



Charakterisierung der Mittenseigerung beim Stranggießen von Brammen mittels OES-PDA

Masterarbeit

eingereicht von

Michael Brombauer

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

Diplomingenieur

in der Studienrichtung Metallurgie





Herrn Michael BROMBAUER wird vom Lehrstuhl für Metallurgie folgendes
Masterarbeitsthema S670 gestellt:

Charakterisierung der Mittenseigerung beim Stranggießen von Brammen mittels OES-PDA

Inhalt:

Zur Beurteilung der Mittenseigerung wurde eine neue Methode der Seigerungsbeurteilung, die Optical Emission Spectrometry–Pulse Discrimination Analysis (OES-PDA), entwickelt. Die Messanlage besteht aus einem Funkenspektrometer (Standardausrüstung) und einer Vorrichtung zur Manipulation der Proben. Durch gezielte Methodenentwicklung konnte eine Erweiterung der Messmöglichkeiten erzielt werden. Dadurch ist die Bestimmung des Seigerungsmaßes bei allen produktionsrelevanten chemischen Elementen möglich. Die Ziele der Arbeit können wie folgt zusammengefasst werden:

- Literaturstudium (Makroseigerungen, theoretische Makroseigerungsmodelle, Beurteilungsmöglichkeiten).
- Messmethodencharakterisierung (analytische Grenzen, Reproduzierbarkeit, Artefakte, etc.) und Optimierung der Probenlage.
- Darstellung des Einflusses der „Soft Reduction“ und des Rollenteppichs sowie des Verlaufs der Mittenseigerung über die Brammenlänge und -breite.
- Ermittlung der „Standard“ Kenngröße – OES-PDA für verschiedene Stahlgruppen (Mittenseigerungsbeurteilung).
- Darstellung und Diskussion der Ergebnisse.

Industriepartner:

voestalpine
STAHL GMBH

Kurzfassung

Beim Stranggießen von Brammen entsteht ein Gussgefüge (Dendriten und erstarrte Restschmelze), wobei sich in der Mitte der Bramme Makroseigerung (= Mittenseigerung) ausbildet. Mittenseigerung ist ein Qualitätsmerkmal von Brammen und beeinflusst die Weiterverarbeitung und die Qualität vom Endprodukt. Durch steigende Anforderungen an physikalische und chemische Eigenschaften bei Stahlprodukten ist es notwendig Mittenseigerungen messen und beurteilen zu können, bevor Maßnahmen zur Verminderung ergriffen werden.

Für eine effiziente Beurteilung der Mittenseigerung wird eine neuartige Bewertungsmethode namens ATLAS (Automatic Line Scans for Analysis of Segregation), die auf der Messmethode OES-PDA (Optical Emission Spectrometry–Pulse Discrimination Analysis) mit automatischer Probenmanipulation und speziellen Auswertelgorithmen zur Bestimmung von aussagekräftigen Seigerungs-faktoren basiert, entwickelt.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Charakterisierung der Mittenseigerung von sauergasbeständigen Brammen über die Länge und gesamte Breite. Dafür ist es notwendig eine Analyse der neuartigen Bewertungsmethode ATLAS durch ausgewählte Parameter (Messwiederholungen, MnS-Einschlüsse, Messbereich und Fahrweise der Messung) durchzuführen und die Aussagekraft von Seigerungs-faktoren zu kennen.

Die Analyse zeigt, dass bei einer bestimmten Vorgehensweise und Einstellung von Parametern bei ATLAS aussagekräftige und reproduzierbare Seigerungs-faktoren ermittelt werden können, die im Vergleich mit Mikrosondenuntersuchungen tendenzielle gleiche Ergebnisse liefern. Die Charakterisierung der Mittenseigerung mittels ATLAS ist möglich und zeigt bei sauergasbeständigen Brammen signifikante Schwankungen der produktionsrelevanten Seigerungs-faktoren, die allerdings unter einem für die Qualität des Endproduktes relevanten Grenzwert liegen.

Abstract

During continuous casting of slabs a cast structure consisting of dendrites and solidified residual melt is formed with a macrosegregation (centre segregation) developing in the centre of the slab. Centre segregation is a quality feature of slabs and it also has an effect on the processing and quality of the final product. Due to increasing requirements for the physico-chemical characteristics of steel products, it is essential to be able to measure and to evaluate centre segregations before one can start minimising the level of segregation.

A new valuation method called ATLAS (Automatic Line Scans for Analysis of Segregation) is being developed for an efficient evaluation of centre segregation. ATLAS is based on OES-PDA (Optical Emission Spectrometry–Pulse Discrimination Analysis), which is an analysing method with automatic sample manipulation as well as a specific evaluation algorithm for determining meaningful segregation factors.

The aim of this thesis is the characterisation of centre segregation of sourgas resistant slabs both lengthwise and widthwise. For this reason, it is necessary to introduce an analysis of the valuation method ATLAS by using selected parameters (repeated measurements, MnS-inclusion, range and mode of measurement) and to know the validity of segregation factors.

The analysis shows that valid and reproducible segregation factors can be determined by using a specific approach and setting of parameters. In addition, these factors tend to provide similar results when compared to micro-sample analyses. The characterisation of centre segregation by means of ATLAS is possible and shows significant variations of the production-relevant segregation factors in sourgas resistant slabs. Nevertheless, these variations are below the limit value, which is relevant for the quality of the final product.

Eidesstattliche Erklärung

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

Ort, Datum

Michael Brombauer

Danksagung

Bedanken möchte ich mich bei der voestalpine Stahl GmbH, Abteilung Forschung und Entwicklung (B2E) unter der Leitung von Peter Reisinger und Abteilung Prozessanalytik (B4P) von Michael Schuller für das interessante Thema dieser Masterarbeit. Ein besonderer Dank gebührt meinen beiden Industriebetreuern Sergiu Ilie (B2E) und Andreas Pissenberger (B4P), die mir stets unterstützend zur Seite standen. Einen weiteren Dank möchte ich an alle Mitarbeiter und Mitarbeiterinnen beider Abteilungen richten, speziell an die Abteilung B4P, wo ich die meiste Zeit meiner fast sechs monatigen Tätigkeit verbrachte habe und ich mich nach kürzester Zeit integriert fühlte.

Zu Dank verpflichtet bin auch dem Lehrstuhl für Metallurgie, Johannes Schenk und Christian Bernhard sowie meinem Universitätsbetreuer Robert Pierer für die Unterstützung bei der Erstellung dieser Arbeit. Ich möchte die Gelegenheit ergreifen, um mich für nahezu sechs Jahre Mitarbeit am Lehrstuhl bei allen Kolleginnen und Kollegen zu bedanken. Ergänzend zu meinem Studium der Metallurgie konnte ich in dieser Zeit noch vieles zusätzliches lernen und auf meinem weiteren Weg mitnehmen.

Einen weiteren Dank richte ich an alle meine Studienkollegen und Freunde für ihr Verständnis meiner zahlreichen Abwesenheit in den letzten Monaten. Besonders danken möchte Harald Panhofer, der ebenfalls zum annähernd gleichen Zeitpunkt in Linz seine Masterarbeit begann, für die fachlichen Diskussionen nach der Arbeit sowie auch für die Bereicherungen bei der Abendgestaltung.

Der aller wichtigste Dank ergeht an meine Familie, ohne deren Unterstützung und Rückhalt wäre mein Studium an der Montanuniversität Leoben nicht möglich.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis		X
Abbildungsverzeichnis		XIV
Tabellenverzeichnis		XV
1 Einleitung		1
2 Makroseigerung beim Brammenstrangguss		3
2.1 Entstehung		3
2.1.1 Seigerungsmodelle mit planarer Erstarrungsfront		5
2.1.2 Seigerungsmodell mit heterogener Erstarrungsfront		14
2.1.3 Mittenseigerung beim Brammenstrangguss		15
2.2 Beeinflussung der Mittenseigerung		21
2.3 Bewertungsmöglichkeiten von Mittenseigerung		25
2.3.1 Ätzverfahren		25
2.3.2 Mikrosondenuntersuchung		27
2.3.3 OES-PDA		29
2.4 Zusammenfassung		30
3 Analysemethode ATLAS		31
3.1 Aufbau der Anlage		32
3.2 Messung von Seigerungsproben		34
3.3 Bestimmung von Seigerungsfaktoren		36
3.4 Messsystemanalyse		41

3.4.1	Reproduzierbarkeit der Seigerungs-faktoren	42
3.4.2	Auswirkung von MnS-Einschlüssen auf $A_{tot.Mn}$	45
3.4.3	Einfluss der Linien auf A_{tot}	48
3.4.4	Vollständige Überlappung der Messlinien	53
3.5	Zusammenfassung	56
4	Vergleich mit Mikrosondenuntersuchungen	58
5	Verlauf der Makroseigerung in Brammen	63
5.1	Gießrichtung	63
5.1.1	Probenlage	64
5.1.2	Die Bramme	69
5.1.3	Stab (M)	71
5.1.4	Platte (AL)	76
5.1.5	Vergleich Platte-Stab	79
5.2	Brammenbreite	81
5.2.1	Verlauf bei sauer-gasbeständigen Stählen	81
5.2.2	Anwendungsfall: Softreduction Optimierung bei sauer-gasbeständigen und TRIP Stählen	85
5.3	Zusammenfassung	88
6	Bewertung von Seigerungs-faktoren	89
6.1	Sauer-gasbeständige Stähle	89
6.2	TRIP-Stähle	92
6.3	Vergleich sauer-gasbeständige und TRIP Stähle	93
6.4	Korrelationen	94
6.5	Zusammenfassung	96
7	Zusammenfassung	97
A	Proben A1–A10	104
A.1	Reproduzierbarkeitsmessungen	104
A.2	Anteilsverteilungen	106
B	Proben C1–C4	110
B.1	P-Werte für vollständige Überlappung	110

C Einfluss von MnS-Einschlüsse auf $A_{tot..Mn}$	112
D Mikrosondenuntersuchung	113
D.1 Zusammensetzung der Vergleichsproben	113
E Verlauf von Makroseigerungen in Brammen	115
E.1 Stab Nachmessung	115
E.2 Ätzbilder der AL-Proben	116
F Statistische Ergebnisse	119
F.1 Korrelationen	119
Literaturverzeichnis	104
Lebenslauf	121

Abkürzungsverzeichnis

\bar{c}	Mittelwert der jeweiligen Konzentration
δ_c	Dicke der Grenzschicht vor der Erstarrungsfront
δ_N	Dicke der Erstarrungsfront bei Konvektion
ν	Geschwindigkeit der Erstarrungsfront
ρ_L	Dichte der flüssigen Phase (Stahl)
ρ_S	Dichte der festen Phase (Stahl)
$A_{tot.L1}$	Teilseigerungsfaktor aus der Linie mit dem größten Feldeinzelwert (H_{max})
$A_{tot.L3}$	Teilseigerungsfaktor aus $A_{tot.L1}$ und den Teilseigerungsfaktoren aus den zwei danebenliegenden Linien
$A_{tot.L5}$	Teilseigerungsfaktor aus fünf Linien, entspricht A_{tot} aus einer Standardmessung
$A_{tot.Mn}$	Seigerungsfaktor von Mangan
$A_{tot.Nb}$	Seigerungsfaktor von Niob
$A_{tot.P}$	Seigerungsfaktor von Phosphor
$A_{tot.Ti}$	Seigerungsfaktor von Titan
A_{tot}	Seigerungsfaktor: Summe aller signifikanten Konzentrationsveränderungen im Messbereich
<i>ATLAS</i>	<u>A</u> utomatic <u>L</u> ine Scans for <u>A</u> nalysis of <u>S</u> egregation (determination with OES-PDA)
c	Konzentration
c_0	Ausgangszusammensetzung
c_L	Konzentration der flüssigen Phase

c_S	Konzentration der festen Phase
c_{max}	Seigerungsfaktor: Mittelwert der zehn größten Konzentrationen
c_{min}	Seigerungsfaktor: Mittelwert der zehn niedrigsten Konzentrationen
CM	<u>C</u> oncentration <u>M</u> apping
D_L	Diffusionskoeffizient der Schmelze
D_S	Diffusionskoeffizient des Feststoffes
f_L	Anteil der flüssigen Phase
f_S	Anteil der festen Phase (Festkörperanteil)
H_{max}	Seigerungsfaktor: Größte Feldeinzelwert
k	Verteilungskoeffizient Konzentration fest/flüssig
k_{eff}	effektiver Verteilungskoeffizient
L	Probenlänge beim Streifenmodell
MW	Mittelwert
$Stabw$	Standardabweichung
t	Zeit, Zeitpunkt
T_L	Liquidustemperatur
T_S	Solidustemperatur
x	Abstand der Erstarrungsfront vom Erstarrungsbeginn
z	Position der Erstarrungsfront beim Streifenmodell
OES-PDA	<u>O</u> ptical <u>E</u> mission <u>S</u> pectrometry– <u>P</u> ulse <u>D</u> iscrimination <u>A</u> nalysis

Abbildungsverzeichnis

2-1:	Ablaufende Vorgänge bei der Abkühlung einer Legierung	4
2-2:	Schematische Darstellung der Erstarrung und der Konzentrationsänderungen bei vollständigem Diffusionsausgleich in der Schmelze und im Festem	6
2-3:	Konzentrationsverläufe für ein schematisches Modell für vollständigem Diffusionsausgleich in der Schmelze und keine Festkörperdiffusion	9
2-4:	Konzentrationsverläufe für ein schematische Modell mit Stofftransport in der Schmelze durch endlichen Diffusionkoeffizienten und keine Festkörperdiffusion	11
2-5:	Konzentrationsverläufe für ein schematische Modell mit Stofftransport in der Schmelze durch endlichem Diffusionkoeffizienten und keine Festkörperdiffusion	13
2-6:	Heterogene Erstarrungsfront und dazugehöriger Konzentrationsverlauf	14
2-7:	Modell und Ergebnisse zur Entstehung von Mittenseigerung beim Brammenstrangguss. a) Modell einer ausgebauchten Strangschale b) Strömungsfelder in der Restschmelze (reiner Ausbauchungseffekt und überlagerte Saugströmung c) Berechnete Konzentrationsprofile am Erstarrungsende d) Umgebogene Dendriten an der Mittellinie	17
2-8:	Ausbauchung in Abhängigkeit a) vom Stützrollenabstand, b) von der Strangoberflächentemperatur, c) von der Gießgeschwindigkeit und d) des Strangstillstandes zwischen zwei Stützrollen (Zunahme)	20
2-9:	Beitrag der einzelnen mechanischen Faktoren zur Mittenseigerung	21
2-10:	Erstarrungsgefüge sowie Kohlenstoff- und Schwefelverteilung über den Brammenquerschnitt bei gerichteter, dendritischer Erstarrung: a) keine Ausbauchung, b) Ausbauchung	23

2-11:	Spektroskopische Bestimmung der Kohlenstoffseigerung in Brammenmitte bei a) nicht idealer und b) idealer Mittenausbildung	24
2-12:	Beurteilung der Prüfverfahren nach Kosten, Prüfzeit und Aussagewert	29
3-1:	Aufbau von ATLAS	33
3-2:	Position der Seigerungsprobe in der Bramme für die Standardmessung	34
3-3:	Positionen der fünf Linien bei der Standardmessung	36
3-4:	Schrittweise Darstellung der Bestimmung von Seigerungsfaktoren für eine Li- nie durch Mangan	40
3-5:	Verlauf von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} über 10 Messungen der Probe A2	43
3-6:	Theoretische Betrachtung: Situation A ohne MnS-Einschluss (links); Situation B mit MnS-Einschluss (rechts)	46
3-7:	Mögliche Beeinflussung des Seigerungsfaktors A_{tot_Mn} durch unterschiedliche Größen von MnS-Einschlüssen in Abhängigkeit vom Mn-Gehalt im Stahl	47
3-8:	Idealfall und Kombinationen bei Definierung von A_{tot_L1} , A_{tot_L3} und A_{tot_L5}	49
3-9:	Prozentuelle Verteilung der Anteile und der Seigerungsfaktor von A_{tot_Mn} (links) und A_{tot_P} (rechts)	50
3-10:	Seigerungsfaktor A_{tot_Mn} für jedes der 60 Felder	52
3-11:	Verhalten von A_{tot_Mn} bei vollständiger Überlappung der Probe C1	54
3-12:	Verhalten von A_{tot_Mn} bei vollständiger Überlappung der Probe C2	54
3-13:	Verhalten von A_{tot_Mn} bei vollständiger Überlappung der Probe C3	55
3-14:	Verhalten von A_{tot_Mn} bei vollständiger Überlappung der Probe C4	55
4-1:	Drei- und zweidimensionale Darstellung der CM's von Probe A2 (Mangan)	58
4-2:	CM's der restlichen ausgewählten Proben der A Serie (Mangan)	59
4-3:	Gegenüberstellung der Analysemethoden Mikrosonde und ATLAS anhand von A_{tot_Mn} Werten	61
5-1:	Zwei mögliche Positionen der Probennahme	64
5-2:	Vergleich der Probenlage mit ATLAS	65
5-3:	Gegenüberstellung der CM von Mangan der Proben B1, B2 und B3 bei Pro- benlage AL und M	67
5-4:	Gießgeschwindigkeit, Gießspiegelhöhe und Stopfenposition über Brammenlänge	69
5-5:	Probennahme in Gießrichtung	70

5-6:	Verlauf von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} im gesamten Stab	72
5-7:	Konzentrationsverläufe im Stab	73
5-7:	Vergleich der Nachmessung mit der Erstmessung von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}	75
5-8:	Positionen der Messlinien bei der Platte	76
5-9:	Verlauf von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} über die Platte	77
5-9:	Vergleich von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} zwischen Platte und Stab	80
5-10:	Seigerungsverlauf von zwei Sauer gasstählen a) und b) in Verbindung mit den Stützstellen in der Richtzone der CC6 für den Außen- und Innenbogen c) (symmetrisch)	84
6-1:	Box Charts von vier sauer gasbeständigen Stahlsorten und der gesamten Gruppe für A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}	90
6-2:	Box Charts für sieben TRIP-Stahlsorten und der gesamten Gruppe für A_{tot_Mn} und A_{tot_P}	92
6-3:	Vergleich von sauer gasbeständigen Stählen mit TRIP-Stähle durch A_{tot_Mn} und A_{tot_P}	94
6-4:	Vergleiche zwischen A_{tot_Mn} und A_{tot_Nb} bzw. A_{tot_P} und A_{tot_Nb}	95
A-0:	Reproduzierbarkeit Proben A1 bis A10	105
A-2:	Anteilsverteilung der Serie A	109
B-0:	Verhalten von A_{tot_P} bei vollständiger Überlappung der Probe C1 bis C4	111
E-1:	Erneute Messung und Bestimmung von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}	115
E-2:	Ätzbilder der AL-Proben	118
F-0:	Korrelationen zwischen A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}	120

Tabellenverzeichnis

3-I: Zusammensetzung der zehn Proben in Prozent mit Mittelwerten (MW) und Standardabweichungen (STABW) für A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}	42
5-I: Bestimmung von A_{tot_Mn} mit ATLAS und Mikrosonde bei AL und M Proben und Differenzen	66
5-II: A_{tot} Werte für sauergasbeständigen Stahl bei unterschiedlichen Gießgeschwindigkeiten	86
5-III: A_{tot} Werte für TRIP-Stahl bei unterschiedlichen Gießgeschwindigkeiten	87
6-I: Statistische Größen von A_{tot_Mn} und A_{tot_P} für sauergasbeständigen und TRIP Stähle	93
C-I: Beeinflussung des Seigerungsfaktors A_{tot_Mn} durch MnS Einschlüsse	112
D-I: Zusammensetzung in Prozent der 16 Proben für den Vergleich von A_{tot_Mn} zwischen Mikrosondenuntersuchung und ATLAS	114

1. Einleitung

Von dem im Jahre 2010 weltweit ca. 1,41 Milliarden Tonnen¹ erzeugten Rohstahl wurden 95%¹ (ca. 1,34 Mrd. t)¹ in Stranggussmaschinen vergossen. Das in Stranggussmaschinen erstarrte Gussgefüge der Bramme besteht aus Dendriten und der erstarrten Restschmelze. Das Gussgefüge ist von einer Vielzahl von Einflüssen unter anderem von der Zusammensetzung des Stahls und den Kühlbedingungen abhängig. In der Mitte der Bramme bildet sich der Bereich von Makroseigerung (= Mittenseigerung) aus. Mittenseigerung ist ein Qualitätsmerkmal und beeinflusst die Weiterverarbeitung und die Qualität des Endprodukts. Durch steigende Anforderungen an physikalische und chemische Eigenschaften bei Stahlprodukten ist es notwendig Mittenseigerungen messen und beurteilen zu können, bevor Maßnahmen zur Verminderung ergriffen werden.

Die voestalpine Stahl GmbH möchte dafür eine neue Messmöglichkeit von Konzentrationen, die Methode der optische Emissionsfunktenspektrometrie (OES) mit Einzelfunkenauflösung (PDA) einsetzen. Für eine effiziente Beurteilung der Mittenseigerung in Brammen wurde der Entwicklungsweg eines voll automatisierten Systems namens ATLAS (Automatic Line Scans for Analysis of Segregation), basierend auf OES-PDA mit Probenmanipulation und Auswertalgorithmen zur Bestimmung von einfachen, aussagekräftigen Seigerungsfaktoren von produktionsrelevanten chemischen Elementen eingeschlagen.

In dieser Arbeit soll unter anderem gezeigt werden, wie die Vorgehensweise bei ATLAS zur Bestimmung von Seigerungsfaktoren ist und wie sich einzelne Messparameter auf das Ergebnis auswirken. Die vorliegende Arbeit nimmt eine Einordnung der produktionsrelevanten Seigerungsfaktoren vor und ermittelt „Standard“ Kenngrößen für sauergasbeständige und Trip Stähle. In einem umfangreichen Ausmaß zeigt diese Arbeit die Ausbildung der Mittenseigerung über die Brammenlänge und -breite sowie verknüpft Einflüsse von „Soft Reduction“ und Rollentep-

pich auf die mit ATLAS ermittelten (Seigerungs-) Faktoren der Mittenseigerung (Probenlage). Zur Erreichung der gesetzten Ziel, ist zu Beginn des praktischen Teils der Aufbau von ATLAS, die standardisierte Messung von Seigerungsproben und die Bestimmung von Seigerungsfaktoren dargestellt. Anschließend wurde eine Messsystemanalyse durchgeführt, um Wertebereiche, Grenzen und Einflüsse auf ausgewählte Seigerungsfaktoren zu kennen. Dafür wurden mit zehn unterschiedlichen Stahlsorten Untersuchungen auf Reproduzierbarkeit durchgeführt. Weiters wurde der theoretische Einfluss von MnS-Einschlüsse, die Auswirkung des Messbereiches (Anzahl von Messlinien) sowie die Veränderung einer speziellen Fahrweise der Messung auf die ausgewählte Seigerungsfaktoren untersucht. Die ermittelten Werte der Seigerungsfaktoren aus ATLAS wurden den Ergebnissen von der Methode der Mikrosondenuntersuchung vergleichend gegenübergestellt.

Die Charakterisierung einer sauergasbeständigen Brammen wurde durch die Ermittlung von Verläufen der Mittenseigerung in Gießrichtung von drei Meter bei zwei unterschiedlichen Probenlagen und über die gesamte Brammenbreite erreicht. Zusätzlich wurden die Verläufe über die Brammenbreite mit dem Rollenteppich der Stranggußanlage in Verbindung gebracht und eine Möglichkeit zur erfolgreichen Steuerung des Gießprozesses aufgezeigt. Ausgehend von diesen Daten, kann eine Optimierung der Probenlage vorgenommen werden.

Ein abschließendes Ziel dieser Arbeit ist die Beurteilung bzw. Bewertung der Seigerungsfaktoren von sauergasbeständigen und TRIP Stählen bezüglich als Kennwerte (Genzwerte) für die Weiterverarbeitung der Brammen.

Im folgenden Abschnitt 2 wird in einer ausführlichen Literaturstudie über die Entstehung und Beeinflussung von Mittenseigerung diskutiert. Berechnungen von Konzentrationen in der festen und flüssigen Phase während der Erstarrung sind mit Hilfe von Seigerungsmodellen mit unterschiedlichen Randbedingungen und Erstarrungsfronten dokumentiert. Eine Beschreibung und Gegenüberstellung von Vor- und Nachteilen einzelner Bewertungsmethoden die bei der voestalpine Stahl GmbH angewandt werden, schließt die Literaturstudie.

