42,(2002), 10, 1103 – 1111.
- [38] Scheffler, E., *Statistische Versuchsplanung und Auswertung*, 3. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Stuttgart, 1997
- [39] Hillert, M., *Solidification and casting of metals*, Sheffield 1977.
- [40] FactSage Version 6.2, Datenbank: Fsstel
- [41] Thermo-Calc Windows 5, Datenbank: TCFE6
- [42] Presoly, P., Die peritektische Phasenumwandlung beim Stranggießen von Stahl, Vortrag im Rahmen der Lehrveranstaltung Metallurgie des Stranggießen, Leoben, Austria, (2010).
- [43] Spencer, P.J., A brief history of CALPHAD, <http://www.elsevier.com/locate/calphad>
- [44] <http://www.calphad.org/>, Abfragedatum 24.04.2011