2. Makroseigerung beim Brammenstrangguss

Das vorliegende Kapitel gibt in Abschnitt 2.1 einen Überblick über die Entstehung von Makroseigerung beim Brammenstrangguss. Dabei wird mit Hilfe von unterschiedlichen Seigerungsmodellen für planare (Abschnitt 2.1.1) und heterogene Erstarrungsfront (Abschnitt 2.1.2) speziell auf die Mittenseigerung eingegangen. Diese Modelle erlauben es, über eine Massenbilanz jeweils die Konzentration der festen und flüssigen Phase zu bestimmen. Anschließend werden in Abschnitt 2.1.3 die Ursachen für Mittenseigerung definiert und ausführlich beschrieben. Basierend auf der Entstehung von Mittenseigerung werden im Abschnitt 2.2 Maßnahmen zur positiven Beeinflussung dieser dargelegt. Am Ende dieses Kapitels werden in Abschnitt 2.3 Bewertungsmöglichkeiten für Mittenseigerung dargelegt. Ein wichtiger Punkt dabei ist die Vorteile der OES-PDA Prüfmethode gegenüber anderer Methoden hervor zu streichen.

2.1. Entstehung

Bei der Stahlherstellung kommt es zur Erstarrung von Schmelzen, die gelöste Legierungselemente enthalten. Aufgrund der unterschiedlichen Löslichkeiten dieser Elemente in der festen und flüssigen Phase sowie des Dichteunterschiedes entstehen Entmischungen. Nach der vollständigen Erstarrung bleiben zum größten Teil die Inhomogenitäten der Konzentration innerhalb des Materials erhalten. Inhomogenitäten der Konzentration wird als Seigerung bezeichnet. Eine Einteilung der Seigerung wird allgemein in Mikroseigerung (short range segregation) und Makroseigerung (long range segregation) vorgenommen. Unter Mikroseigerungen werden Konzentrationsschwankungen zwischen den Dendritenachsen und -zwischenräumen ($2\mu\text{m}$ bis $1000\mu\text{m}$) verstanden. Makroseigerungen sind Konzentrationsunterschiede in der

Größenordnung des Gussstückes ($>1000 \mu\text{m}$). Makroseigerung kann nur in Verbindung mit Mikro-seigerung auftreten, d. h. ohne Mikro-seigerung keine Makroseigerung. Mittenseigerungen von Brammen sind Makroseigerungen und haben einen ausschlaggebenden Einfluss auf die Werkstoffeigenschaften innerhalb eines Gussstückes.²

Bei der Abkühlung der Legierung mit der Konzentration c_0 aus der Schmelze, **Abbildung 2-1**, beginnt die Erstarrung nach Unterschreiten der Liquidustemperatur T_L . Im folgenden Zweiphasengebiet haben die feste und die flüssige Phase unterschiedliche Konzentrationen von c_S und c_L . Dieser Konzentrationsprung ist die Hauptursache für alle Arten von Seigerungen und wird mit dem Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten k beschrieben. Bei den weiteren Betrachtungen dieser Arbeit nehmen die Liquidus- und Solidustemperaturen immer ab, dadurch kann k immer als kleiner 1 ($k < 1$) angenommen werden. Der Gleichgewichtsverteilungskoeffizient beschreibt das Verhältnis zwischen der Konzentration der festen und der flüssigen Phase:

$$k = \frac{c_S}{c_L} \quad (2-1)$$

Der Gleichgewichtsverteilungskoeffizient ist unter anderem von Temperatur und Druck abhängig, wird aber bei geringen Gehalten an Legierungselementen als konstant angenommen. Dadurch kann, wie in **Abbildung 2-1** gezeigt, ein vereinfachtes Phasendiagramm verwendet werden, indem die Linien von Liquidus und Solidus als Geraden dargestellt sind.^{2,3}

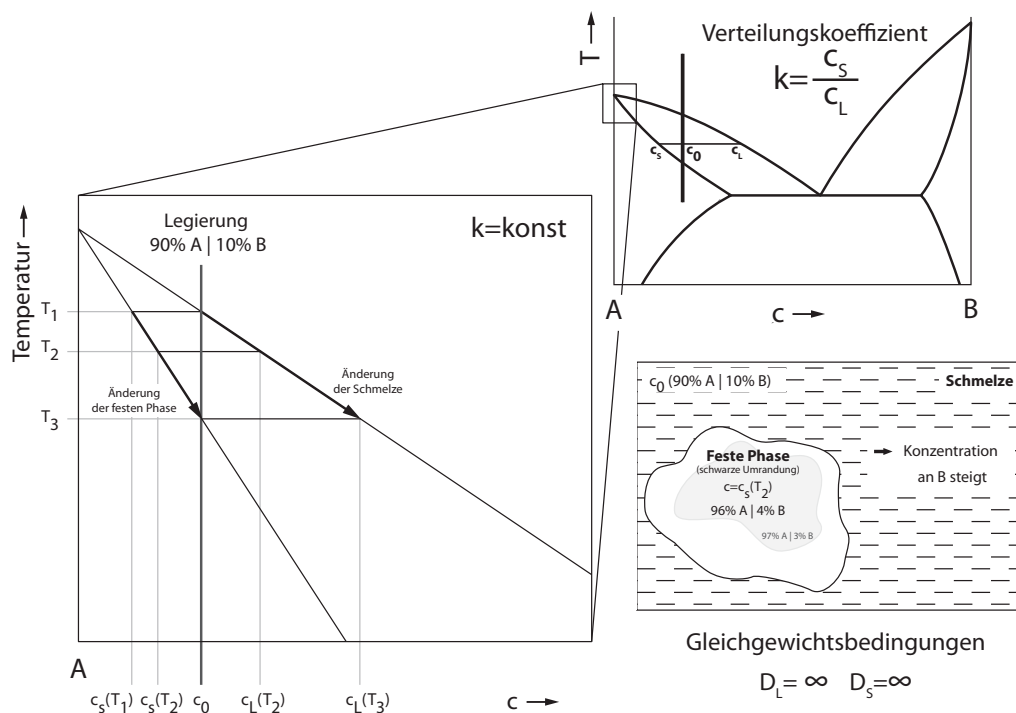


Abbildung 2-1.: Ablaufende Vorgänge bei der Abkühlung einer Legierung, schematisch^{2,3}

Anhand der eingezeichneten Legierung von 90 % A und 10 % B sollen ablaufende Vorgänge bei der Abkühlung erklärt werden: Nach Unterschreiten der Liquiduslinie bei T_1 befindet sich die Legierung im Zweiphasengebiet und die Schmelze steht mit der gebildeten festen Phase im Gleichgewicht. Die Konzentration der festen Phase an B im Punkt 1, mit $c_S(T_1)$ (ca. 3 % B) in der Abbildung eingezeichnet, ist wesentlich geringer als die Ausgangskonzentration von B mit 10 %. Eine weitere Abkühlung zur Temperatur T_2 führt zu einem größeren Anteil der festen Phase mit der Konzentration an B mit $c_S(T_2)$. Die feste Phase ändert also während ihrer Durcherstarrung ihre Zusammensetzung nach der Soliduslinie. Fällt die Temperatur unter die Solidustemperatur ist die Erstarrung abgeschlossen und die feste Phase hat wiederum die homogene Ausgangszusammensetzung von c_0 . Da der B-Gehalt der gebildeten festen Phase immer geringer ist als der der ursprünglichen Schmelze (c_0) muss der B-Gehalt in der Restschmelze nach dem Verlauf der Liquiduslinie ansteigen. Bei Gleichgewichtsbedingungen muss die Restschmelze mit der Konzentration von $c_L(T_3)$ zur festen Phase mit c_0 erstarren. Da eine vollständige Gleichgewichtseinstellung wegen der geforderten technischen Abkühlgeschwindigkeiten nicht möglich ist, sind Seigerungen nahezu immer vorhanden. Neben Entmischungen führen Stofftransportvorgänge im Festen und Flüssigem, wie z. B. Diffusionsvorgänge und Strömungen ebenfalls zu Seigerungen.²

Zur Beschreibung der Seigerung sind entsprechende Seigerungsmodelle erforderlich. Die entwickelten Modelle^{2,4,5} sind unterschiedlich, weil die Bildung von Seigerungen, wie vorher erwähnt, von mehreren Ursachen bestimmt werden. Anschließend werden zuerst Seigerungsmodelle mit planarer Erstarrungsfront betrachtet. Die Annäherung an die realen Bedingungen im Strangguss erfolgt dabei über vier Modelle und anschließend eine Umlegung auf eine heterogene Erstarrungsfront.

2.1.1. Seigerungsmodelle mit planarer Erstarrungsfront

Es wird eine eindimensionale, planare Erstarrung mit einer größeren Legierungsmenge mit der Ausgangszusammensetzung c_0 betrachtet. Während des Erstarrungsvorgangs wird angenommen, dass der Gleichgewichtsverteilungskoeffizient konstant bleibt und an den Phasengrenzen Gleichgewicht wie in **Abbildung 2-1** herrscht. In den nachfolgenden Abbildungen wird der Erstarrungsvorgang eindimensional beschrieben. In der Probe bewegt sich die Phasengrenze mit konstanter Geschwindigkeit von der einen (z. B. Kokillenwand) zur anderen Seite (z. B. Brammenmitte). Die erste ankristallisierende Schicht erstarrt bei Liquidustemperatur mit der Zusam-

mensetzung $k \cdot c_0$, die aufgrund $k < 1$, geringere als c_0 ist. Die Konzentration der Phasengrenze wird durch $c_S^* = k \cdot c_L^*$ beschrieben. Der Unterschied in den Mengen an gelöstem Stoff seigert in die Schmelze. Die weiteren Vorgänge sind von den angenommenen Randbedingungen abhängig. Im Folgenden werden in Abhängigkeit von vier unterschiedlichen Randbedingungen einfache Seigerungsmodelle vorgestellt.⁶

• **RANDBEDINGUNG 1:**

Vollständiger Diffusionsausgleich in der Schmelze und im Festem

Das erste Seigerungsmodell, das Randbedingungen für ein absolutes Gleichgewicht hat, wurde einleitend bereits andiskutiert. Für ein absolutes Gleichgewicht (Hebelgesetz) werden die Diffusionskoeffizienten der Legierungselemente in der Schmelze D_L und im Feststoff D_S mit unendlich angenommen ($D_L = \infty$ und $D_S = \infty$). Der Erstarrungsvorgang mit dem Übergang aus **Abbildung 2-1** in die Streifendarstellung und die dazugehörigen Konzentrationsänderungen sind in **Abbildung 2-2** schematisch dargestellt.

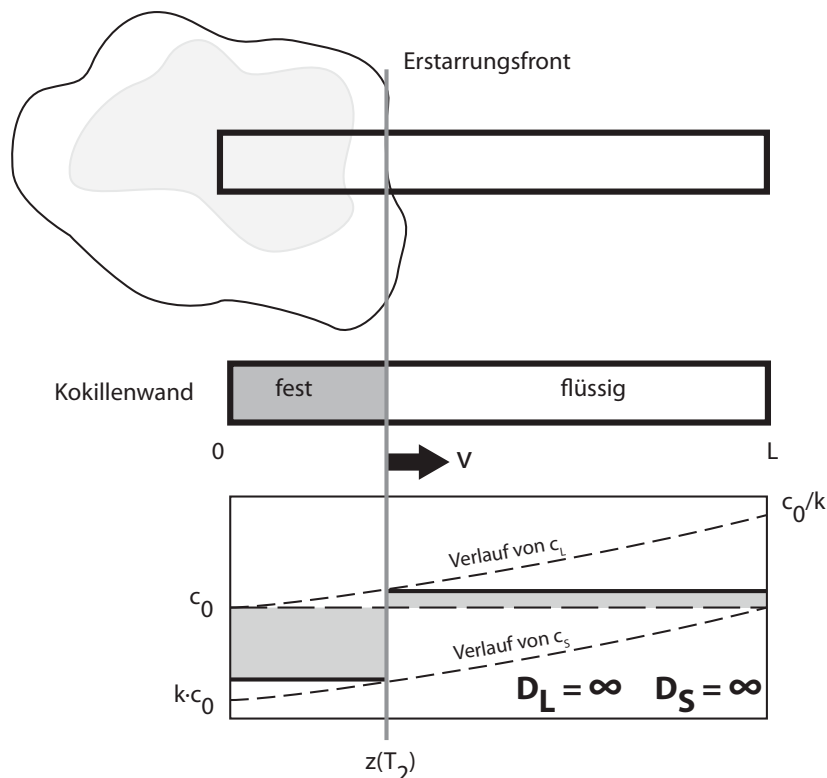


Abbildung 2-2.: Schematische Darstellung der Erstarrung und der Konzentrationsänderungen bei vollständigem Diffusionsausgleich in der Schmelze und im Festem, schematisch^{4,6}

Sobald die Schmelze mit der Ausgangskonzentration von c_0 an der Kokillenwand erstarrt, scheidet sich die erste feste Phase mit der Konzentration von $k \cdot c_0$ aus. Der Unterschied von $c_0 - k \cdot c_0$ reichert sich vor der Erstarrungsfront an. Diese Anreicherung vermischt sich aufgrund der vorgegebenen Randbedingung ($D_L = \infty$) vollständig mit der Schmelze, so dass die Konzentration der Schmelze ansteigt. Aus der angereicherten Schmelze erstarrt bei geringfügig tieferen Temperaturen eine weitere Schicht mit entsprechend erhöhter Konzentration. Der Vorgang beginnt von neuem, die Schmelze wird wieder angereichert, die Temperatur nimmt ab und die Konzentration im Festen erhöht sich weiter. Bei den nächsten Schichten ändern sich die Konzentrationen mit. Durch die Randbedingung des vollständigen Diffusionsausgleich im Festen ($D_S = \infty$), gleichen sich die Konzentrationen in den Schichten der Ausgangskonzentration von c_0 an. Die Konzentrationen im Festen und Flüssigem ändern sich während der Erstarrung, jedoch muss folgende Massenbilanz in **Gleichung 2-2** erhalten bleiben:

$$c_S \cdot f_S + c_L \cdot f_L = c_0 \quad (2-2)$$

Die Multiplikatoren f_S und f_L sind jeweils der Anteil der festen und flüssigen Phase. Für die betrachtete eindimensionale Erstarrung gilt $f_S = f_L - 1 = \frac{z}{L}$, wobei z die Position der Erstarrungsfront und L die Probenlänge ist. Dichteunterschiede zwischen Festem und Flüssigem wurden dabei vernachlässigt. Durch die Elimination von c_S oder c_L mit Hilfe des Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten $k = \frac{c_S}{c_L}$ kann **Gleichung 2-2** nach c_S bzw. c_L aufgelöst werden:

$$c_S = \frac{k \cdot c_0}{1 - (1 - k) \cdot f_S} \quad (2-3)$$

$$c_L = \frac{c_0}{1 - (1 - k) \cdot f_S} \quad (2-4)$$

Das sind die Gleichungen der Hebelbeziehung und damit können die Konzentrationen als Funktion der erstarrten Strecke ausgerechnet werden. Das Ergebnis der Gleichungen über die Probenlänge ist der Konzentrationsverlauf im Festen und Flüssigen während der Erstarrung und sind in **Abbildung 2-2** als gestrichelte, ansteigende Linien dargestellt. Die horizontale Gerade kennzeichnet die Ausgangskonzentration c_0 . Die durchgezogenen Linien beschreiben die Konzentrationen zum eingezeichneten Punkt $z(T_2)$, wobei die mit c_0 eingeschlossenen, grauen Flächen gleich groß sein müssen (Massenbilanz). Die Konzentration im Flüssigem c_L steigt von c_0 bis auf $\frac{c_0}{k}$ am Ende der Erstarrung. Die

Konzentration der festen Phase ist am Erstarrungsanfang $k \cdot c_0$ und verändert sich zum Erstarrungsende ($f_S = 1$) hin zu einer homogenen Konzentration $c_S = c_0$. Am Ende der Erstarrung liegt also keine Seigerung vor.^{4,6}

• **RANDBEDINGUNG 2:**

Vollständiger Diffusionsausgleich in der Schmelze und keine Festkörperdiffusion

Das Modell für die angegebenen Randbedingungen, $D_L = \infty$ und $D_S = 0$, geht auf Scheil⁷ und Pfann⁸ zurück. Wie in **Abbildung 2-3** schematisch dargestellt, beginnt die Erstarrung bei T_L mit $c_S = k \cdot c_0$. Da es keinen Konzentrationsausgleich im Festen gibt, behält jede Schicht die Konzentration, mit der sie aus der Schmelze erstarrt ist. Nur an der Erstarrungsfront stellt sich, entsprechend der Zunahme von $c_L = c_L^*$, die Gleichgewichtskonzentration $c_S^* = k \cdot c_L^*$ ein. Während der Erstarrung wird im Festen ein Konzentrationsprofil entsprechend der Zunahme von c_S^* eingestellt. Bei einer Änderung des festen Anteils df_S führt die Differenz ($c_L^* - c_S^*$) zu einer gleichmäßigen Steigerung der Konzentration dc_L in der Restschmelze ($1 - f_S$). Die Massenbilanz nach **Gleichung 2-5** lautet:

$$(c_L^* - c_S^*) \cdot df_S = dc_L(1 - f_S) \quad (2-5)$$

Mit $(c_L^* - c_S^*) = (1 - k) \cdot c_L$ und durch Integration der **Gleichung 2-6** von

$$\int_{c_0}^{c_L} \frac{dc_L}{(1 - k) \cdot c_L} = \int_0^{f_S} \frac{df_S}{1 - f_S} \quad (2-6)$$

ergibt sich für c_S^* die **Gleichung 2-7** und für c_L^* die **Gleichung 2-8**:

$$c_S^* = k \cdot c_0 \cdot (1 - f_S)^{(k-1)} \quad (2-7)$$

$$c_L^* = c_0 \cdot (1 - f_S)^{(k-1)} \quad (2-8)$$

Diese Gleichungen sind die Seigerungsformeln von Scheil⁷ und Pfann,⁸ die ein konstantes k , also niedrige Konzentrationen, voraus setzen. Da $k < 1$ ist, wird für $f_S = 1$ die Konzentration $c_S^* = \infty$. Dieser Fall tritt in Wirklichkeit nicht auf, da vorher eutektische Ausscheidung einsetzt. Bei Systemen mit lückenloser Mischbarkeit im Festen sind die Gleichungen nicht anwendbar, da hier k nicht als konstant angenommen werden darf.

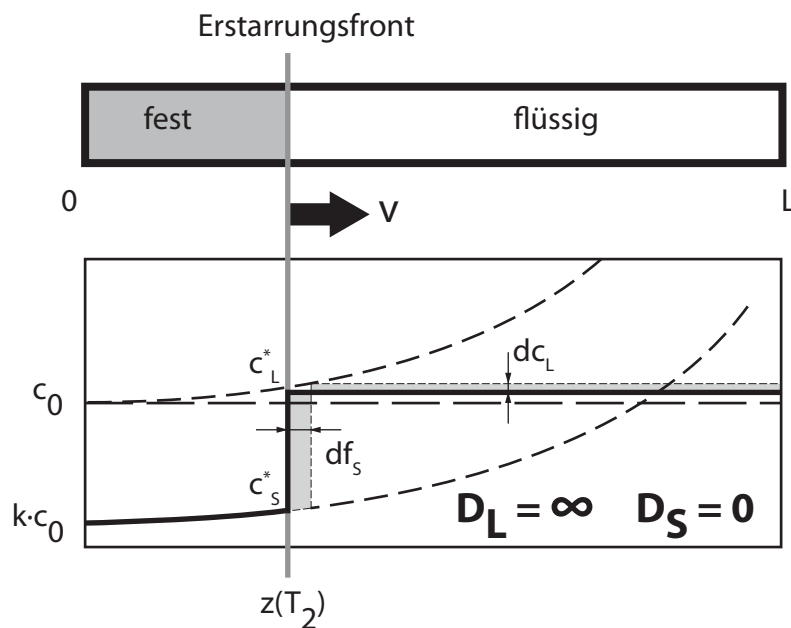


Abbildung 2-3.: Konzentrationsverläufe für ein schematisches Modell für vollständigem Diffusionsausgleich in der Schmelze und keine Festkörperdiffusion^{7,8}

- **RANDBEDINGUNG 3:**

Stofftransport in der Schmelze durch endlichem Diffusionskoeffizienten und keine Festkörperdiffusion

Tiller et al.⁹ haben für die angegebenen Randbedingungen, $D_L = konst.$ und $D_S = 0$, ein Diffusionsmodell entwickelt. In **Abbildung 2-4** wird der Erstarrungsvorgang und die Momentaufnahme der Konzentrationsverläufe dargestellt. Zu Beginn der Erstarrung ist die Konzentration im Festen wiederum $c_S = k \cdot c_0$. Während der Erstarrung kann der Materialfluss infolge des Löslichkeitssprunges aus der Erstarrungsfront nur durch Diffusion in die flüssige Schmelze übergehen. **Gleichung 2-9** stellt eine allgemeine lokale Stoffbilanz für die Schmelze angeführt dar:

$$\frac{dc_L}{dt} = D_L \frac{\partial^2 c_L}{\partial x^2} + v \frac{\partial c_L}{\partial x} \quad (2-9)$$

In dieser Stoffbilanz ist x der Abstand vor der Erstarrungsfront, die sich mit der Geschwindigkeit v bewegt. D_L ist der endliche Diffusionskoeffizient in der Schmelze und z ist der zurückgelegte Weg der Erstarrungsfront. Bei diesem Modell wird die Erstarrung in Anfangsstadium, stationärer Zustand und Endstadium eingeteilt.

Anfangsstadium: In diesem Stadium wird ein Konzentrationsaufbau vor der Phasengrenze gebildet. Die Randbedingungen für die Stoffbilanz (**Gleichung 2-9**) sind $c_L = c_0$ bei $t = 0$ und $x > 0$, sowie $c_L = c_0$ bei $t > 0$ und $x = \infty$. Die Auflösung dieser komplexen Gleichung führt zu **Gleichung 2-10**:

$$c_L^* = \frac{c_0}{k} \left[1 - (1 - k)^{-\frac{k \cdot \nu \cdot z}{D_L}} \right] \quad (2-10)$$

Die Konzentrationen an der Erstarrungsfront, c_L^* und c_S^* steigen, wie auch **Abbildung 2-4** darstellt, schnell an. Die Konzentrationen erreichen nach kurzer Zeit den stationären Zustand von $c_L^* = \frac{c_0}{k}$ und $c_S^* = c_0$.

Eine anderer Ansatz und Lösungsweg führt zum selben Ergebnis, jedoch muss die komplexe Gleichung der Stoffbilanz nicht aufgelöst werden. Der Ansatz geht von einer äquivalenten Grenzschicht vor der Erstarrungsfront aus, die die Anreicherung in der Schmelze aufnimmt. Die Dicke dieser Schicht ist $\delta_c = 2 \cdot \frac{D}{\nu}$, in der die Konzentration c_L von c_L^* bis c_0 abnimmt. Da die Verarmung im Festen und die entsprechende Anreicherung in der Schmelze gleich sind, gilt folgenden Massenbilanz:

$$(c_0 - k \cdot c_L^*) \cdot dz = dc_L^* \cdot \frac{D_L}{\nu} \quad (2-11)$$

Durch Umstellen der Gleichung und Integration über die Grenzen von 0 bis z für dz und c_0 bis c_L^* für dc_L^* ergibt sich wieder die **Gleichung 2-10**.

Stationärer Zustand: Die Konzentration im Festen (c_S) ist im stationären Zustand immer konstant und beträgt c_0 . Die feste Phase wächst mit der ursprünglichen Konzentration c_0 weiter, bis der Konzentrationsaufstau das Ende der Probe erreicht. Im stationären Zustand bleibt das Konzentrationsprofil vor der wandernden Erstarrungsfront zeitlich unverändert, so dass $\frac{dc_L}{dt} = 0$ ist. Dadurch ändert sich die Stoffbilanz von **Gleichung 2-9** zu **Gleichung 2-12**.

$$0 = D_L \frac{\partial^2 c_L}{\partial x^2} + \nu \frac{\partial c_L}{\partial x} \quad (2-12)$$

Mit den entsprechenden Randbedingungen ergibt sich folgendes für c_L .

$$c_L = c_0 \left[\left(1 + \frac{1 - k}{k} \right)^{-\frac{\nu \cdot x}{D_L}} \right] \quad (2-13)$$

Endstadium: Erreicht der Konzentrationsaufbau das Ende der Probe, dann schiebt sich die Grenzschicht zusammen und die darin angereicherten Komponenten führen zu einer Steigerung der Konzentration am Ende der festen Phase. Die Länge dieses Bereichs ist sehr klein und hat die selbe Größenordnung wie $\frac{D_L}{v}$.

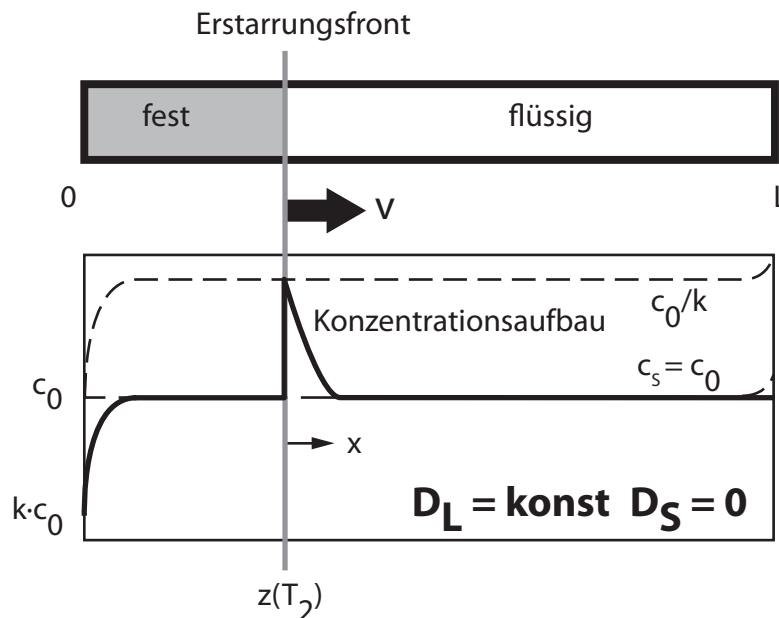


Abbildung 2-4.: Konzentrationsverläufe für ein schematisches Modell mit Stofftransport in der Schmelze durch endlichen Diffusionkoeffizienten und keine Festkörperdiffusion⁹

• **RANDBEDINGUNG 4:**

Wie Randbedingung 3 und mit zusätzlich starker Konvektion in der Schmelze

Das von Burton, Prim und Slichter^{10,11} weiter entwickelte Modell mit zusätzlicher starker Konvektion wird auch kurz BPS-Modell nach den Anfangsbuchstaben der Autoren genannt. Durch die Konvektion in der Schmelze wird die Grenzschicht vor der Erstarrungsfront schnell abgebaut. Die durch die Konvektion zusammengesobene Grenzschicht hat eine Dicke die mit δ_N bezeichnet wird. Aus der Tatsache, dass jede makroskopische Strömung bei der Annäherung an eine feste Grenze mit der Geschwindigkeit gegen Null geht, setzt dieses Modell folgende Bedingungen voraus:

- Stofftransport in der Grenzschicht ($x < \delta_N$) nur durch Diffusion.
- Stofftransport in der Schmelze außerhalb der Grenzschicht durch Konvektion.
- Keine Festkörperdiffusion.

Für den stationären Zustand gilt die **Gleichung 2-12** aus dem Diffusionsmodell. Die Randbedingungen sind $c_L = c_L^*$ bei $x = 0$ und $c_L = \bar{c}_L$ bei $x = \delta_N$. Variable \bar{c}_L ist die mittlere Konzentration in der Schmelze. In technischen Anwendungen (z. B. Strangguss) ist δ_N viel kleiner als die Probenlänge L und für ein großes Volumen der Schmelze gilt $\bar{c}_L \approx c_0$. Mit ähnlicher Vorgehensweise wie beim Diffusionsmodell ergibt sich für den stationären Zustand:

$$c_L^* = \frac{\bar{c}_L}{k + (1 - k)^{-\frac{\nu}{D_L} \cdot \delta_N}} \quad (2-14)$$

Für die praktische Anwendung wird ein effektiver Verteilungskoeffizient k_{eff} eingeführt, der nach **Gleichung 2-15** folgendermaßen definiert ist:

$$k_{eff} = \frac{c_S^*}{\bar{c}_L} \approx \frac{k \cdot c_L^*}{\bar{c}_L} \quad (2-15)$$

Durch Einsetzen von **Gleichung 2-14** in **Gleichung 2-15** ergibt sich:

$$k_{keff} = \frac{k}{k + (1 - k)^{-\frac{\nu}{D_L} \cdot \delta_N}} \quad (2-16)$$

Da δ_N sehr klein ist, ist der Massenanteil in der Grenzschicht im Vergleich mit dem ganzen System vernachlässigbar. Die Massenbilanz für das gegebene System kann auf die gleiche Art, wie beim Modell nach Scheil⁷ und Pfann⁸ gezeigt, angesetzt werden. Für die Konzentration der Schmelze wird jeweils \bar{c}_L und für $c_S^* = k_{eff} \cdot \bar{c}_L$ berücksichtigt. Unter diesen näherungsweisen Annahmen ergibt sich:

$$\bar{c}_L \cdot (1 - k_{eff}) \cdot df_S = (1 - f_S) \cdot d\bar{c}_L \quad (2-17)$$

Die Integration von **Gleichung 2-17** liefert die **Gleichung 2-18** für die Berechnung von c_S^* und **Gleichung 2-19** für \bar{c}_L :

$$c_S^* = k_{eff} \cdot c_0 \cdot (1 - f_S)^{(k_{eff}-1)} \quad (2-18)$$

$$\bar{c}_L = c_0 \cdot (1 - f_S)^{(k_{eff}-1)} \quad (2-19)$$

Diese Gleichungen sind eine Modifikation des Scheil-Modells. Für $(\frac{\nu}{D_L} \cdot \delta_N) \ll 1$. Mit niedriger Erstarrungsgeschwindigkeit, hoher Diffusionsfähigkeit und starker Konvektion ergibt sich aus **Gleichung 2-16** $k_{eff} \approx k$. In diesem Fall sind **Gleichung 2-18** und **Gleichung 2-19** identisch mit dem Scheil-Modell (**Gleichung 2-7** und **Gleichung 2-8**), das für vollständige Mischung der Schmelze gilt. Für $(\frac{\nu}{D_L} \cdot \delta_N) \gg 1$ bzw. ohne Konvektion, gilt

$k_{eff} \approx 1$. Aus **Gleichung 2-18** ergibt sich $c_S^* = c_0$. Dies stimmt mit dem Diffusionsmodell (stationärer Zustand) überein.

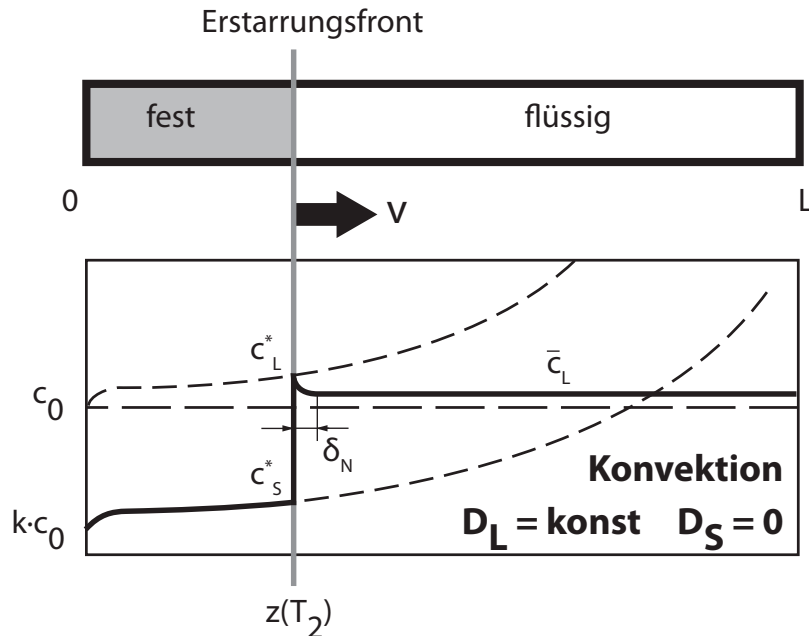


Abbildung 2-5.: Konzentrationsverläufe für ein schematische Modell mit Stofftransport in der Schmelze durch endlichem Diffusionkoeffizienten und keine Festkörperdiffusion^{10,11}

Bei der Erstarrung bilden sich häufig dritte Phasen, z. B. eine zweite metallische Phase (Eutektika), nichtmetallische Einschlüsse (Sulfide) oder Gasblasen. Ausgehend von einer Massenbilanz, können diese Anreicherungsverfahren prinzipiell genau so erklärt und berechnet werden, wie vorstehend beschrieben wurde.

Die vier vorgestellten Seigerungsmodelle gelten nur für planare Phasengrenzen, die durch die sogenannten Stabilitätskriterien gegeben sind. Die Ausbildung von planaren Phasengrenzen wird durch hohe Überhitzung, Konvektion, kleine Erstarrungsgeschwindigkeiten, geringen Gehalten an Legierungselementen bzw. Verunreinigungen und hohen Wert des Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten begünstigt. Beim Stranggießen sind die Bedingungen meist so, dass planare Phasengrenzen instabil sind, es treten heterogene Phasengrenzen auf.

2.1.2. Seigerungsmodell mit heterogener Erstarrungsfront

Das Stabilitätskriterium für eine planare Erstarrungsfront ist beim Stranggießen nicht erfüllt und es setzt eine zellulare, dendritische oder globulitische Erstarrung ein.⁶ Die sich dadurch ausbildende Form der heterogenen Schicht und der dazugehörige Konzentrationsverlauf ist in **Abbildung 2-6** schematisch dargestellt.

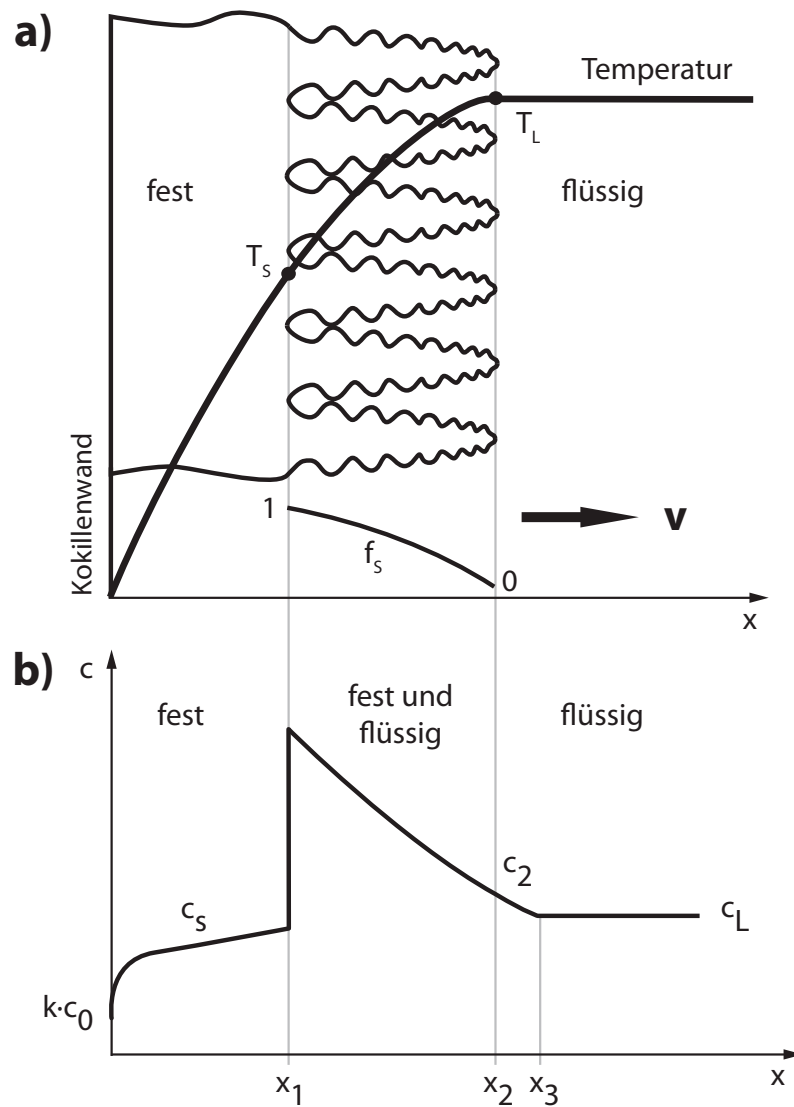


Abbildung 2-6.: Heterogene Erstarrungsfront und dazugehöriger Konzentrationsverlauf^{2,4}

Abbildung 2-6a zeigt schematisch die heterogene Schicht mit Temperaturprofil und vereinfacht dargestellten Dendriten, die von der Kokillenwand in die Strangmitte wachsen. In **Abbildung 2-6b** ist der Konzentrationsverlauf gekoppelt mit dem Erstarrungsvorgang dargestellt.

Es soll explizit darauf hingewiesen werden, dass beim betrachteten Modell keine Konvektion vorliegt. Die Konzentration an der Stelle x_1 , die der Ebene der Dendritenwurzel entspricht, ist gleich der Soliduskonzentration von c_S . An der Stelle x_2 , entspricht der Ebene der Dendritenspitzen, ist die Konzentration gleich c_2 . Vor der Ebene der Dendritenspitzen befindet sich eine Grenzschicht δ_N^* in der die Konzentration von c_2 auf c_L abfällt. Der Abfall der Konzentration von der Ebene der Dendritenwurzel bis zur Ebene der Dendritenspitzen ist durch die Anreicherung des Gelösten in der Restschmelze infolge des fortschreitens der Erstarrung bedingt.^{2,4}

Der gesamte Konzentrationsanstieg in und vor der heterogenen Schicht liegt in der gleichen Größenordnung wie die Konzentrationsanreicherung von einer planaren Erstarrungsfront. Der Konzentrationsanstieg bei einer planaren Erstarrungsfront verläuft über eine Dicke im Zentimeterbereich (10^{-2} cm).⁶ Bei einer heterogenen Erstarrungsfront können in Abhängigkeit von der Länge, Dendritenwurzel bis -spitze, Dicken entstehen, die Größenordnungen bis in den Zentimeterbereich haben. Das bedeutet, dass der Konzentrationsgradient bei heterogener Erstarrungsfront bis zu 100-mal flacher⁶ ist, als vor einer planaren Erstarrungsfront. Das Temperaturfeld ist ungefähr gleich.

Auf die umfangreiche Berechnung des Konzentrationsverlaufs in der heterogenen Schicht und deren Länge wird in dieser Arbeit verzichtet und auf die einschlägige Literatur¹²⁻¹⁴ verwiesen. Die Länge der heterogenen Schicht ist der Konzentration des Gelösten direkt und dem Temperaturgradienten annähernd indirekt proportional. Von großer Bedeutung für das Ausmaß der horizontalen Makroseigerung bei Erstarrung mit bewegter Restschmelze ist die Länge der heterogenen Schicht. Mit zunehmender Länge der heterogenen Schicht geht die Seigerung zurück. Der Zeitpunkt der Bildung der heterogenen Schicht nimmt mit zunehmenden Gehalt an Legierungselementen ab. Wenn mit zunehmendem Abbau der Überhitzung in der Restschmelze die Dendriten immer länger werden, kommt ein Punkt, an dem die Dendriten mechanisch instabil werden und abbrechen. Durch Rühren kann das Abbrechen der Globuliten (Fragmentation) gefördert und zeitlich vorverlegt werden.⁶

2.1.3. Mittenseigerung beim Brammenstrangguss

Basierend auf den betrachteten Modellen mit planarer und heterogener Erstarrungsfront und einem Auszug aus den praktischen und theoretischen Ergebnissen aus der Literatur wird die Entstehung von Mittenseigerung beim Brammenstrangguss beschrieben.

Wie bereits bei den Modellbeschreibungen erwähnt und auch durch viele weitere Autoren

bestätigt, ist die Ursache für Mittenseigerungen beim Brammenstrangguss die Bewegung der Restschmelze (interdendritische Strömung), verursacht durch mechanische Faktoren und Erstarrungsschrumpfung.

Mechanische Faktoren, die Mittenseigerung hervorrufen können sind z. B. Ausbauchung der Brammenschale zwischen den Rollen, Fehlausrichtung der Rollen (Rollensversatz), Rollenbiegung, Rollenabnutzung, Auffederung von Rollen und Rahmen, mechanisches Spiel, usw.

Zur Erstarrungsschrumpfung kommt es beim Stranggießen, weil die während der Erstarrung gebildete fest Phase eine größere Dichte als die Restschmelze hat. Bei der Erstarrung eines in der heterogenen Schicht befindlichen Volumenelements wird deshalb Raum „frei“, das durch Ansaugen von Restschmelze anderer Zusammensetzung aus dem benachbarten Volumenelement gefüllt wird. Die vertikale Strömungsgeschwindigkeit der Restschmelze nimmt beim Brammenstrangguss nach unten hin ab, d. h. in ein auf der Mittellinie befindliches Volumenelement strömt an der oberen Grenzfläche mehr Restschmelze hinein als unten heraus und die horizontalen Komponenten der Strömungsgeschwindigkeit sind zur Strangoberfläche hin gerichtet. Durch das Nachströmen der darüberliegenden, weniger angereicherten Restschmelze (Saugströmung) kommt es zu einer Abnahme der durchschnittlichen Konzentration.

Beim Stranggießen von Brammen sind die beiden heterogenen Erstarrungsfronten, die von den Breitseiten ausgehen, vorderrangig, und wachsen aufeinander zu bis sie in der Mitte zusammentreffen. Die Konzentration der Restschmelze c_L nimmt mit zunehmender metallurgischer Länge bis zum Erreichen der Sumpfspitze zu, der Temperaturgradient verhält sich gegenläufig.^{2,6}

Wie einleitend festgehalten, entstehen Mittenseigerung auch durch das Ausbauchen der Strangschale (Bulging) verbunden mit dem Anstieg der zwischendendritischen Strömung. Miyazawa et. al¹⁵ haben ein Modell zur Berechnung von Makroseigerung (Mittenseigerung) in Brammensträngen durch stationäre Ausbauchung entwickelt. Das Modell, **Abbildung 2-7a**, und die dazugehörigen Ergebnisse sind in **Abbildung 2-7b-d** dargestellt.

drückt. Weiters wird angenommen, dass die Dendriten fest mit dem Strang verbunden sind und diese die gleichen Bewegungen mit der selben Geschwindigkeit ν_s erfahren. Der reine Ausbauchungseffekt kann nur dann gut sichtbar gemacht werden, wenn die Strömung aufgrund der Erstarrungsschrumpfung vernachlässigt wird. Das wird erreicht durch ein Gleichsetzen der Dichten von Schmelze und Feststoff. In **Abbildung 2-7b** ist das berechnete Geschwindigkeitsfeld der Restschmelze durch Ausbauchung dargestellt. Im unteren Bereich B wird durch das Zusammendrücken der heterogene Bereich gestaucht und die angereicherte Restschmelze wird in Richtung fester Schale (Soliduskontur) gedrückt und strömt weiter in den Bereich A. Die Restschmelze im Bereich A strömt von der dortigen Soliduskontur weiter in die Mitte des Strangs und füllt den durch die Ausbauchung entstandenen Spalt auf.

In der Realität sind die Dichten nicht gleich ($\rho_S = 7,4 \frac{g}{cm^3}$, $\rho_L = 7,0 \frac{g}{cm^3}$)¹⁵ und das System wird von einer starken Saugströmung überlagert. Die Richtung der Saugströmung ist hauptsächlich vertikal, hindurch beider Bereiche A und B. Die horizontale Komponente der Saugströmung ist sehr klein und darum wird die horizontale Strömung alleine von der Ausbauchung bestimmt.

In **Abbildung 2-7c** sind berechnete Konzentrationsprofile nach beendeter Erstarrung für Kohlenstoff und Mangan nahe der Strangmitte, für drei unterschiedlichen maximalen Ausbauchungen dargestellt. Das Maximum liegt in der Strangmitte und kurz davor ist ein Minimum zu erkennen. Maxima und Minima nehmen mit zunehmender Ausbauchung zu und sind bei Kohlenstoff größer als bei Mangan. Sehr ähnliche Ergebnisse dieser berechneten Art sind auch bei praktischen Untersuchungen ermittelt worden, siehe z. B. **Abbildung 2-10b** in Abschnitt 2.2.

Die positive Mittenseigerung entsteht wegen der im Bereich A ausgelösten Strömung von angereicherter Restschmelze zur Mittellinie. Die negative Mittenseigerung vor der Mittellinie hat zwei Gründe:

1. Der Abfluss von Restschmelze im unteren Bereich B. Die Schmelze strömt vom heißeren (Strangmitte) zum kühleren Bereich (Soliduskontur) und dabei nimmt der Anteil an gelöstem Stoff zu.
2. Durch das Zusammendrücken der festen Phase und das Stauchen bzw. Umbiegen der Dendriten. Dazu kommt es, weil die während der Ausbauchung im Bereich A weiter gewachsenen Dendriten beim Zusammendrücken im Bereich B durch die gegenüberliegenden Dendriten (zweite Erstarrungsfront) gestaucht bzw. gebogen werden können.

Abbildung 2-7d zeigt den experimentellen Nachweis von verformten Dendriten.

Wünnenberg¹⁷ untersuchte die Strangausbauchung zwischen zwei Stützrollen beim Stranggießen von Brammen durch ferrostatischen Druck mit einer Meßvorrichtung. Die Brammenanlage hatte einen Radius von 3,9 m und es wurden Schmelzen verschiedener Stahlsorten (St 37 und X 60) vergossen. Die Abmessungen lagen zwischen 150 und 200 mm in der Dicke und in der Breite von 550 bis 1800 mm. Die Gießgeschwindigkeit lag zwischen 0,8 und 2,0 $\frac{m}{min}$. Die verwendete Messeinrichtung war an verschiedenen Stellen der Stranggießanlage in Abständen von 10 und 14,5 m vom Gießspiegel eingebaut. Der Rollenabstand war veränderbar, sodass Werte von 430, 860 und 1290 mm eingestellt werden konnten. In **Abbildung 2-8a** ist die Ausbauchung in Abhängigkeit von Stützrollenabstand bei einer Entfernung von 10 und 14,5 m dargestellt. Die Einzelwerte streuen nur in kleinen Grenzen und nehmen mit dem Rollenabstand exponentiell zu. Die Messung für einen Rollenabstand von 1000 mm bei einer Entfernung von 14 m von Gießspiegel führte durch die bereits vorhandene hohe Tragfähigkeit der Strangschale zu keiner messbaren Ausbauchung. **Abbildung 2-8b** zeigt die Ausbauchung in Abhängigkeit von der Strangoberflächentemperatur und dient als Maß für die Festigkeit des Stahls. Der Stützrollenabstand beträgt 860 mm und die Strangbreiten sind für X 60 >1300 mm und für St 37 550 mm. Die Erniedrigung der Oberflächentemperatur ohne Beeinflussung der Strangschalendicke wurde durch eine Zusatzkühlung vor der Messeinrichtung gewährleistet. Die Strangausbauchung nimmt mit steigender Temperatur zu. Bei schmalen Formaten von 550 mm ist die Ausbauchung wesentlich geringer als bei breiten Formaten von >1300 mm. Diese Beobachtung wird um so deutlicher, weil an der Messstelle wegen der höheren Gießgeschwindigkeit die Schalendicke der schmalen merklich kleiner ist als die der breiten Bramme. Die untere Kurve für schmale Brammen berücksichtigt nur geringe Temperaturunterschied von ca. 50 °C, die teilweise durch verschiedene Gießgeschwindigkeiten hervorgerufen werden. Die Ausbauchungswerte stehen im Zusammenhang mit der Strangschalendicke am Messort. Je dicker die Strangschale, desto geringer ist die Ausbauchung unter konstanten Messbedingungen. In **Abbildung 2-8c** ist die Gießgeschwindigkeit über die Ausbauchung für schmale Brammen der Abmessung 550 mm × 150 mm aufgetragen. Bei einer Gießgeschwindigkeit von 1,5 $\frac{m}{min}$ lag die Ausbauchung bei ca. 1,5 mm. Durch eine Steigerung dieser auf 2,0 $\frac{m}{min}$ entsteht eine Ausbauchung von ca. 4 mm, weil eine Erhöhung der Gießgeschwindigkeit zu geringere Schalendicken und höhere Oberflächentemperaturen der Stränge führt. In **Abbildung 2-8d** ist die Veränderung der Ausbauchung bei Strangstillständen bis zu drei Minuten dargestellt. Die Messstellen waren bei einem Viertel, der Hälfte und bei drei Viertel des Stützrollenabstandes von 860 mm eingerichtet. Die bei einem und drei Viertel ermittelten Kurven stimmen gut überein

und zeigen eine lineare, leicht abflachenden Verlauf, hervorgerufen durch das fortschreitende Schalenwachstum. Die Kurve bei halben Rollenabstand zeigt deutlich höhere Werte mit gleichartigem Kurvenverlauf. Das bedeutet, dass Strangstillstände zu einem Kriechen der Strangschale unter dem ferrostatischen Druck führen und dadurch deutlich höhere Ausbauchungen als im Betrieb hervorgerufen werden. Eine Vergrößerung des Stützrollenabstandes bewirkt eine stark Zunahme der Ausbauchung.

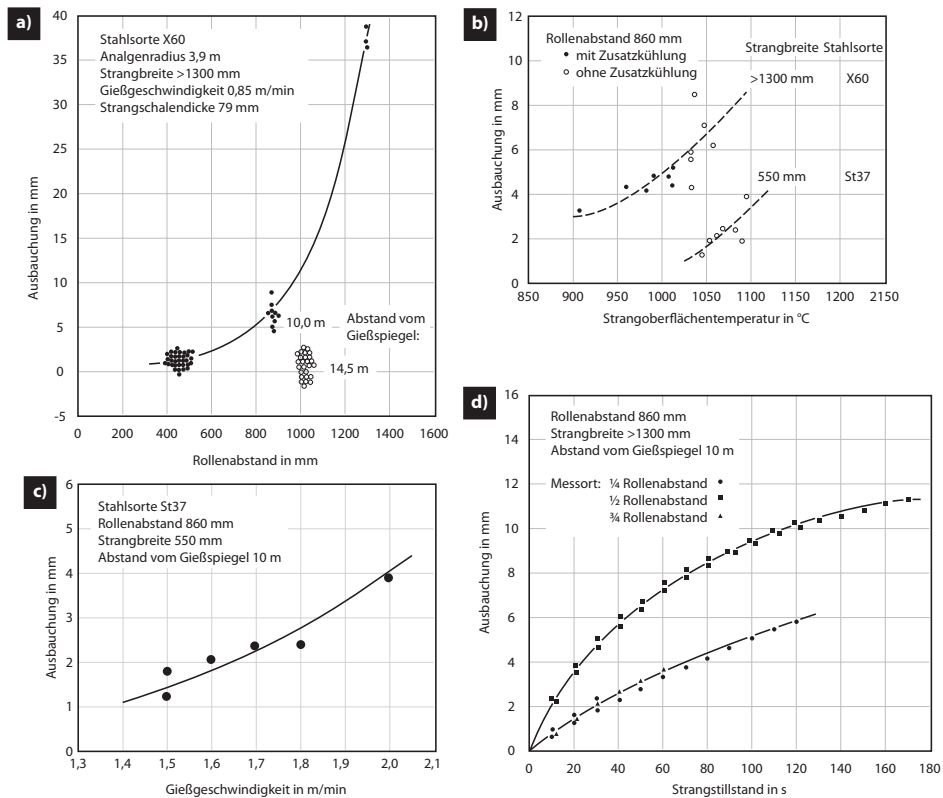


Abbildung 2-8.: Ausbauchung in Abhängigkeit a) vom Stützrollenabstand, b) von der Strangoberflächentemperatur, c) von der Gießgeschwindigkeit und d) des Strangstillstandes zwischen zwei Stützrollen (Zunahme)¹⁷

Ogibayshi et. al^{18,19} entwickelten die **Abbildung 2-9**, welches den Beitrag der einzelnen mechanischen Faktoren zur gesamten Mittenseigerung darstellt. Die Rollendurchbiegung (roll bending), hervorgerufen durch eine ungleichmäßige Temperaturverteilung in der Rolle, hat den größten Einflussfaktor auf die Mittenseigerung, gefolgt von der Ausbauchung (bulging). Die weiteren mechanischen Faktoren haben einen weit geringeren Einfluss. Weiters ist in **Abbildung 2-9** der Einfluss des Rollenabstandes von 550 mm und 435 mm eingetragen.

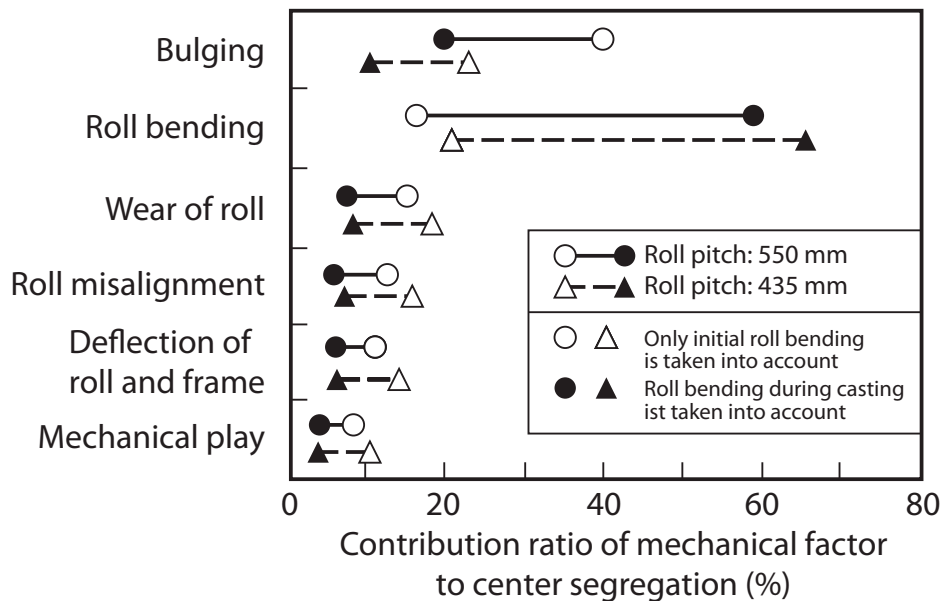


Abbildung 2-9.: Beitrag der einzelnen mechanischen Faktoren zur Mittenseigerung¹⁹

Im folgenden Abschnitt 2.2 werden Möglichkeiten der positiven Beeinflussung von Mittenseigerung bei Brammen aufgezeigt. Dabei wird von drei Hauptmaßnahmen, die weiterführend detaillierter Anhand von Beispielen aus der Literatur beschreiben werden, ausgegangen.

2.2. Beeinflussung der Mittenseigerung

Eine positive Beeinflussung der Mittenseigerung in Brammen kann durch die Verringerung der geseigerten Schmelze in der Brammenmitte erreicht werden. Drei Hauptmaßnahmen können genannt werden:²⁰⁻²²

- Senkung von leicht seigernden Elementen wie z. B. Schwefel und Phosphor durch ausreichende Entschwefelung bzw. Entphosphorung.
- Beeinflussung der Erstarrungsstruktur durch Kühlung bzw. Überhitzung.
- Verringerung der Strömung in der Brammenmitte einerseits durch Vermeidung der Ausbauchung (Maschinenzustand und Maschinendesign) und andererseits durch Kompensierung der Schrumpfung („Soft Reduction“).

Eine Reduzierung für die Mittenseigerung kritischen Elementen ist oft nicht möglich. Eine Legierungskonzept kann wegen den darauf basierenden mechanischen und chemischen Eigenschaften nicht verändert werden. Eine Absenkung der Elemente kann produktionstechnisch schwierig sein und mit enormen Zeit- und Kostenaufwand verbunden sein.

Nach Suzuki et al.²³ hängt bei Knüppeln und Vorblöcken die Höhe der Kernseigerung bzw. Mittenseigerung direkt vom Gussgefüge und indirekt von der Gießtemperatur ab. Rellermeyer et al.²⁴ beschreiben, dass die Kernseigerung bei ungerichtetem Gefüge viel geringer ist und ein Stahl mit höherem Kohlenstoffgehalt insgesamt eine höhere Kernseigerung aufweist.

Im Gegensatz zu Knüppeln und Vorblöcken garantiert eine ungerichtete Erstarrung bei Brammen noch keine gute Mitte, weil sich maschinentechnische Faktoren überlagern. In der Literatur^{16,25} sind Seigerungsprofile für Brammen, die mit hoher Überhitzung für weitgehend gerichtete Erstarrung und die mit niedrigerer Gießtemperatur für globulitische Mittenausbildung vergossen wurden, beschrieben. Beide Erstarrungsstrukturen zeigten eine fast seigerungsfreie Mitte, wenn die Strangstützung gut war, d. h. die Ausbauchung des Strangs gering war. Umgekehrt wurde bei einer schlechten Strangstützung eine stark seigernde Mitte beobachtet. Die Strangstützung ist gegenüber der Erstarrungsstruktur ausschlaggebend. Diese Behauptung wird durch die **Abbildung 2-10** unterstützt, die den Einfluss der Ausbauchung auf die Seigerung zeigt. In der Abbildung sind die Gefüge und die Konzentrationsprofile für Kohlenstoff und Schwefel dargestellt. Es ist erkennbar, dass eine ohne Ausbauchung abgegossenen Stranghälfte (**Abbildung 2-10a**), trotz des bis zur Mitte reichenden gerichteten Gefüges, praktisch keine Mittenseigerung vorhanden ist. In dem „normal“ vergossenen Strang (**Abbildung 2-10b**) hingegen ist eine ausgeprägte Mittenseigerung, gekennzeichnet durch eine steile Konzentrationsspitze und flache Minima an beiden Seiten, erkennbar.

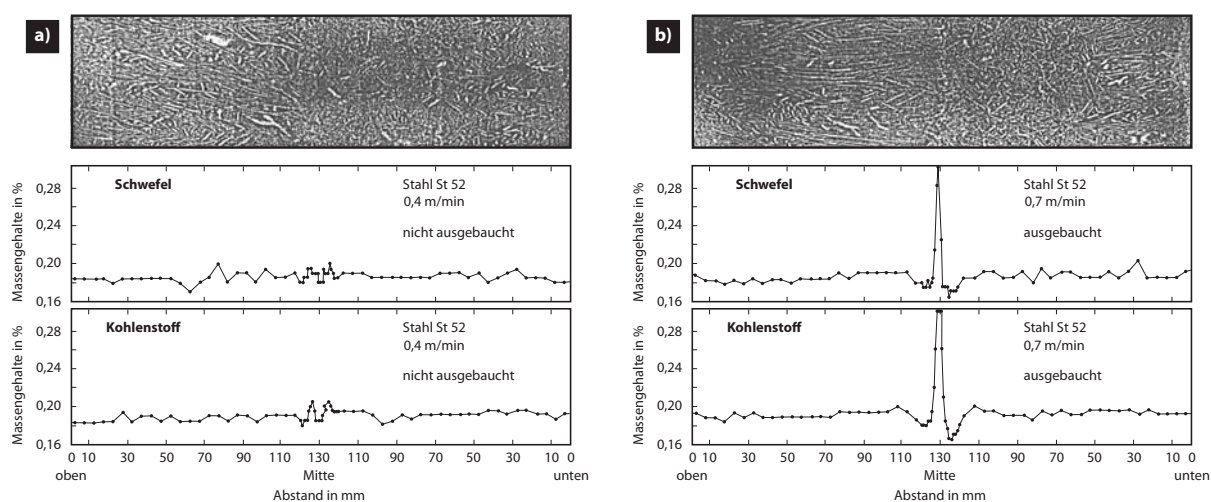


Abbildung 2-10.: Erstarungsgefüge sowie Kohlenstoff- und Schwefelverteilung über den Brammenquerschnitt bei gerichteter, dendritischer Erstarrung: a) keine Ausbauchung, b) Ausbauchung¹⁶

Wünnenberg und Jacobi²⁶ führten eine spektroskopische Bestimmung der Kohlenstoffseigerung in Brammenmitte bei globulitischer Erstarrung durch. In **Abbildung 2-11a** ist die Mittenausbildung aufgrund des schlechten Maschinenzustandes nicht ideal, hingegen zu **Abbildung 2-11b** ideal ausgebildet (*siehe nächste Seite*).

Die in **Abbildung 2-11a** dargestellte Erstarrungsstruktur für nicht idealer Mittenausbildung führte zu einem steilen Anstieg der Kohlenstoffkonzentration über eine Breite von ca. 4 mm. In Richtung Unterseite sowie Oberseite der Bramme ist die Streuung der Einzelwerte gering, weil die Mikroseigerung nicht mit erfasst wird. Die an die Mittenseigerung direkt angrenzenden Bereiche sind aufgrund der Saugströmung, die Restschmelze aus den dendritischen Zwischenräumen in die Mitte transportiert, an Legierungselementen relativ verarmt. Die Erstarrungsstruktur in **Abbildung 2-11b** weist auf einen befriedigenden Maschinenzustand hin. Jedoch steigt die Kohlenstoffkonzentration über die Breite von ca. 8 mm an und hat die übliche Verteilung einer Mittenseigerung. Der Grund des Seigerungsanstieges sind lokale Inseln (Bereiche mit erhöhter Konzentration) im Gefüge. Die Bereiche direkt neben der Mittenseigerung weisen auf Saugströmungen zur Mitte hin, die die Volumenänderung ab der Sumpfspitze ausgleichen. Wünnenberg und Jacobi²⁶ verdeutlichen damit, dass eine gewisse Mittenseigerung wegen der Naturgesetze nahezu unvermeidlich scheint. Trotzdem ist der Maschinenzustand und das Maschinendesign der Stranggießanlage entscheidend für Ausbildung der Mittenseigerung. Ein guter Maschinenzustand wird durch Kontrolle der Maulweite und Rol-

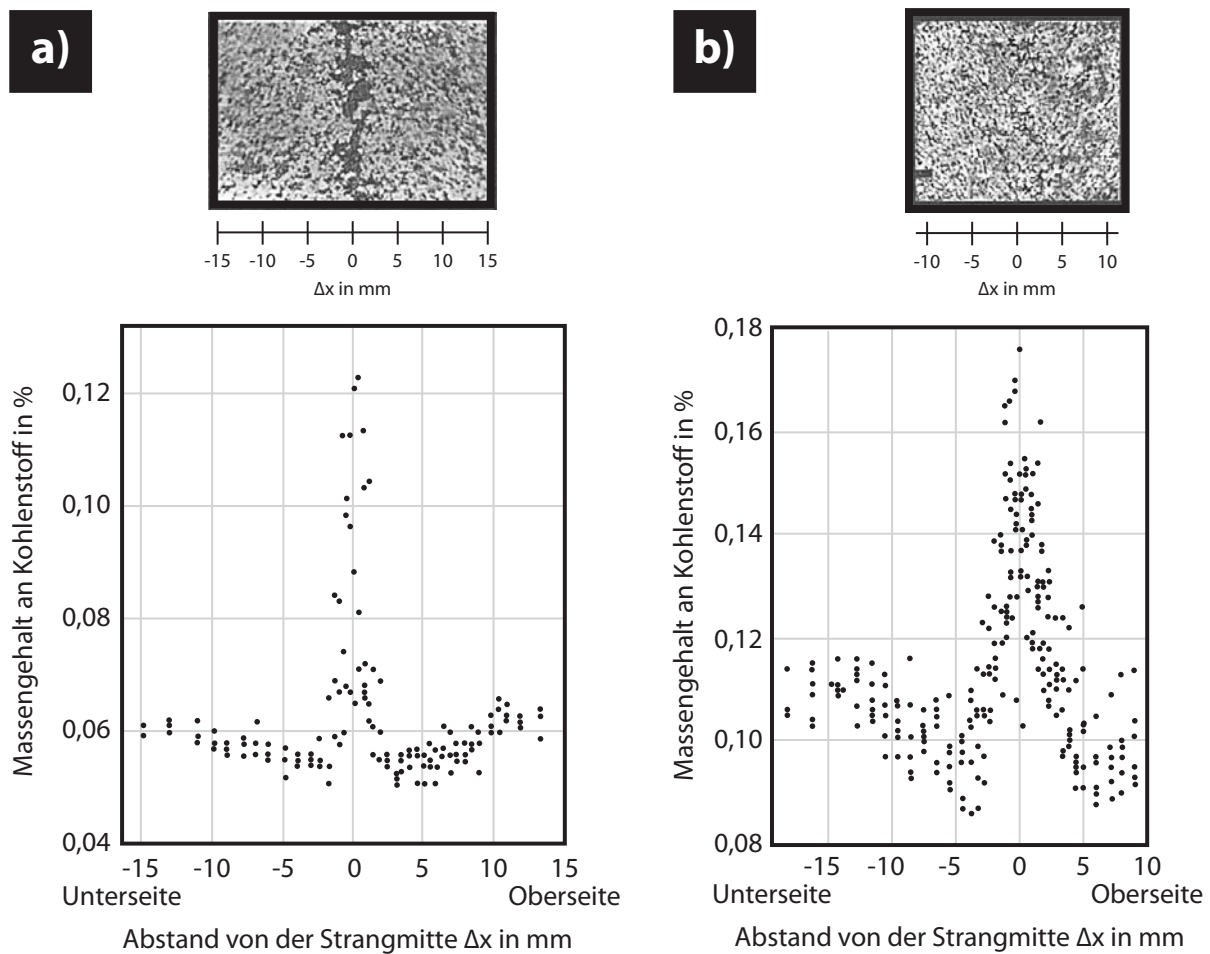


Abbildung 2-11.: Spektroskopische Bestimmung der Kohlenstoffseigerung in Brammenmitte bei
a) nicht idealer und b) idealer Mittenausbildung²⁶

lenschlägen sowie die Ausrichtung der Strangführungsbahnen erreicht. Im hinteren Teil der Ausziehmaschine ist besondere Sorgfalt geboten, um zusätzlich unternommene Maßnahmen zur Erzeugung von globulitischem Gefüge (kaltes Gießen, elektromagnetisches Rühren) nicht sinnlos zu machen. Stabilisierungsmaßnahmen der Strangschale gegen Ausbauchung an der Sumpfspitze wie z. B. eine Verringerung der Rollenabstände führen zu einer verbesserten Ausbildung der Mittenseigerung. Ogibayashy et al.^{18,19} beschreiben eine Verringerung der Mittenseigerung, ausgelöst durch Rollendurchbiegung, indem geteilte Rollen verwendet werden. Als „Soft Reduction“ wird ein Zusammendrücken des Stranges im Bereich der Sumpfspitze bezeichnet. Dabei wird nicht allein die Maulweite der Strangschumpfung angepasst sondern es wird zusätzlich eine bestimmte Verformung vorgenommen, um die Strangschalen aufeinander zu pressen. Entscheidend dabei ist, dass die Querschnittsverminderung im Bereich der Sumpfspitze erfolgt, was wiederum eine exakte Bestimmung der Lage der Sumpfspitze erfor-

dert. Tate et al.²⁷ veröffentlichte Forschungsergebnisse, wodurch mit „Soft Reduction“ die Höhe der Seigerung verringert wurde. Yim et al.²⁸ beschrieben durch eine Serie von Versuchen die Auswirkung von unterschiedlichen Gießgeschwindigkeiten auf die Mittenseigerung mit „Soft Reduction“. Als Maß wurde der Flächenanteil der Phosphorseigerung in Prozent herangezogen, der bei einer bestimmten Gießgeschwindigkeit ein Minimum aufwies. Basierend auf diesem Zusammenhang wurden unter Abschnitt 5.2.2 ähnliche Untersuchungen vorgenommen, um optimale Fahrweisen für Stranggießanlagen mit „Soft Reduction“ zu erstellen.

Nachdem in den voran gegangenen Abschnitten die Entstehung und die Beeinflussung von Mittenseigerung beim Brammenstrangguss beschrieben worden sind, wird im folgenden Abschnitt 2.3 die Möglichkeiten einer Bewertung der Mittenseigerung diskutiert. Dabei werden jene Möglichkeiten zur Bewertung herangezogen, die der voestalpine Stahl GmbH zur Verfügung stehen.

2.3. Bewertungsmöglichkeiten von Mittenseigerung

Die Bewertung von Mittenseigerung (Makroseigerung) kann mittels verschiedener Methoden durchgeführt werden. Die vorliegende Arbeit beschränkt sich auf jene Methoden, die bei der voestalpine Stahl GmbH verwendet werden bzw. Verwendung finden soll (OES-PDA). Hauptkriterien für die Auswahl einer Methode sind die Genauigkeit, der Zeitfaktor und die Kosten. Anschließend werden drei Methoden beschrieben und die Vor- und Nachteile erörtert.

2.3.1. Ätzverfahren

Die hier beschriebenen Ätzverfahren²⁹ gelten für eine makroskopische Betrachtung, die einen Vergrößerungsbereich von natürlicher Größe bis zur starken Lupenvergrößerung von etwa das 20- bis 30-fache aufweisen. Die geringe Vergrößerung gestattet den Einsatz von stark aggressiven Ätzmitteln, den sogenannten Makroätzmitteln. Das durch Makroätzmittel entstanden Übersichtgefüge werden Guss-, Walz-, Schmiedetexturen und Seigerungen erkennbar. Makroskopische Ätzverfahren ermöglichen durch geringem Arbeitsaufwand viele Aussagen über Werkstoffzustand, Herstellungs- und Verarbeitungsfehler. Die Makroätzung wird in Tiefätz-, Flächenätz-, und Abdruckverfahren unterteilt:

Bei *Tiefätzverfahren* werden hauptsächlich Schwefelsäure, Salzsäure oder Mischungen in ver-

schiedenen Konzentrationen verwendet. Im Tief-ätzbild erscheinen die mit Phosphor und Schwefel angereicherte Stelle dunkler als die an diesen Elementen ärmeren Bereiche.

Flächenätzverfahren arbeiten gegenüber den Tiefätzverfahren mit feiner präparierten Schliifflächen und mit milderem Mitteln und lassen deshalb Einzelheiten besser hervortreten oder überhaupt erst sichtbar werden. Die dafür verwendeten Ätzlösungen können gleichzeitig für den Nachweis von Seigerungen dienen. Für die Verteilung von z. B. Phosphor im Stahl gibt es spezielle Ätzmittel (neutrale, saure und nicht kupfersalzhaltige Lösungen), die das Primärgefüge und zugleich ein Bild der Phosphorseigerung liefern.

Bei den *Abdruckverfahren* werden Methoden für den Nachweis von Sulfiden (Schwefelverteilung) und von Oxiden (Oxidverteilung) im Stahl angewendet. Schwefelverteilungen können am einfachsten durch das bekannte Verfahren von Baumann (Baumannabdruck) aus dem Jahre 1906 nachgewiesen werden. Das Prinzip verwendet nicht ausfixiertes gewöhnliches Fotopapier, welches bei Tageslicht mit verdünnter Schwefelsäure getränkt und die überschüssige Säure abgetupft wird. Auf dieses bearbeitete Fotopapier wird die vorgeschliffene und entfettete Probenseite für ca. zwei Minuten hinauf gepresst. Ein Verrutschen von Papier oder Probe muss unbedingt verhindert werden. Anschließend wird das Papier kurz abgespült, fixiert, gewässert und getrocknet. Oxidverteilungen werden durch Gelatinepapier oder Zellophan mit den dazugehörigen Lösungen erkennbar gemacht.

Die voestalpine Stahl GmbH verwendet ein Tiefätzverfahren mit einer hochkonzentrierten Salzsäurelösung (38 Vol.-% HCl).³⁰ Salzsäure ist eine stark ätzende und giftige Säure, die für Menschen gesundheitsschädlich ist und Laboreinrichtungen stark in Mitleidenschaft zieht. Während der Entstehung dieser Arbeit wurde auf Ammoniumpersulfat als Ätzmittel umgestellt. Die für diese Arbeit angefertigten Ätzbilder unter Abschnitt E.2 wurden mit Ammoniumpersulfat nach der Vorgehensweise nach Abschnitt 5.1.4 erstellt.

Alle beschriebenen Ätzverfahren haben als gemeinsames Ergebnis ein optisches Bild mit einer Konzentrationsverteilung von einem oder mehreren Elementen. Bei der voestalpine Stahl GmbH wird durch die erwähnte Tiefätzung die C/Mn-Seigerung sichtbar gemacht. Aus diesem Bild soll als Qualitätsmerkmal von Brammen eine Qualitätskennzahl (Seigerungskennzahlindex) bestimmt werden. Die Kennzahl besteht aus der Seigerungsintensität und aus der Ausbildungsform (Seigerungstyp) der Seigerung. Der Kennwert für die Seigerungsintensität liegt zwischen 0 und 1,6. Der Seigerungstyp wird in punktförmige (Typ A), linienförmige (Typ B) oder in eine Mischform aus punkt- und linienförmig (Typ AB) unterteilt. Die Zuordnung der

Seigerungsintensität und der Ausbildungsform einer untersuchten Probe wird durch einen optischen Vergleich mit Standards (Richtreihen) erreicht.^{30,31}

Die Vorteile dieser Methode sind eine schnelle Durchführung von relativ großen Proben mit niedrigen Kosten. Die großen Nachteile sind aber, dass die Erkenntnisse über die Mitten-seigerung ungenau und ungenügend reproduzierbar sind. Die optische Auswertung des Ätzbildes erfolgt durch den Materialprüfer, wodurch die Prüfergebnisse personalabhängig werden. Eine Beurteilung durch Bildanalyse, sofern möglich, bringt eine kleine Verbesserung. Das Arbeiten mit Ätzlösungen ist gefährlich und erfordert ein dementsprechend ausgerüstetes Labor und spezielle Fachkenntnisse des Personals. Ein weiter schwer vorhersehbarer Einfluss auf das Ätzbild ist die Veränderung des chemischen Angriffspotentials des Ätzmittels über die Zeit.³² Einerseits hervorgerufen durch die Legierungszusammensetzung des Stahls und andererseits durch die Anzahl an Proben, die auf ein Ätzbad kommen. Die Probenvorbereitung ist relativ einfach und schnell.

Die angeführten allgemeinen Nachteile von Ätzverfahren führten zu Überlegungen, Methoden anzuwenden oder zu entwickeln, die zu einem verbessertes Ergebnis führen.

2.3.2. Mikrosondenuntersuchung

Eine mögliche Methode ist die Untersuchung der Konzentrationsverteilung über eine Elektronenstrahlmikrosonde (EMS), die künstliche Anregung von Elektronen zur chemischen Analyse einer Probe nutzt. Die voestalpine Stahl GmbH verwendet seit einigen Jahren eine Anlage des Typs CAMERA SX-100 mit 5 WD X-ray Spektrometer. Stark vereinfacht beschrieben, funktioniert die Methode folgendermaßen: Die zu messende Probe wird poliert und anschließend eine leitende Schicht aufgedampft. Zur Messung wird ein stark fokussierter Elektronenstrahl auf die Probe gerichtet, die auf einer beweglichen Bühne montiert ist. Der auftreffende Elektronenstrahl regt die Elektronen der Probenatome an. Dabei handelt es sich um ein Hin- und Herspringen der Elektronen zwischen atomkernnahen und -fernen Bahnen, wodurch diese eine charakteristische Röntgenstrahlung emittieren. Wellenlänge und Energie der emittierten Röntgenstrahlung wird für die Bestimmung der Elemente und Konzentrationen herangezogen. Bei der wellenlängen-dispersiven Analytik (WDS) werden sehr niedrige Nachweisgrenzen (30 ppm) erreicht, jedoch können mehrere Elemente nicht gleichzeitig analysiert werden. Neben der Einzelpunktanalyse bietet die Elektronenstrahlmikrosonde auch die Möglichkeit, die Verteilung chemischer Komponenten über eine bestimmte Fläche zu kartieren. Dabei werden in

einem Raster einzelne Elemente oder die Gesamtzusammensetzung der Probe analysiert und dann als Elementverteilungskarten (-bilder) ausgegeben. Eine solche Karte wird auch „concentration mapping“ genannt und ist z. B. in **Abbildung 4-1** und **Abbildung 5-3** dargestellt. Der große Unterschied gegenüber den Ätzverfahren ist jener, dass diese Bilder mit Werten hinterlegt sind und somit es möglich ist, mathematische, reproduzierbare Qualitätskennwerte (Seigerungszahlen) über Auswertalgorithmen zu bestimmen. Zur Rasterung in kleinen Schritten (unter $1\ \mu\text{m}$) wird einfach der Elektronenstrahl über die Probe bewegt, für gröbere Raster wird die Probe selbst schrittweise unter dem Strahl verschoben. So können Inhomogenitäten im Bereich von wenigen Mikrometer bis einigen Zentimeter untersucht werden.

Über die Mikrosondenmessungen werden Ergebnisse über die maximale Konzentration c_{max} , die mittlere Konzentration c_0 und die minimale Konzentration c_{min} der einzelnen Elemente ermittelt. Aus diesen Ergebnissen können die Seigerungskoeffizienten $\frac{c_{max}}{c_{min}}$, $\frac{c_{max}}{c_0}$ und $\frac{c_{min}}{c_0}$ für die Kristallseigerung und die Mittenseigerung berechnet werden. Die Stärke der Seigerung ist stahlsortenabhängig. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt und mit steigender Konzentration der einzelnen Elemente nehmen die Seigerungskoeffizienten in der Bramme bei vergleichbaren Gießbedingungen zu. Aus den Elementarverteilungsbildern kann zusätzlich die Form, die Ausrichtung und die Abstände der Primär- und Sekundärdendriten bewertet werden.^{30,31}

Der Vorteil dieser Methode ist die Fähigkeit der Analyse von extrem kleinen Bereichen, bis zu einem Durchmesser von einem μm . Die Nachteile liegen im hohen Zeitaufwand von mehreren Stunden in Abhängigkeit von der Anzahl der Elemente und den teilweise damit verbundenen hohen Kosten. Ein weiterer Nachteil ist die von der verwendeten Anlage abhängige Begrenzung der Probengröße nach oben hin mit $40 \times 40 \times 16\ \text{mm}$. Da Makroseigerungen in Brammen quer von einem zum anderen Erstarrungsdreieck verläuft und diese auch über die ganze Brammenlänge vorhanden sind, ist es äußerst problematisch auf die Seigerung einer Charge/Schmelze anhand einer üblichen Probengröße von $6 \times 6\ \text{mm}$ zu schließen. Größere Probenflächen, sofern es anlagentechnisch realisierbar ist, würden zu einem noch höheren Zeitaufwand und zu einer weiteren Steigerung der Kosten führen.^{30,31}

Die Mikrosondenuntersuchung ist keine, während der Produktion einsetzbare Alternative zu den Ätzverfahren. Diese Methode kann aber aufgrund ihrer Genauigkeit für eine Verifikation von anderen Methoden zur Bestimmung von Mittenseigerung eingesetzt werden. In der vorliegenden Arbeit wird diese dazu verwendet, um die nachfolgende, favorisierte Methode OES-PDA gegenüber zustellen.

2.3.3. OES-PDA

OES-PDA ist eine Prüfmethode zur Seigerungsbeurteilung und bedeutet "Optical Emission Spectrometry with Pulse Discrimination Analysis Mapping". Die optische Emissionsfunken-spektrometrie (OES) ist die wichtigste analytische Methode zur Bestimmung der Elementkonzentrationen in Stahlproben. Die neue Technik der Einzelfunkenanalyse (PDA) ermöglicht es erst eine genaue Analyse von Makroseigerungen³³ und Einschlüssen.^{34,35} Der wesentliche Vorteil dieser Methode sind die unter einer Stunde vorliegenden reproduzierbaren, quantitativen Ergebnisse, erläutert in folgenden Kapitel unter Abschnitt 3.2. Im Vergleich zu den Ätzverfahren und der angewendeten Mikrosondenuntersuchung ist bei OES-PDA ein Erfassung aller Elemente gleichzeitig möglich. Aus diese sogenannten „Rohdaten“ können über einen Auswertalgorithmus, der in Kapitel 3 unter Abschnitt 3.3 beschrieben ist, Seigerungskennzahlen ermittelt werden.^{30,31}

Abbildung 2-12 zeigt zusammenfassend die Beurteilung der Prüfverfahren nach Kosten, Prüfzeit und Aussagewert.

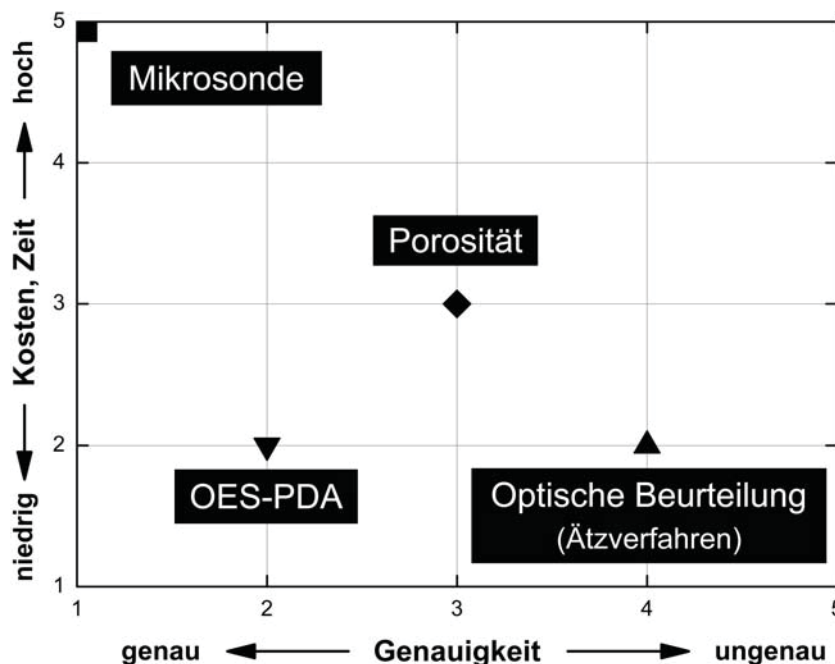


Abbildung 2-12.: Beurteilung der Prüfverfahren nach Kosten, Prüfzeit und Aussagewert^{31,32}

Der Beurteilungsschlüssel ist an das Notensystem angelehnt, d. h. die Zahl eins steht für „sehr gut“ und steigt bis fünf für „nicht genügend“ an. Es ist die Genauigkeit der Methode über den

Kosten bzw. der Zeit, die voneinander abhängig sind, aufgetragen. Aus der Abbildung ist zu entnehmen, dass die Bewertung von Makroseigerung mit der Mikrosonde sehr genau (1) ist, aber zeitintensiv (langsam) und hohe Kosten verursacht (5). Die optische Beurteilung anhand von Ätzbildern ist wesentlich ungenauer (4), jedoch ist der Kosten- und Zeitfaktor dementsprechend niedriger. Dazwischen ist die Beurteilung von Makroseigerungen über die Porosität^{32,36} angesiedelt. Die Porosität ist die Anzahl der Poren dividiert durch das geprüften Volumen und wird mit der Ultraschallmethode ermittelt. Genauigkeit und die Kosten bzw. Zeit halten sich die Waage von (3). Die OES-PDA Prüfung vereinigt eine gute Genauigkeit (2) mit einem guten Kosten-, Zeitfaktor (2). Sie ist im jeweiligen Vergleich exakt, schnell und kostengünstiger. Aus diesen Gründen entschied die voestalpine Stahl GmbH die Beurteilung von Makroseigerung über die Bewertungsmöglichkeit OES-PDA zukünftig durchzuführen.^{30,31}

2.4. Zusammenfassung

Die hauptsächliche Ursache von Mittenseigerung beim Brammenstrangguss ist die Bewegung (Strömung, Konvektion) der an Legierungselementen angereicherten Restschmelze während der Erstarrung. Die Bewegungsvorgänge werden durch Erstrarrungsschrumpfung und durch Volumenvergrößerungen bedingt durch die Kompromisse in der Strangstützung (mechanische Faktoren) ausgelöst. Die Konzentrationsverläufe der festen und flüssigen Phase während der Erstarrung können durch Makroseigerungsmodellen mit unterschiedlichen Randbedingungen und Erstarrungsfronten beschrieben und berechnet werden. Mittenseigerung kann durch Senkung von leicht seigernden Elementen (z. B. Schwefel und Phosphor), durch die Erstarrungsstruktur (Kühlung bzw. Überhitzung) und durch die Verringerung der Strömung in Brammenmitte (Maschinenzustand, -design und „Soft Reduction“) positiv beeinflusst werden.

OES-PDA ist gegenüber Ätzverfahren und Mikrosondenuntersuchung eine effiziente Bewertungsmöglichkeit der nahezu immer vorhandenen Mittenseigerung in Brammen. Aufgrund der guten Genauigkeit vereinigt mit einem guten Kosten-, Zeitfaktor soll zukünftig die Beurteilung von Mittenseigerung bei der voestalpine Stahl GmbH mit der OES-PDA Methode durchgeführt werden.

3. Analysemethode ATLAS

Im vorigem Kapitel wurden Möglichkeiten zur Bewertung von Seigerungen in Brammen beschrieben und die Vor- und Nachteile gegenübergestellt. Die Bewertungsmöglichkeit OES-PDA wurde dabei favorisiert und bei der voestalpine Stahl GmbH automatisiert. Das Ergebnis der vorläufigen Automatisierung, von Messung der Probe bis zur Bestimmung von Seigerungsfaktoren, ist die sogenannte Analysemethode ATLAS. Die Abkürzung ATLAS steht für Automatic line scans for analysis of segregation. Die Anlage kann Messungen von 100 cm² innerhalb von wenigen Minuten durchführen und ist sehr bedienungsfreundlich.

Der Aufbau der Anlage und die Funktionsweise der dabei verwendeten Einzelanlagenteile wird im folgenden Abschnitt 3.1 kurz besprochen. Anschließend wird im Abschnitt 3.2 beschrieben, wie und mit welchen Parametern eine Standardmessung mit ATLAS durchgeführt wird. Das Ergebnis der Einzelfunkenauswertung sind Rohdaten, die Informationen über mehrere tausend Einzelfunken der gemessenen Elemente enthalten. Im Abschnitt 3.3 wird die Bestimmung von Seigerungsfaktoren für Makroseigerungen in Brammen detailliert erklärt. In der vorliegenden Arbeit wird unter Standardmessung ein mit ATLAS immer gleich durchgeführter Prozess von der Probennahme über die Messung bis zur Bestimmung der Seigerungsfaktoren verstanden. Eine Ziel dieser Arbeit ist die Messsystemanalyse der vorgestellten Analysemethode, die unter Abschnitt 3.4 vorgenommen wird. Wichtige Punkte sind die Reproduzierbarkeit, die Auswirkung von Einschlüssen (MnS) und die Anteilsverteilung von ausgewählten Seigerungsfaktoren A_{tot} . Im Kapitel 4 werden die Ergebnisse von ATLAS einer Mikrosondenuntersuchung gegenübergestellt. Nach der Beschreibung der Methode und Durchführung einer Messsystemanalyse, die eine Verifikation durch Mikrosondenuntersuchungen erfuhr, konnte in Kapitel 5 Verläufe von Makroseigerungen in Brammen untersucht werden. Bevor eine Untersuchung in Gießrichtung durchgeführt wurde, wurde der Einfluss unterschiedlicher Probenlage in der Bramme auf

den Seigerungsfaktor überprüft. Die anschließenden Ergebnisse einer Makroseigerungsuntersuchung über die Brammenbreite wurden mit dem Rollenteppich der Stranggießanlage in Beziehung gebracht. Ein langfristiges Ziel ist es, den Seigerungsfaktor als ein weiteres Merkmal für die Qualitätseinteilung von Brammen zu verwenden. Aus diesem Grund ist es notwendig, den Seigerungsfaktor zu klassifizieren. Dafür wurde auf Grundlage von Messdaten, in Kapitel 6 Bereiche für einzelne Stahlgruppen und -sorten definiert, indem der Seigerungsfaktor akzeptable Werte annimmt. Abschließend soll der Nachweis von Korrelationen zwischen den A_{tot} Werten der seigernden Elemente Mangan, Phosphor, Titan und Niob erbracht werden.

3.1. Aufbau der Anlage

Die Anlage hat einen modularen Aufbau und ist ein Prototyp, der laufend verbessert und weiterentwickelt wird. Der beschriebene Aufbau der Anlage bezieht sich auf den Entstehungszeitraum dieser Arbeit und ist in **Abbildung 3-1** dargestellt. ATLAS besteht aus den fünf folgenden Einzelanlagenteile mit den dazugehörigen Treibern und Bedienungssoftware:

- OE-Funkenspektrometer mit Einzelfunkenauflösung (OES-PDA System)
- Roboter für die Manipulation der Proben
- Probenrack für bis zu 20 Proben
- Sensor zur Bestimmung der Probenabmessungen
- Reinigungsmodul für die Elektrode

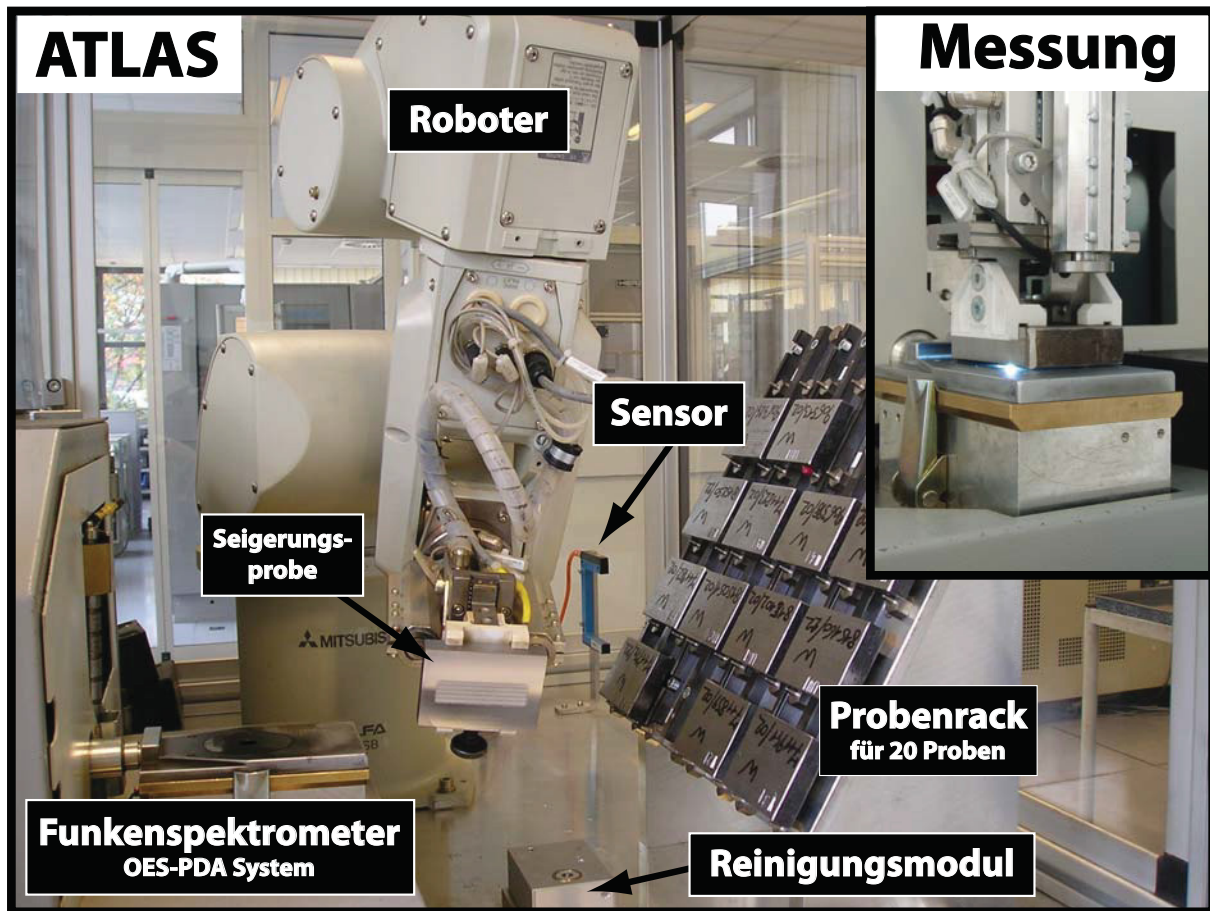


Abbildung 3-1.: Aufbau von ATLAS

Der Roboter erlaubt eine schnelle und flexible Probenmanipulation und in Kombination mit Sensor und Probenrack eine Vollautomatisierung des Systems. Abhängig von der Messart beträgt die Analysenzeit zwischen 5 und 10 min. Alle Probenabmessungen, die ins Probenrack passen, können automatisiert gemessen werden, bis hin zu Blechproben mit einer Dicke von 5 mm. Die neueste Entwicklung ist das Reinigungsmodul, womit zu jedem gewünschten Zeitpunkt die Elektrode gesäubert werden kann. Die Software, die die Anlage steuert und kontrolliert, wurde von der voestalpine Stahl GmbH entwickelt. Der modulare Aufbau ermöglicht, dass alle Kundenanforderungen wie neue Probengeometrien oder analytische Aufgabenstellungen leicht realisiert werden können, um das Leistungsspektrum zu erweitern. Die Usersoftware ist übersichtlich und leicht verständlich aufgebaut, sodass nur kurze Einschulungszeiten notwendig sind.

Die Probenentnahmestelle aus der Bramme, die Vorbereitung der Probe und wie die Standardmessung durchgeführt wird, ist im folgenden Abschnitt 3.2 beschrieben.

3.2. Messung von Seigerungsproben

Die Messung von Seigerungsproben wird in drei Schritten, Probennahme, Probenpräparation und Intensitätsmessung, unterteilt:

Der *erste Schritt* ist die Probennahme aus der Bramme. Es kann nicht jede Bramme beprobt werden, weil auch Proben für andere Untersuchungen entnommen werden und die Bramme deshalb länger gegossen wird. Momentan wird die Mittenseigerungsbeurteilung hauptsächlich nach der Ätzmethode, die kurz in Kapitel 2 unter Abschnitt 2.3.1 beschrieben ist, durchgeführt. Dafür werden Ätzplatten auf halber Breite in Gießrichtung über die gesamte Dicke herausgeschnitten. Wie **Abbildung 3-2** zeigt, wird auf halber Höhe der Ätzplatte die Seigerungsprobe mit ungefähren Abmessungen von 71 bis 75 mm in der Länge und 50 bis 57 mm in der Breite entnommen. Beim Unter- oder Überschreiten der angegebenen Abmessungen, kann die Probe nicht analysiert werden, weil diese nicht in das Probenrack von ATLAS eingelegt werden kann. Die Dicke der Probe ist von der Ätzplatte vorgegeben und beträgt zwischen 15 und 25 mm. Die Position für die Entnahme der Seigerungsprobe aus der Bramme für die Standardmessung ist immer wie in **Abbildung 3-2** dargestellt, auch wenn keine Ätzplatten untersucht werden.

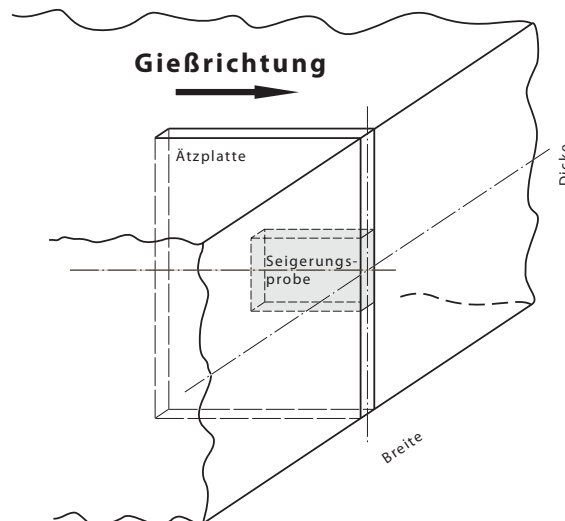


Abbildung 3-2.: Position der Seigerungsprobe in der Bramme für die Standardmessung

Der *zweite Schritt* ist die Präparation der Seigerungsprobe. Die Seigerungsproben werden durch Fräsungen bearbeitet. Entscheidend dabei ist, dass die zwei längeren Schmalseiten zueinander parallel sind und diese wiederum im rechten Winkel zur untersuchenden Probenseite stehen. Nur so kann gewährleistet werden, dass durch den Roboter die Probe parallel (satt) am

Funkentisch aufgelegt und über den Funkentisch bewegt wird. Eine Faserung bzw. Entgratung der Kanten der Oberfläche unterstützt eine ruckfreie Bewegung der Probe über den Funkentisch und somit eine saubere Messung. Im Produktionsprogramm der voestalpine Stahl GmbH gibt es eine Vielzahl von Stahlsorten, die nicht alle mit den gleichen Fräseinstellungen bearbeitet werden können. Deshalb werden die Proben nach dem Kohlenstoff- und/oder Chromgehalt in „W“ für „weich“ und „H“ für „hart“ unterteilt. Proben mit einem Kohlenstoffgehalt von unter 0,25% und/oder einem Chromgehalt von unter 0,30% werden als „weich“, alle anderen als „hart“ bezeichnet. Bei der Standardmessung wird die gleiche Probe drei mal gemessen und dazwischen wird die Oberfläche mit den Messpunkten (-linien) abgefräst. Nach der Oberflächenbearbeitung soll kein Einfluss der vorangegangenen Messung auf die nachfolgende Messung stattfinden. Basierend auf praktischen Erfahrungen wurde bei „weichen“ Proben eine Abnahme von 0,2 mm und bei „harten“ Proben von 0,1 mm gewählt.

Der *dritte Schritt* ist die Intensitätsmessung der Seigerungsprobe. Nach der Probenvorbereitung werden die Proben ins Probenrack von ATLAS eingelegt. Bei Aktivierung der Anlage werden die einzelnen Proben laut Analyseprogramm mit den eingegebenen Messparameter abgearbeitet. Der Roboter greift die erste Probe aus dem Probenrack, vermisst diese und setzt sie auf den Funkentisch bei der Startposition der ersten Linie auf. Das Funkenspektrometer wird eingeschaltet, und die Probe wird für eine bestimmte Zeit mit konstanter Geschwindigkeit über den Funkentisch bewegt. Danach manipuliert der Roboter die Probe zur Startposition der zweiten Linie, und der Ablauf beginnt von neuem. Dieser Durchlauf wird solange wiederholt, bis die gewünschte Anzahl an Messlinien erreicht ist, bei Standardmessung fünf Linien. Anschließend wird die Probe ins Probenrack zurückgelegt und mit Hilfe des Reinigungsmoduls wird die Elektrode vom Funkenspektrometer gereinigt. Die Messdaten werden für die ausgewählten Elemente gespeichert und die Messung der nächsten Probe kann beginnen. Bei korrekter Bedienung der Anlage voraus gesetzt, läuft der beschriebene Vorgang vollautomatisch ab und es können bis zu 20 Proben auf einmal gemessen werden.

Bei der Standardmessung werden die nachfolgend beschriebenen Messparameter (Positionen, Anzahl der Linien, Vorschub und Messdauer) eingestellt: Die Positionen der fünf Linien sind in **Abbildung 3-3** dargestellt.

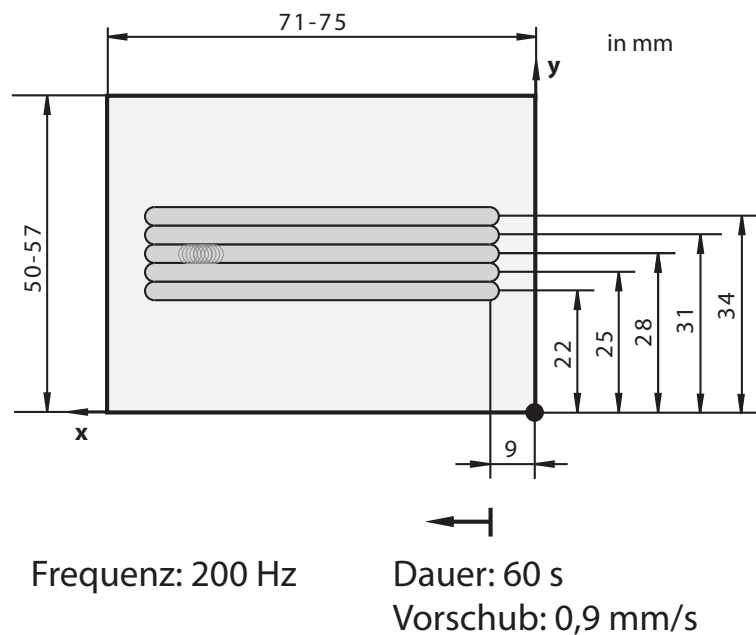


Abbildung 3-3.: Positionen der fünf Linien bei der Standardmessung

Das verwendete Funkenspektrometer setzt 200 Einzelfunken pro Sekunde und kann diese auch detektieren. Die Seigerungsprobe wird mit einem Vorschub von $0,9 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$ über den Funken-tisch bewegt. Bei einer Messdauer von 60 s führt das zu einer Messlinienlänge von 54 mm mit 12 000 Einzelfunken pro Linie und 60 000 Einzelfunken für fünf Linien. Jeder dieser Messpunkte liefert Informationen für jedes detektierbare Element.

Die Messung von Seigerungsproben erzeugt eine enorme Menge an Messdaten. Eine direkte graphische Darstellung ist aufwendig und schwer interpretierbar. Die Bestimmung von einzelnen Seigerungsfaktoren, die auf den gemessenen Daten basieren, sollen vergleichende Aussagen über die untersuchten Proben zu lassen.

3.3. Bestimmung von Seigerungsfaktoren

Die momentan angewandte Methode zur Charakterisierung der Mittenseigerung in Brammen ist die erwähnte Ätzmethode. Durch das Ätzbild wird einerseits die Durchgängigkeit der Seigerung und andererseits die Höhe und Breite der Mittenseigerung durch optische Vergleiche mit standardisierten Tafeln ermittelt. Diese Ergebnisse sind Qualitätsmerkmale der Bramme und sind teilweise nützliche Informationen für die weiterführende Produktion. Die Vor- und Nachteile dieser Methode und der Grund der Notwendigkeit einer anderen Methode zur Bestimmung

der Mittenseigerung in Brammen, ist im Abschnitt 2.3 beschrieben. Bei der Analysemethode ATLAS sind die Ziele ähnlich gesteckt. Dafür ist es notwendig aus der großen Anzahl von Einzelfunken Einzelseigerungsfaktoren zu bestimmen. Der wichtigste Seigerungsfaktor ist A_{tot} , der die Summe aller signifikanten Konzentrationsveränderungen im Messbereich beschreibt.

Im Folgenden wird erklärt, wie mit Hilfe eines Visual Basic Programms die Bestimmung von A_{tot} und H_{max} , der mit A_{tot} eng verknüpft ist, durchgeführt wird:

Abbildung 3-4a zeigt die ungefilterten Intensitäten von Mangan für eine Linie, wie diese direkt aus der Messung einer Probe mit hohen Konzentrationen in der Brammenmitte stammt. Zu Beginn werden die ersten 70 Messpunkte gelöscht, da zu diesem Zeitpunkt noch keine konstanten Messbedingungen vorliegen. Die folgenden 11 832 Messpunkte werden für die Auswertung verwendet, weil die Gesamtzahl der Messpunkte ($\sim 12\,000$) anlagenbedingt leicht schwanken kann. Bei manchen Messungen sind die Messbedingungen nicht optimal und es kann zu schlecht gezündeten Funken kommen. Diese Funken liefern im Vergleich sehr niedrige Intensitäten, können das Ergebnis beeinflussen und werden über eine Abfrage der Grenzintensität von Eisen entfernt. Anschließend werden die Intensitäten mit Hilfe von Kalibrations- und Rekalibrationskurven in Konzentrationen umgerechnet.

In **Abbildung 3-4b** sind die gefilterten und in Konzentrationen umgerechneten Messpunkte dargestellt. Die Abbildung zeigt auch, dass die Seigerung in diesem Fall kein durchgängiges erhöhtes Niveau aufweist, sondern Konzentrationsspitzen an bestimmten Stellen hat. Diese Spitzen, die auch als Flächen angesehen werden können, sind die signifikanten Veränderungen in der Probe, die A_{tot} beschreiben soll. Für die Bestimmung von A_{tot} ist es notwendig, die Werte in den Spitzen zu isolieren. Dafür wird zuerst der Mittelwert aller Messpunkte ermittelt. Ausgehend davon wird eine Grenze eingeführt, die einen bestimmten Prozentsatz über dem Mittelwert liegt, weil der Mittelwert nicht ausreichend ist, um die Konzentrationsspitzen von den gemessenen Grundkonzentrationen unterscheiden zu können. Der Prozentsatz basiert auf Erfahrungswerten von über 500 Proben und ist für jedes Element unterschiedlich. Bei Mangan liegt die Grenze bei 20 % über dem Mittelwert. Dementsprechend hat die Grenze keinen fixen Wert sondern ist von der Konzentration in der Probe abhängig. Ein Vergleich der Proben ist dadurch möglich.

Abbildung 3-4c ist gleich wie **Abbildung 3-4b** nur mit dem Unterschied, dass der Mittelwert mit einer hellgrauen und die darüber liegende Grenze mit einer schwarzen Linie eingezeichnet ist. Es ist auch gut zu erkennen, dass der Mittelwert keine ausreichende Abgrenzung zwischen

Grundkonzentration und Konzentrationspitzen bildet. Für die weitere Bestimmung von A_{tot} einer Linie werden nur die Messpunkte über der Grenze herangezogen. Ausgehend von 11 832 Messpunkten wird der zu untersuchende Bereich bei der Standardmessung in 12 gleich große Felder mit je 986 Messpunkten unterteilt, wie in **Abbildung 3-4d** ersichtlich. Allgemein kann festgehalten werden, dass je kleiner die Felder sind, desto größer der Einfluss von Extremwerten ist. Da das Auswerteprogramm historisch mitgewachsen ist, wird parallel zur Standardmessung eine Auswertung mit 116 und einem ganzen Feld durchgeführt. Nach der Unterteilung wird für jedes Feld eine Summe der Ausreißer gebildet:

$$\blacksquare = \sum_{i=1}^{986} \frac{(c_i - \text{Grenze})}{\text{Grenze}} \quad \text{für } c_i > \text{Grenze} \quad (3-1)$$

Die Gleichung besagt, dass von jedem Konzentrationswert c_i , der über dem Grenzwert liegt, der Grenzwert abgezogen wird. Das Ergebnis des Nenners wird wiederum durch den Grenzwert dividiert um den Einfluss der Grundkonzentration auszuschließen. Das soll in einem Beispiel genauer erörtert werden. Es sollen zwei Proben A und B miteinander verglichen werden. Probe A hat eine Grundkonzentration die zu einer Grenze bei 1 % und Probe B zu einer Grenze bei 2 % führt. Die Seigerung bei einem Messpunkt beträgt bei Probe A 1,1 % und bei B 2,2 %, also beide Punkte weisen eine Konzentrationsanstieg von 10 % auf. Die Berechnung des Nenners von **Gleichung 3-1** führen bei den Proben A und B zu verschiedenen Werten ($A = 0,1$; $B = 0,2$) und sind daher nicht gleich gewichtet. Eine weitere Division durch den Grenzwert ergibt eine gleiche Gewichtung von Probe A und B, nämlich mit 0,1. Die Berechnung nach **Gleichung 3-1** wird für jeden weiteren Konzentrationswert der über dem Grenzwert liegt, durchgeführt und aufsummiert. Maximal kann ein Feld 986 Messpunkte haben.

Abbildung 3-4e zeigt das Ergebnis der oben beschriebenen Summierung. Aus Gründen einer besseren Darstellbarkeit schneidet die Grenze, die linke Ordinate beim Nullpunkt, erkenntlich durch die schwarze Linie bzw. Pfeil. Auf der rechten Ordinate sind die aufsummierten Punkte in Form von geschwärzten Rechtecken eingetragen. Ein Grund für diese Verdichtung der Werte ist auch, dass vereinzelt Extremwerte nur mehr einen abgeschwächten Einfluss auf das Endergebnis haben. Werden in einem Feld zum Beispiel ein Dutzend sehr hohe Werte gemessen, so ist der aus über 900 Einzelwerten gebildete Mittelwert nur leicht erhöht. Ziel dieser Auswertungsmethode ist es, die auftretenden Spitzen mit einem Seigerungsfaktor zu beschreiben. Dafür ist es notwendig, Felder auszuschließen, die keinen signifikanten Beitrag dazu haben. Bei der **Abbildung 3-10d** im Abschnitt 3.4.3 sind alle fünf Linien hintereinander aufgetragen und für jedes der 60 Felder der summierte Wert eingetragen. Bei diesen Abbildungen ist das so-

nannte „Rauschen“ der Werte besser erkennbar. Um das „Rauschen“ auszuschließen wird ein mehrmaliger Ausreißertest durchgeführt, der zu einer weiteren Grenze, der Grenze2, führt.

In **Abbildung 3-4f** ist die Grenze2 für eine bessere Übersicht bei übertrieben hohen Werten eingezeichnet. Ab diesem Zeitpunkt kann über die **Gleichung 3-2** der Seigerungs faktor für eine Linie bestimmt werden.

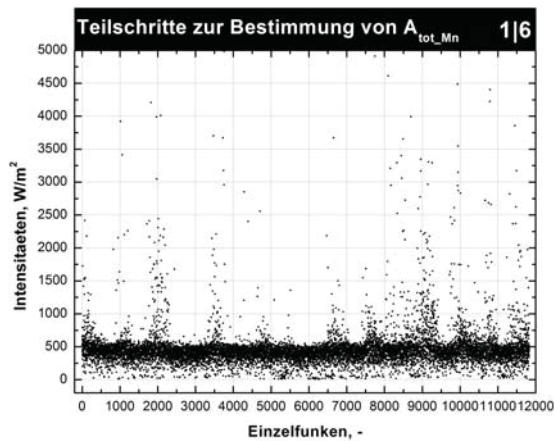
$$A_{totLj_i} = \sum_{m=1}^N \frac{\blacksquare - Grenze2}{N} \quad \text{für 1 Linie (N=12)} \quad (3-2)$$

N steht für die Anzahl an Felder pro Linie, bei der Standardmessung hat eine Linie 12 Felder. Bei dieser Gleichung wird nach der Differenzbildung eine Division durch die Feldanzahl durchgeführt um eine Normierung der Werte zu erreichen. Anschließend werden die Werte, die den schraffierten Bereich in **Abbildung 3-4f** entsprechen, summiert. Zum Schluss wird nach **Gleichung 3-3** der Seigerungs faktor A_{tot} aus der Summe der fünf (Standardmessung) Seigerungs faktoren für eine Linie gebildet.

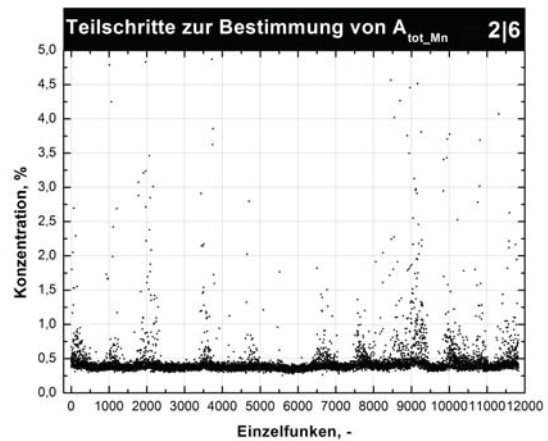
$$A_{tot_i} = \sum_{j=1}^5 A_{totLj_i} \quad (3-3)$$

Wie die oben beschriebene Ermittlung von A_{tot} und die **Abbildung 3-4f** zeigt, kann der Wert als eine Summierung von Teilflächen A_i gesehen werden. Erfolgt diese Summierung gänzlich, vollständig (=total) über die gemessene Proben, so ist es nur naheliegend, dass der Seigerungs faktor A_{tot} heißt. A_{tot} und alle A_{tot} Werte die nur unter bestimmten Einschränkungen gelten, sind dimensionslos definiert. Der A_{tot} Wert kann für jedes gemessene Element bestimmt werden, sofern es einen Prozentwert für die Grenze gibt.

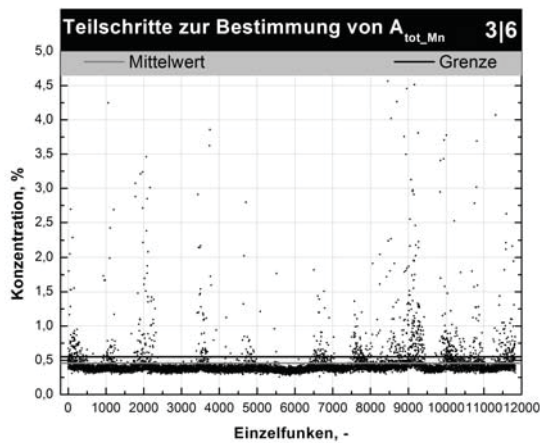
Ein weiterer Seigerungs faktor ist H_{max} , der dem größten Feldeinzelwert zugeordnet wird und in **Abbildung 3-4f** für eine Linie eingezeichnet ist. Über H_{max} wird die Linie mit der größten Seigerung bestimmt und mit $A_{tot.L1}$ bezeichnet. Die Faktoren $A_{tot.L1}$, $A_{tot.L3}$ und $A_{tot.L5}$ werden im Abschnitt 3.4.3 erläutert. Andere Seigerungs faktoren die mitbestimmt werden sind c_{max} und c_{min} . Dabei ist c_{max} als Mittelwert der zehn höchsten Konzentrationen und c_{min} als Mittelwert der zehn niedrigsten Konzentrationen definiert. Die beschriebenen Seigerungs faktoren und die dazugehörigen Zwischenergebnissen werden für jede Messung in Tabellenform gespeichert.



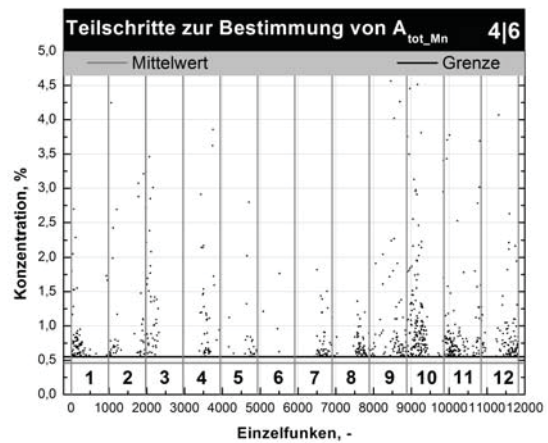
(a) Ungefilterte Intensitäten für ca. 12 000 Messpunkt



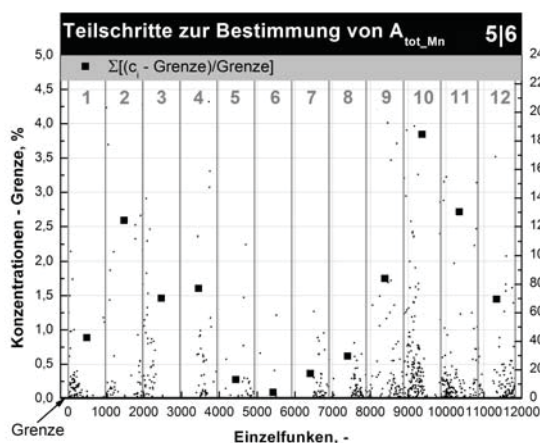
(b) Gefilterte und in Konzentrationen umgerechnete Messpunkte



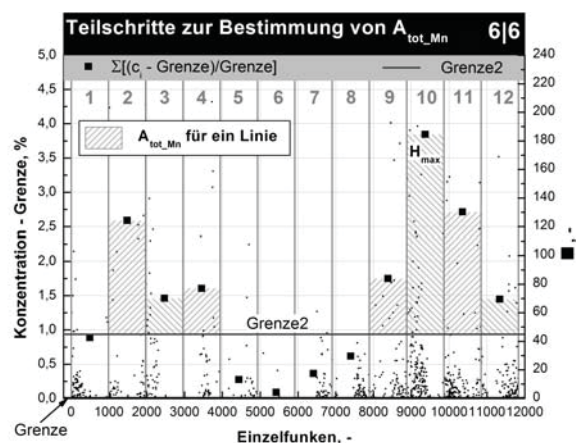
(c) Mittelwertbildung (grau) und bei Mangan die 20% darüber liegende Grenze (schwarz)



(d) Einteilung der Messlinie in 12 gleich große Felder



(e) Ermittlung der Teilbeträge von A_{tot} (A_{totF_k}) für jedes Feld



(f) Felder die für die Bestimmung von Seigerungs-faktoren herangezogen werden (mehrmaliger Ausreißer-test), Grenze2 nur optisch

Abbildung 3-4.: Schrittweise Darstellung der Bestimmung von Seigerungsfaktoren für eine Linie durch Mangan

In diesem Abschnitt ist unter anderem die aufwendige Bestimmung des Hauptseigerungs-faktors A_{tot} detailliert beschrieben worden. A_{tot} , welches die Summe aller signifikanten Konzen-trationsveränderungen im Messbereich widerspiegelt, soll im nächsten Abschnitt untersucht werden.

3.4. Messsystemanalyse

Am Anfang dieser Arbeit stand die Beantwortung der Frage, ob die Analysemethode ATLAS für die Bestimmung von Makroseigerung (Mittenseigerung) in Brammen angewendet werden kann (Methodenvalidierung). Die wichtigsten Anforderungen an die Methode sind die Untersuchung der Reproduzierbarkeit der Seigerungs-faktoren im Abschnitt 3.4.1 und der Nachweis, dass die Methode zu einer Referenzuntersuchung, in dieser Arbeit der Mikrosondenuntersuchung im Kapitel 4, vergleichbar ist. Die Messgrenze der Analysenmethode ATLAS wurde durch ei-ne theoretische Überlegung anhand von MnS-Einschlüssen in Abschnitt 3.4.2 abgeschätzt. Eine weiteres wichtiges Ziel dieser Arbeit ist die Analyse des Seigerungs-faktors, die unter Ab-schnitt 3.4.3 durchgeführt wurde. Eine zentrale Frage dabei war der Einfluss der einzelnen Linien (Einzelseigerungs-faktor) auf den Seigerungs-faktor A_{tot} . Am Schluss dieses Kapitels in Abschnitt 3.4.4 wird die Auswirkung einer vollständigen Überlappung der Messlinien, wenn die Probenoberfläche zwischen den Messungen nicht präpariert wird, untersucht.

Einige Erkenntnisse konnten die Daten aus den Versuchprogrammen für die Reproduzier-barkeit der Seigerungs-faktoren und den Mikrosondenuntersuchungen gewonnen werden. Eine Klassifizierung aber auch die Analyse des Seigerungs-faktors erforderten weitere Daten. In ei-nem Datensatz von März 2006 bis März 2010 sind von allen analysierten Proben die Werte für H_{max} , A_{tot} , $A_{tot.L1}$, $A_{tot.L3}$, $A_{tot.L5}$, C_{max} , C_{min} und Kombinationen dieser von allen messba-ren Elementen vorhanden. Dieser Datensatz enthält über 900 Einträge und benötigte vor der Auswertung eine aufwendige Bearbeitung. In einem späteren Schritt wurden stranggussgieß-spezifische Daten wie Anlage, Breite und Dicke der Bramme, Gießgeschwindigkeit, Art der Soft Reduction, usw. ergänzt. Aufgrund der Anzahl der vorhandenen Daten für einzelne Stahl-gruppen ist es sinnvoll die Auswertung auf sauergasbeständige Stähle und für Vergleiche auf TRIP-Stähle zu beschränken. Die sauergasbeständigen Stähle haben eine ungefähre Zusam-mensetzung von 0,03 % C, 0,3 % Si, 1,0-1,7 % Mn, 0,008 % P und sind teilweise mit Niob, Titan, Nickel, Chrom und Kupfer legiert. Gefunden Zusammenhänge zwischen Seigerungs-faktoren

und Parametern aus dem Datensatz fließen während der Beantwortung von Fragen in diese Arbeit laufend ein.

3.4.1. Reproduzierbarkeit der Seigerungsfaktoren

Für die Klärung der Reproduzierbarkeit von Seigerungsfaktoren, wurde ein Versuchsprogramm mit zehn unterschiedlichen Stahlsorten, die alle aus dem Produktionsumfang der voestalpine Stahl GmbH stammen, ausgewählt und analysiert. Die zehn Proben, die mit A1 bis A10 bezeichnet sind, liegen innerhalb eines Kohlenstoffbereichs von 0,002 % C bis 0,54 % C und sind teilweise mit Titan und Niob legiert. **Tabelle 3-I** listet jene Gehalte der Elemente der Serie A auf, die für eine Seigerungsbetrachtung von Interesse sind. Ebenfalls sind in **Tabelle 3-I**, um einen direkten Vergleich zu haben, die Mittelwerte und Standardabweichungen aus zehn Messungen von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} eingetragen.

Tabelle 3-I: Zusammensetzung der zehn Proben in Prozent mit Mittelwerten (MW) und Standardabweichungen (STABW) für A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}

#	A1	A2	A3	A4	A5	A6	A7	A8	A9	A10
C	0,002	0,031	0,041	0,045	0,078	0,157	0,158	0,166	0,167	0,540
Si	0,01	0,32	0,01	0,33	0,09	0,18	0,37	0,37	0,52	0,23
Mn	0,11	1,38	0,22	1,78	1,74	2,21	1,46	1,16	1,92	1,02
P	0,007	0,006	0,007	0,007	0,008	0,007	0,005	0,010	0,009	0,013
S	0,008	0,001	0,006	0,000	0,002	0,000	0,001	0,001	0,000	0,002
Ti	0,063	0,012	0,001	0,012	0,190	0,001	0,003	0,003	0,003	0,002
Nb	0,002	0,027	0,002	0,034	0,026	0,022	0,029	0,023	0,002	0,002
MW A_{tot_Mn}	3,0	2,0	35,0	0,5	2,5	11,1	2,2	13,7	1,5	53,6
STABW A_{tot_Mn}	0,8	1,0	16,4	0,1	0,8	2,5	1,1	4,0	0,6	6,8
MW A_{tot_P}	2,4	7,4	7,6	2,7	15,8	59,3	12,7	53,4	16,4	134,0
STABW A_{tot_P}	0,9	4,5	5,0	0,6	4,2	14,6	3,4	11,2	8,4	20,2
MW A_{tot_Ti}	43,0	58,2	3,7	33,3	29,6	13,8	26,6	49,4	86,4	722,6
STABW A_{tot_Ti}	46,0	33,8	2,6	6,7	30,5	4,3	10,8	25,7	37,6	138,7
MW A_{tot_Nb}	2,5	13,9	3,0	6,9	46,2	219,4	122,0	289,3	3,1	82,0
STABW A_{tot_Nb}	7,9	9,5	6,3	1,4	14,2	77,5	49,6	74,6	4,5	24,3

Die Messung erfolgte wie bei der Standardmessung, jedoch mit dem Unterschied, dass die Proben zehnmal gemessen wurden. Die Proben A1, A2, A3, A5, und A8 wurden nach Abschnitt 3.2 als „weiche“ Proben (W) ($C < 0,25\%$ oder $Cr < 0,30\%$) identifiziert. Bei diesen Proben wurde von Messung zu Messung jeweils 0,2 mm der Oberfläche abgefräst, das zu einem Gesamtabtrag von ca. 2 mm führte. Die anderen fünf Proben, A4, A6, A7, A9 und A10, sind für die Probenpräparation sogenannte „harte“ Proben (H) und erfuhren zwischen den Messungen einen Abtrag von 0,1 mm, insgesamt also ca. 1 mm. Nach der Messung wurde für jede der zehn Ebenen die Seigerungsfaktoren bestimmt und in Diagrammen dargestellt. In **Abbildung 3-5** sind untereinander jeweils die zehn Messungen von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} für eine ausgewählten Probe A2, ein sauergasbeständiger Stahl, dargestellt. Die restlichen Abbildungen befinden sich im **Anhang A.1**.

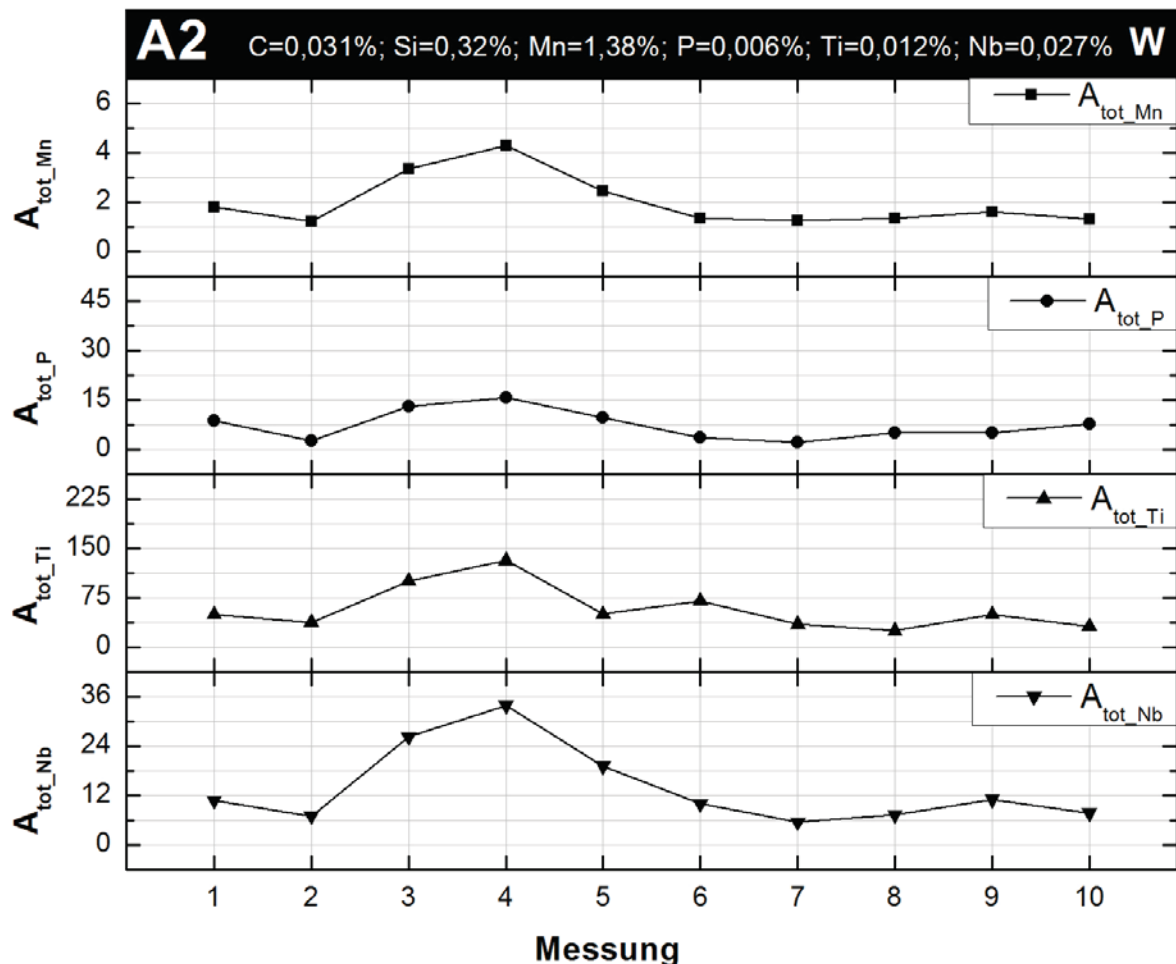


Abbildung 3-5.: Verlauf von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} über 10 Messungen der Probe A2

Die zehn Diagramme zeigen teilweise aufgrund der Zusammensetzungen der Proben unterschiedlichste Verläufe. Auffällig sind in den meisten Diagrammen Spitzen und Senken, die von mehreren Messpunkten und fast immer von allen Seigerungsfaktoren gebildet werden. Besonders markant tritt dieser Umstand in der oben dargestellten **Abbildung 3-5** bei Messung zwei bis sieben auf. Außerdem wird in dieser Abbildung das unterschiedliche Seigerungsverhalten der Elemente anhand der Größe der Seigerungsfaktoren gut wiedergegeben. Der Verlauf von $A_{tot.Mn}$ der Probe A2 hat bei der zweiten Messung ein Minimum von 1,2 und bei der vierten Messung ein Maximum von 4,3. Das bedeutet, dass bei der gleichen Probe innerhalb von zwei Messungen, entspricht einer Abnahme von 0,4 mm, ein Unterschied von 3,1 auftrat. Zwischen Minimum und Maximum liegt ein Faktor von 2,6. Eine derartige Schwankung des Seigerungsfaktors von $A_{tot.Mn}$ konnte bei weiteren Proben der Versuchsserie A, siehe **Anhang A.1**, festgestellt werden. Das Ergebnis einer Analyse der Mittelwertentwicklung in Verbindung mit den Standardabweichungen kann ebenfalls mithilfe von **Abbildung 3-5** beschrieben werden. Der Mittelwert von $A_{tot.Mn}$ nach zehn Messungen liegt bei 2,0. Eine Mittelwertbildung nach bereits drei Messungen hat ein Ergebnis von 2,1. Die Probe A2 steht stellvertretend für die Serie A, bei welcher ebenfalls nach drei Messungen ein Mittelwert erreicht wurde, der sich durch eine weitere Anzahl von Messungen nur kaum verändert. Bei vereinzelt Proben und Seigerungsfaktoren konnte ein aussagekräftiger Mittelwert bereits nach zwei Messungen ermittelt werden. Der vermutete Zusammenhang, dass mit einer höheren Anzahl (>3) von Messungen die Standardabweichung signifikant kleiner wird, konnte nicht bestätigt werden.

Bei Proben mit seigernden Elementen im Spurenbereich kann es zu starken Ausreißern des Seigerungsfaktors, wie bei Niob bei den Proben A1 und A9 im **Anhang A.1**, kommen. Die meisten Ausreißer, egal ob nach oben oder unten, sind nicht stark ausgeprägt. Die Ursache für Ausreißer und die oben beschriebenen Spitzen und Senken können mehrere Gründe haben: Durch die Probenpräparation nach jeder Messung ändern sich auch im geringen Maße die Konzentrationen der Messfläche in der Probe, die wiederum für die A_{tot} Bestimmungen herangezogen werden. Diese Konzentrationsänderung kann sprunghaft erfolgen, wenn die Messung z. B. auf Einschlüsse wie MnS, Ausscheidungen oder auf Mikroseigerungseffekte trifft. Die Frage, welche Konzentrationsänderungen in Form von MnS-Einschlüssen in veränderlicher Stahlmatrix detektiert werden kann, wird durch eine theoretische Überlegung in Abschnitt 3.4.2 behandelt. Einen weiteren Einfluss auf das Messergebnis hat die Probenpräparation selbst. Die Probenoberfläche darf keine Schmiermittelfilme aufweisen, da sonst keine Zündung des

Lichtbogens erfolgen kann. Ein Problem sind dabei Filme die sich aufgrund hervortretender Schmier- und Kühlflüssigkeit aus Poren und Rissen während der Messung bilden. Eine zu raue Oberfläche kann auch zu falschen Messungen führen. Die beschriebenen Phänomene werden teilweise durch das Auswerteprogramm eliminiert, aber bei zu häufigem Auftreten wird die Anzahl der auswertbaren Funken drastisch reduziert und das Ergebnis verfälscht.

Um neben der Reproduzierbarkeit Aussagen über eine mögliche Einteilbarkeit und Qualität von Stahlsorten anhand von A_{tot} Seigerungs-faktoren tätigen zu können, sind die Mittelwerte aus den zehn Messungen mit den Standardabweichungen für jede Probe in **Tabelle 3-I** aufgelistet. Da aufgrund nur geringer Spurenelemente von Titan und Niob in einigen Proben die Seigerungs-faktoren fragwürdig sind, beschränkt sich die Betrachtung einer Einteilbarkeit auf Mangan und Phosphor. Die Mittelwerte von A_{tot_Mn} bewegen sich von 1,5 bis 53,6 und A_{tot_P} von 2,4 bis 134,0. Basierend auf diesen Untersuchungsergebnissen können einzelne Stahlsorten anhand von Seigerungs-faktoren von einander unterschieden und Qualitätsbereiche eingeteilt werden. Wie und die Frage der Korrelation zwischen den Seigerungs-faktoren wird in Kapitel 6 nachgegangen. Die Standardabweichung der Seigerungs-faktoren von A_{tot_Mn} liegen zwischen 12,7 und 52,2% (0,1 und 16,4), für A_{tot_P} zwischen 15,1 und 65,7% (0,6 und 20,2). Die vereinzelt hohen Abweichungen spiegeln die oben genannten Ursachen in abgeschwächter Form wider. Darum ist eine Mittelung von Messungen sinnvoll.

Im nächsten Abschnitt wird die Auswirkung von Einschlüssen auf die Ermittlung der Seigerungs-faktoren theoretisch untersucht. Stellvertretend für alle Einschlusstypen wurde MnS gewählt.

3.4.2. Auswirkung von MnS-Einschlüssen auf A_{tot_Mn}

Im Abschnitt 3.3 wurde erwähnt, dass bei der Bestimmung des Seigerungs-faktors für Mangan eine Grenze von 20 % über dem Mittelwert der Konzentrationen eingeführt wurde. Das bedeutet, dass alle Werte die über dieser Grenze liegen einen Einfluss auf den Seigerungs-faktor haben, die darunter liegenden haben keinen. Aus dieser Tatsache ergibt sich folgende Fragestellung: Wie groß muss das Mangansulfid sein, damit das darin enthaltene Mangan einen Einfluss auf den Seigerungs-faktor hat. Für die Beantwortung dieser Frage wurden Berechnungen angestellt, die als Ergebnis die Erhöhung des Mangangehaltes durch das MnS hat. Beispielhaft soll nun die Berechnung für einen fixen Mangangehalt im Stahl und einer fixen

MnS Größe gezeigt werden. Der Mangengehalt wird mit 0,2% angenommen, d. h. das bei einer Grenze von 20%, Mangankonzentrationen ab 0,24% im Seigerungsfaktor berücksichtigt werden. Der MnS Einschluss wurde als Kugel angenähert und hat für dieses Beispiel einen Durchmesser von 1 μm . Das Analysevolumen wurde als eine Halbkugel mit einem Durchmesser von 25 μm angenommen. Die zwei betrachteten Situationen, A ohne und B mit Einschluss, sind in **Abbildung 3-6** schematisch gegenübergestellt.

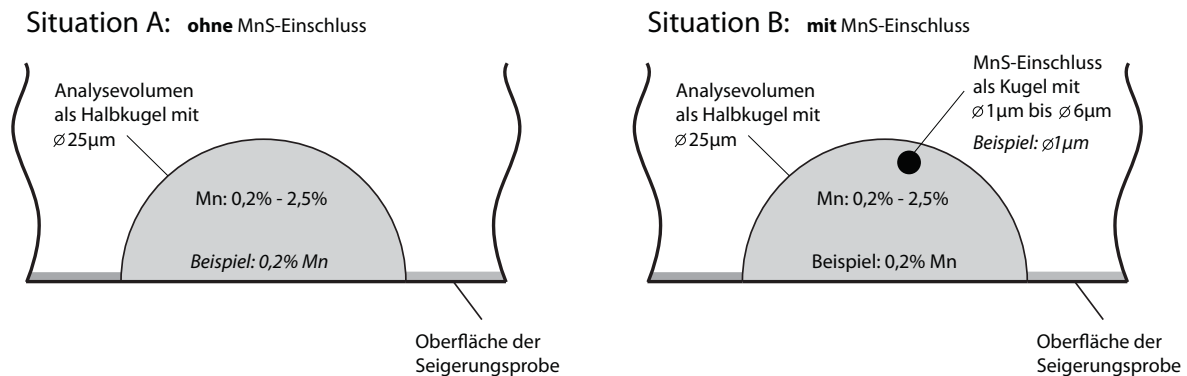


Abbildung 3-6.: Theoretische Betrachtung: Situation A ohne MnS-Einschluss (links); Situation B mit MnS-Einschluss (rechts)

Mit der Gleichung $V_{HK} = \frac{2}{3} \cdot \pi \cdot r^3$ ($r = 12,5 \mu\text{m}$) ergibt sich ein Volumen der Halbkugel von $4090,615 \mu\text{m}^3$. Anschließend wird der Mangengehalt der Halbkugel unter Berücksichtigung des MnS-Einschlusses berechnet. Weiters wird der Mangengehalt im Einschluss ermittelt und durch Addition dieser beiden Werte erhält man den Mangengehalt im Analysevolumen mit Einschluss. Vom Volumen der Halbkugel ($=4090,615 \mu\text{m}^3$) wird das Volumen des kugelförmigen Einschlusses von $0,524 \mu\text{m}^3$ abgezogen. Aus dem so erhaltenen Volumen von $4090,092 \mu\text{m}^3$ wird über die Dichte von Stahl³⁷ $\rho_{St} = 7800 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$ und mit $m = V \cdot \rho$ die Masse der Halbkugel von $31,903 \text{ ng}$ berechnet. Die für dieses Beispiel angenommenen 0,2% Mangan führen zu einer Masse von $0,064 \text{ ng}$ Mangan in der Halbkugel. Die Masse des Einschlusses mit dem Durchmesser von $1 \mu\text{m}$ errechnet sich über das Kugelvolumen ($V_K = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3$) und der Dichte von Mangansulfid³⁷ $\rho_{MnS} = 3,3 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$ mit $0,002 \text{ ng}$. Aus der Masse kann mit Hilfe der Molmassen von Mangan³⁷ ($M_{Mn} = 54,938 \frac{\text{g}}{\text{mol}}$) und Schwefel³⁷ ($M_S = 32,06 \frac{\text{g}}{\text{mol}}$) der Mangengehalt im Einschluss von $0,001 \text{ ng}$ bestimmt werden. Das Ergebnis von $0,001 \text{ ng}$ Mangan wird mit $0,064 \text{ ng}$ Mangan aus der Halbkugel addiert und die Summe von $0,065 \text{ ng}$ Mangan ist jene Menge an Mangan die sich im Analysevolumen befindet. Diese Menge an Mangan wird über die Ge-

samtmasse der Halbkugel in Prozent umgerechnet und kann mit dem Wert ohne Einschluss verglichen werden. Die Gesamtmasse setzt sich aus der Masse der Halbkugel (31,903 ng) und der Masse des MnS-Einschlusses (0,001 ng) zusammen und beträgt 31,904 ng. Damit kann nun der Prozentgehalt von 0,203 % Mangan im Analysevolumen (=Halbkugel mit Einschluss) ermittelt werden. Der Vergleich zwischen der Grenze von 0,24 % und 0,203 % zeigt, dass die Erhöhung durch den Einschluss nicht ausreicht um einen Einfluss auf den Seigerungsfaktor zu haben. In weiterer Folge wurde der Durchmesser des Einschlusses von 1 μm schrittweise auf 6 μm und der Mangangehalt im Stahl von 0,2 % in 0,1 % Schritten auf 2,5 % erhöht. Die Ergebnisse dieser Berechnungen, ob ein MnS-Einschluss den Seigerungsfaktor $A_{\text{tot_Mn}}$ beeinflusst oder nicht, sind graphisch in **Abbildung 3-7** dargestellt. Die Zahlenwerte und die daraus abgeleitete Aussage über die Beeinflussung sind im **Anhang C** zusammengefasst.

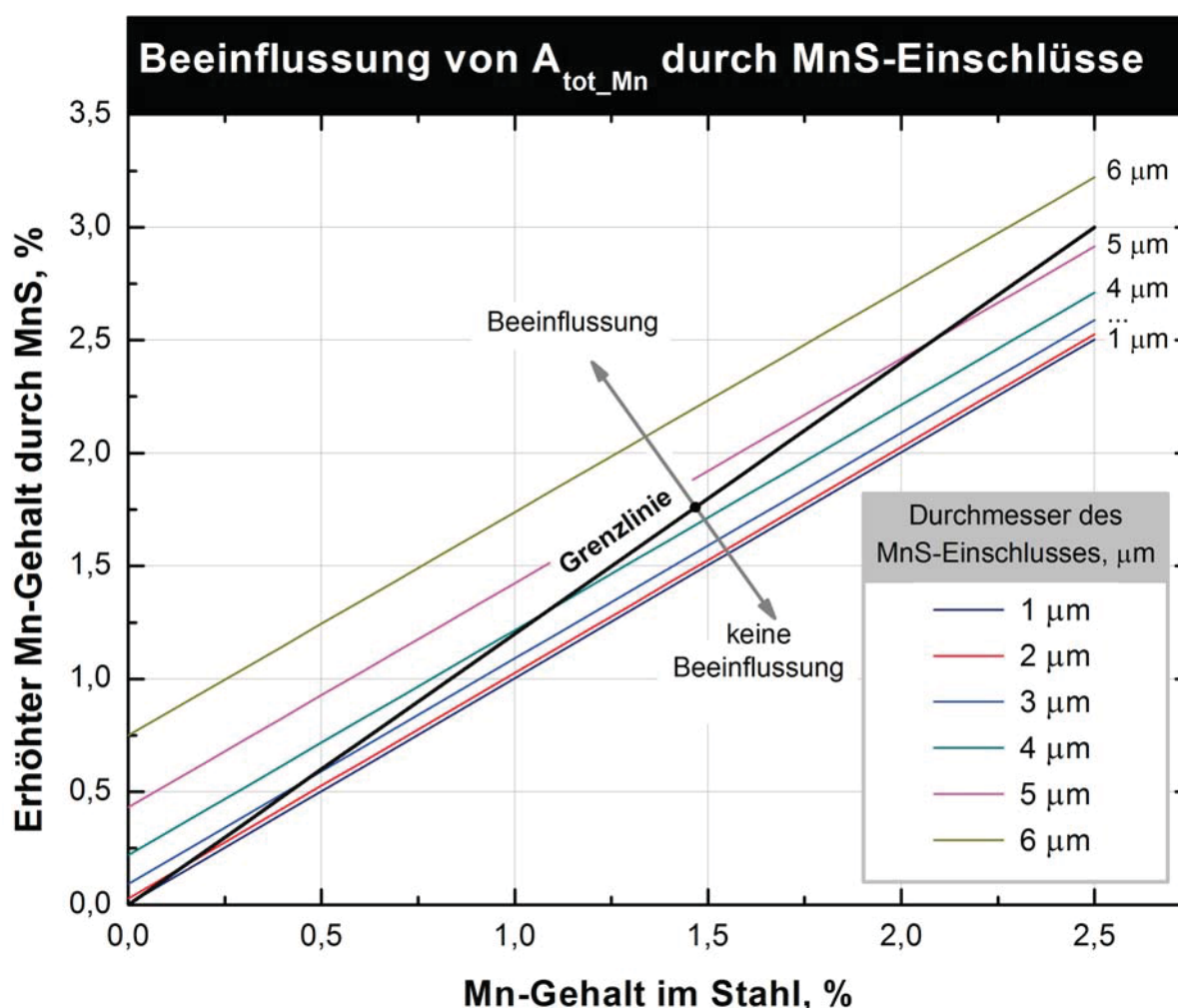


Abbildung 3-7.: Mögliche Beeinflussung des Seigerungsfaktors $A_{\text{tot_Mn}}$ durch unterschiedliche Größen von MnS-Einschlüssen in Abhängigkeit vom Mn-Gehalt im Stahl

Die Abbildung zeigt den erhöhten Mn-Gehalt durch den MnS-Einschluss in Abhängigkeit vom Mn-Gehalt im Stahl. Die Grenzlinie (dick und schwarz) kennzeichnet den Übergang, ob durch die Größe des Einschlusses in Abhängigkeit des Mn-Gehaltes im Stahl eine Beeinflussung von A_{tot_Mn} vorliegt oder nicht. Sobald die Gerade, die die Erhöhung des Mn-Gehaltes in Abhängigkeit von einer bestimmten Einschlussgröße beschreibt, über der Grenzlinie liegt, dann wird A_{tot_Mn} positiv (wird größer) beeinflusst.

Nach dieser Berechnung hat ein MnS-Einschluss mit einem Durchmesser bis $2\ \mu\text{m}$ bei einem Mangengehalt im Stahl ab 0,1 % (0,14) bis zu 2,5 % keine Auswirkungen auf den Faktor. Bei Durchmessern zwischen $3\ \mu\text{m}$ und $5\ \mu\text{m}$ gibt es jeweils bis zu einem gewissen Mn-Gehalt im Stahl eine Auswirkung. Bei $3\ \mu\text{m}$ bis 0,4 %, bei $4\ \mu\text{m}$ bis 1,0 % und bei $5\ \mu\text{m}$ bis 2,5 % Mn (**Anhang C**). Ab einem Durchmesser von $6\ \mu\text{m}$ ist immer ein Einfluss gegeben.

Tabelle 3-I, die einen Querschnitt über die Produktpalette der voestalpine Stahl GmbH gibt, sind Mangengehalte zwischen 0,11 % und 2,21 % angeführt. Das bedeutet, dass sich bei einzelnen Brammen ein Einschluss mit einem Durchmesser von $3\ \mu\text{m}$ auf die Bestimmung des Seigerungsfaktor erhöhend auswirken kann. Im Schnitt haben die Brammen eine Mangengehalt von ca. 1 % (laut **Tabelle 3-I** 1,3 %), womit sich ein Einschluss mit $4\ \mu\text{m}$ im Durchmesser auswirken. Bei dieser Überlegung ist der Mangengehalt ausschlaggebend und nicht die Anzahl der Einschlüsse. Wird die Manganerhöhung durch mehrere Einschlüsse bei einem Messpunkt verursacht, hat das die gleiche Auswirkung. Gleiche Überlegungen können für andere nichtmetallischen Einschlüsse angestellt werden. Dabei muss darauf geachtet werden, dass sich die Grenze mit dem betrachteten Element ändert.

Einschlüsse oder andere bereits beschriebene Phänomene, die eine Konzentrationserhöhung verursachen, können sich knapp neben der Mittenseigerung befinden. Die Standardmessung besteht aus fünf Linien, die einen Bereich von ca. 15 mm in die Breite abdecken kann, womit die Möglichkeit besteht, erhöhte Konzentrationen, die nicht aus der Mittenseigerung stammen, mitzumessen. Das würde den Anteil der Linien zum A_{tot} , die nicht die Mittenseigerung beschreiben, erhöhen. Im nächsten Abschnitt wird die Anteilsverteilung von A_{tot} für die Proben der Serie A aufgeschlüsselt und beschrieben.

3.4.3. Einfluss der Linien auf A_{tot}

Der Seigerungsfaktor A_{tot} setzt sich, wie im Abschnitt 3.3 beschrieben, aus den Seigerungs-faktoren der einzelnen Linien zusammen, d. h. bei der Standardmessung errechnet sich A_{tot}

aus der Summe von fünf Einzelseigerungsfaktoren. In diesem Abschnitt soll der Einfluss der fünf Linien auf den Seigerungsfaktor untersucht werden. Die Anzahl von fünf Linien soll kritisch hinterfragt werden. Die Linie mit H_{max} , wird als A_{tot_L1} bezeichnet, unabhängig von der Position der Linie. Im Idealfall, der im weiteren angenommen wird, ist das bei der Standardmessung die dritte, also mittige Linie. Der A_{tot_L3} Wert setzt sich aus der Summe der Einzelseigerungsfaktoren der dritten ($=A_{tot_L1}$), der zweiten und der vierten Linie zusammen. Eine weitere Addition der zwei verbleibenden Einzelseigerungsfaktoren, aus erster und fünfter Linie, führt zum A_{tot_L5} Wert, der wiederum A_{tot} entspricht. Diese Aufschlüsselung wurde gewählt, um eine Ausdehnung der Seigerung in die Breite grob zu detektieren.

In der Praxis tritt der Idealfall nicht immer ein. Die Linie aus der A_{tot_L1} bestimmt wird, kann sich nach links oder rechts verschieben. Das hat zur Folge, dass sich die Linien für die Bestimmung vom A_{tot_L3} ebenfalls verschieben. Wird A_{tot_L1} aus einer Randlinie, der ersten oder fünften Linie, ermittelt, dann wird A_{tot_L3} aus den beiden links oder rechts danebenliegenden Linien gebildet. A_{tot_L5} wird immer aus allen fünf Linien ermittelt, egal welche Linie A_{tot_L1} ist. **Abbildung 3-8** zeigt die möglichen Lagen von A_{tot_L1} ein, wobei a) den Idealfall und b) bis d) die Kombinationen darstellen.

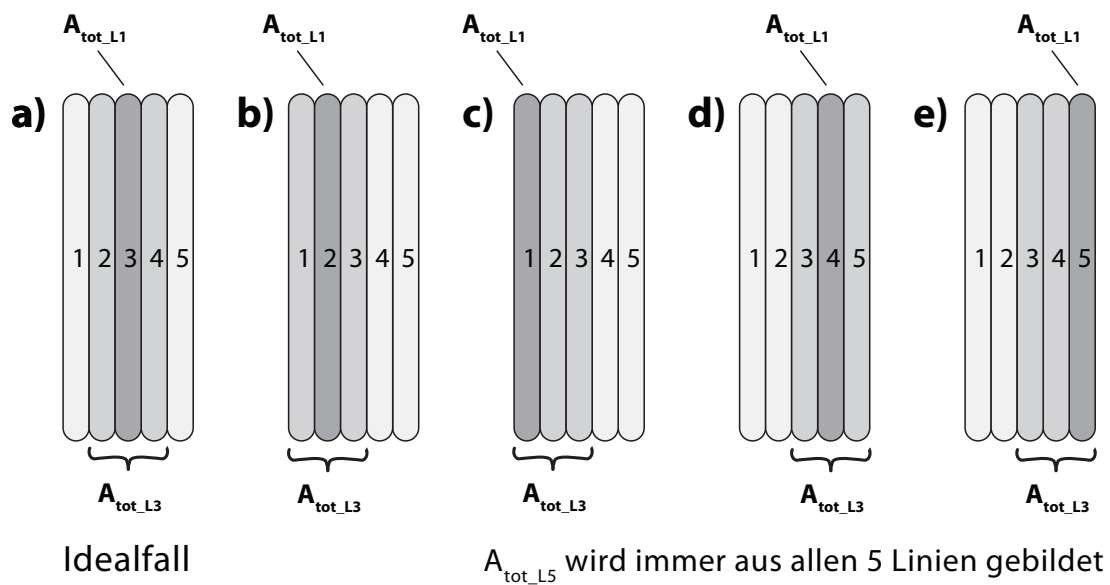


Abbildung 3-8.: Idealfall und Kombinationen bei Definierung von A_{tot_L1} , A_{tot_L3} und A_{tot_L5}

Aus den oben beschriebenen Faktoren kann der Einfluss der zwei unmittelbar danebenliegenden Linien nach folgenden Gleichungen berechnet werden.

$$\text{Anteil 1} = A_{tot.L1} \quad (3-4)$$

$$\text{Anteil 2} = A_{tot.L3} - A_{tot.L1} \quad (3-5)$$

$$\text{Anteil 3} = A_{tot.L5} - A_{tot.L3} \quad (3-6)$$

Die Summe aus den Ergebnissen der drei Gleichungen ergibt A_{tot} bzw. $A_{tot.L5}$. Die absoluten Werte der Anteile wurden in Prozentgehalte wegen einer übersichtlicheren und vergleichbaren Darstellung umgerechnet. Analysiert wurden unter anderem die Probenserie A und Messungen von sauergasbeständigen Stählen aus dem Datensatz. In **Abbildung 3-9** ist wieder die Probe A2 mit den Anteilen von $A_{tot.Mn}$ und $A_{tot.P}$ dargestellt, alle weiteren Proben sind im **Anhang A.2** zu finden.

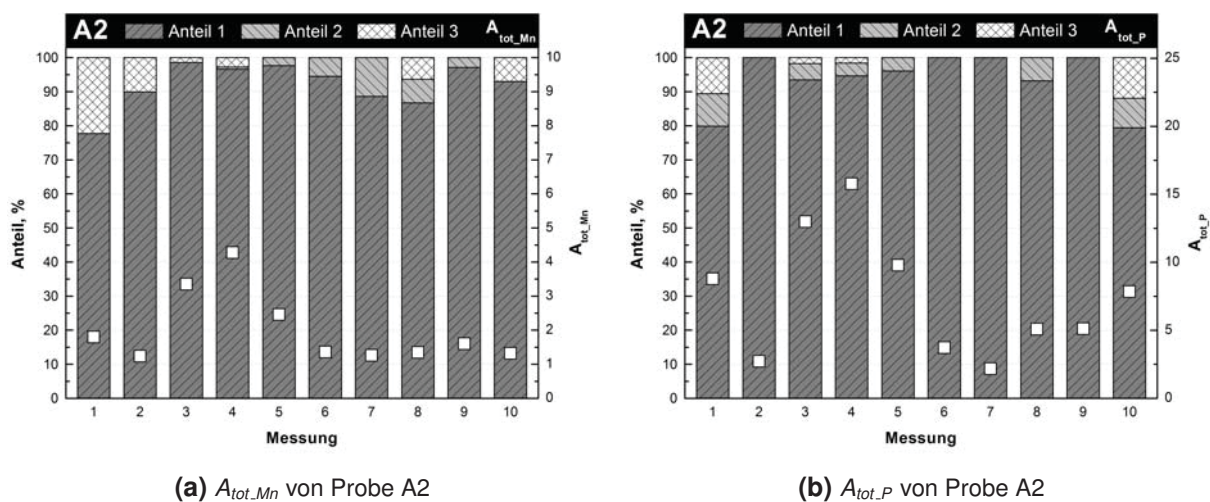


Abbildung 3-9.: Prozentuelle Verteilung der Anteile und der Seigerungsfaktor von $A_{tot.Mn}$ (links) und $A_{tot.P}$ (rechts)

In **Abbildung 3-9** sind die drei Anteile prozentuell in Säulenform übereinander dargestellt. Zusätzlich ist der A_{tot} Wert über eine zweite Ordinatenachse (rechts) mit weißen Rechtecken für jede zugehörige Messung eingetragen. Die Anteilsverteilung über die zehn Messungen sind bei $A_{tot.Mn}$ als auch bei $A_{tot.P}$ sehr ähnlich. Bei allen Messungen überwiegt der Anteil 1 und wird von den restlichen zwei Anteilen ergänzt. Ein Vergleich zwischen den Anteilen von $A_{tot.Mn}$ und $A_{tot.P}$ zeigt gleiche Tendenzen. Ein Zusammenhang zwischen der Höhe von A_{tot} Wert und der Anteilsverteilung konnte nicht gefunden werden. Bei Betrachtung der restlichen Abbildungen in **Anhang A.2** ist auffällig, dass bei einigen Proben der Hauptanteil für A_{tot} nicht von Anteil 1

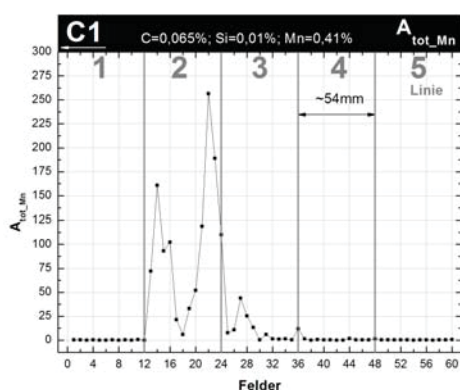
gebildet wird. Anteil 2 und Anteil 3 können bei einzelne Messungen einen Anteil von über 60 % annehmen. Das kann mehrere Ursachen haben:

- Makroseigerung kann sich bereichsförmig über die ganze Analysenfläche ausbreiten und die Anteile 2 und 3 können dadurch stark schwanken bzw. ansteigen, siehe beispielhaft **Abbildung 5-3e**.
- Die Mittenseigerung ist aufgrund der Stahlsorte, wie z.B. bei hochkohligen Stählen, breiter ausgeprägt, wodurch hauptsächlich der Anteil 2 konstant einen höheren Beitrag leistet.
- Die Längsprobekanten konnte nicht parallel zur Mittenseigerung geschnitten werden, weil die Seigerung mit freiem Auge ohne Ätzung der Oberfläche nicht oder nur sehr schlecht sichtbar ist. In diesem Fall, ausreichende Verdrehung vorausgesetzt, wird die Seigerung auch von anderen Linien detektiert.
- Konzentrationsanhäufungen außerhalb der Seigerung durch nichtmetallische Einschlüsse können ebenfalls die Anteile verschieben. MnS Einschlüsse und deren Auswirkung auf den Seigerungsfaktor ist im Abschnitt 3.4.2 untersucht worden.

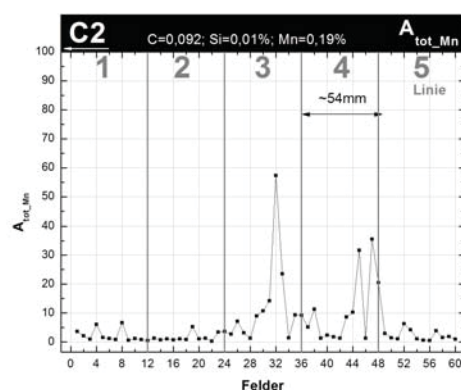
Ergänzend zu den oben präsentierten Ergebnissen wurden aus dem Datensatz die sauergasbeständigen Stähle nach der gleichen Methode untersucht. Eine solche Untersuchung gibt Auskunft über die Gleichmäßigkeit der Anteilsverteilung innerhalb der Stahlgruppe (sauergasbeständige Stähle) und einer Stahlsorte aus der Gruppe. Speziell wurde bei der Stahlsorte mit 1,54 % Mn die Mittelwerte und die Standardabweichungen der drei Anteile ausgewertet. Aus den 92 Proben wurde für Mangan ein Wert von $68\% \pm 23\%$ für Anteil 1 ermittelt. Anteil 2 betrug $22\% \pm 19\%$ und Anteil 3 $10\% \pm 13\%$. Für Phosphor wurde der Anteil 1 mit $72\% \pm 22\%$, der Anteil 2 mit $19\% \pm 18\%$ und der Anteil 3 mit $9\% \pm 13\%$ berechnet. Die Mittelwerte und Standardabweichungen von Mangan und Phosphor sind sehr ähnlich, jedoch sind die Abweichungen vom Mittelwert enorm. Diese große Streuung kommt durch die Definition von $A_{tot.L1}$ zustande. Laut dieser ist jene Linie die $A_{tot.L1}$, in der H_{max} auftritt. Trifft die Messung auf eine höher angereicherte Stelle außerhalb der Mittenseigerung, die in ihrer Ausdehnung für die Feldgröße bestimmend ist, so wird dort H_{max} gefunden und diese Linie als $A_{tot.L1}$ definiert. Eine solche falsche Zuordnung der $A_{tot.L1}$ ist zum Beispiel bei der Probe A6 der Serie A, im **Anhang A.2k**, aufgetreten. Der Anteil 2 ist um mehr als das Doppelte größer als Anteil 1, d. h. die Linie mit der Seigerung liegt neben der definierten Linie. Durch diese falsche Zuordnung von $A_{tot.L1}$ kommt es also zu einer kräftigen Anteilsverschiebung und die Standardabweichun-

gen steigen dadurch an. Innerhalb der Stahlgruppe sauergasbeständige Stähle sind die Werte für die Anteile sowohl für A_{tot_Mn} als auch A_{tot_P} konstanter: A_{tot_Mn} setzt sich aus $71\% \pm 8\%$ Anteil 1 $21\% \pm 8\%$ Anteil 2 und $8\% \pm 2\%$ Anteil 3 bzw. A_{tot_P} $75\% \pm 4\%$ Anteil 1 $18\% \pm 2\%$ Anteil 2 und $7\% \pm 2\%$ Anteil 3 zusammen.

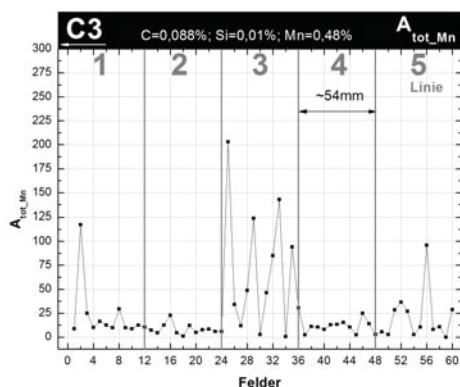
Im darauf folgendem Abschnitt 3.4.4 wird bei vier neuen Proben (C1–C4) die Veränderung der A_{tot} Werte bei vollständiger Überlappung der fünf Linien untersucht. Neue Proben waren erforderlich, weil bei einer Mikrosondenuntersuchung die Seigerungsprobe zerschnitten wird. Für eine genaue Betrachtung der Veränderungen sind die A_{tot} Werte für jedes Feld extra dargestellt. **Abbildung 3-10** zeigt die A_{tot} Werte aller vier Proben für fünf Linien direkt hintereinander.



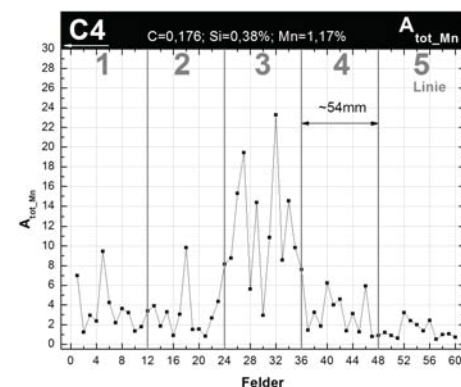
(a) A_{tot_Mn} von Probe C1



(b) A_{tot_Mn} von Probe C2



(c) A_{tot_Mn} von Probe C3



(d) A_{tot_Mn} von Probe C4

Abbildung 3-10.: Seigerungsfaktor A_{tot_Mn} für jedes der 60 Felder

Bei **Abbildung 3-10a**, Probe C1, ist der höchste A_{tot} Wert in der zweiten Linie aufgetreten, d. h. das ist A_{tot_L1} . Neben Linie 2 weist auch Linie 3 in ein paar Feldern erhöhte Werte auf. Für die Anteilsverteilung bedeutet dies, dass sich A_{tot} hauptsächlich aus Anteil 1 ($>90\%$) und

zu einem geringen Teil aus Anteil 2 zusammensetzt. In diesem Fall wird aus Linie vier und fünf der Anteil 3 gebildet und beträgt Null. Probe C1 ist eine optimale Probe für Analyse der Mittenseigerung durch ATLAS. Die Proben C2 und C3, **Abbildung 3-10b** und **c** zeigen eine ausgeprägte Erhöhung der A_{tot} Werte neben der $A_{tot..L1}$ Linie. Aus diesem Grund werden die Anteile 2 und 3 zu Lasten von Anteil 1 erhöht. Probe C4, **Abbildung 3-10d** ist ein gutes Beispiel dafür, dass ein mehrmaliges Durchführen des Ausreißertest im Auswerteprogramm sinnvoll ist. Durch diesen Vorgang wird das „Rauschen“ beseitigt und nur die tatsächliche Anreicherung des Elements wird im A_{tot} Wert berücksichtigt. Ein „Rauschen“ tritt hauptsächlich bei niedrigen Seigerungs-faktorenwerten auf, weil kleine Konzentrationserhöhungen sich stärker auswirken.

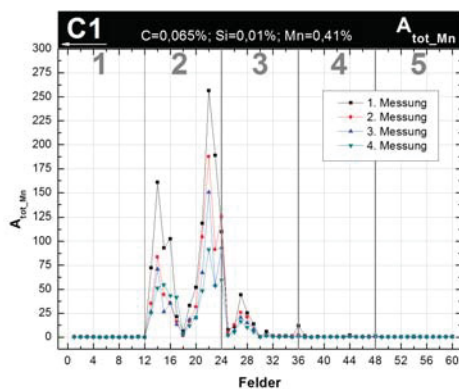
Durch die Aufschlüsselung des Seigerungs-faktors kann auf die lineare Ausbildung der Seigerung rückgeschlossen werden. Die Länge einer Linie beträgt ca. 54 mm, d. h. bei 12 Feldern ist die Länge eines Feldes 4,5 mm. Die Abbildungen zeigen eindeutig, dass die Seigerung über die Länge der Linie nicht gleich ist, sondern sich Bereiche mit hoher und niedriger bis gar keiner Seigerung abwechseln. Diese Änderung der Seigerung kann z. B. durch ein „concentration mapping“, kurz CM, wie in **Abbildung 4-1b** gezeigt, bestätigt werden. Eine derartige Auswertung wird auch bei geätzten Proben mit Hilfe einer Richtreihe vorgenommen. Eine Mittenseigerung kann dabei wolkenartig, immer wieder unterbrochen oder durchgängig wie eine Linie sein. Bei linearer Durchgängigkeit und starker Ausprägung kann es sich um einen Riss handeln, der optisch schwer von der Mittenseigerung unterscheidbar ist.

In dieser Arbeit wurde festgehalten, dass ein mehrfaches Messen der Probe mit anschließender Mittelung der Seigerungs-faktoren sinnvoll ist. Aufgrund von möglicher enormer Zeit- und Anlagensparnis (Fräse) drängte sich die Frage auf, wie sich der Seigerungs-faktor verhält, wenn keine Probenpräparation zwischen den Messungen durchgeführt wird.

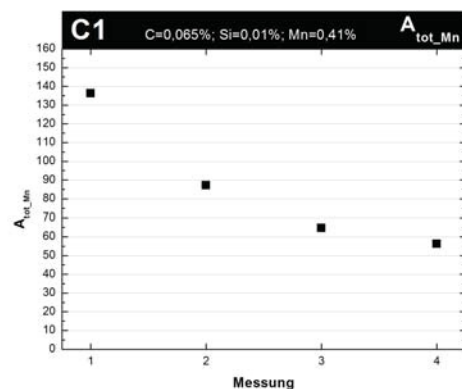
3.4.4. Vollständige Überlappung der Messlinien

Der Bereich, indem ein Einzelfunke einschlagen kann, beträgt ca. 3 mm im Durchmesser. Daraus ergibt sich der Linienabstand von 3 mm. Jeder Einzelfunke, außer der erste, ist von den vorhergehenden Funken beeinflusst. Durch die vielen, eng gesetzten Funken, die für die Bestimmung der Mittenseigerung nötig sind, wird der nachfolgende Messbereich von der Wärmewirkung und von den Verbrennungsrückstände beeinträchtigt. Mit einer einfachen Versuchsanordnung soll die Frage über die Veränderung der A_{tot} Werte bei wiederholter, vollständig

überlappender Linienführung beantwortet werden. Für diesem Zweck wurden vier Proben mit der Bezeichnung C1 bis C4 untersucht. Der Versuchsablauf war folgendermaßen: Die Werte für die ersten fünf Linien wurden standardmäßig ermittelt. Nach der Reinigung von nur der Elektrode und des Funkentisches wurde die Probe erneut gemessen. Dabei wurde darauf geachtet, dass die zweiten fünf Linien genau über den ersten fünf Linien lagen. Dieser Vorgang wurde solange wiederholt, bis die Probe vier mal gemessen wurde. Anschließend wurde die nächste Probe gemessen. Die Auswertung erfolgte nach Standard, wobei zusätzlich die A_{tot} Werte für jedes Feld ausgelesen wurden, bevor der mehrfache Ausreißertest durchgeführt wurde. Das bedeutet, dass die A_{tot_Mn} Werte in den linken **Abbildung 3-11** bis **Abbildung 3-14** nicht direkt sondern nur proportional mit den Werten in den rechten Abbildungen vergleichbar sind.

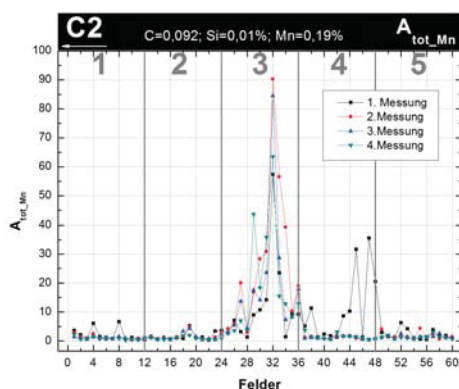


(a) Verlauf von A_{tot_Mn} über fünf Linien

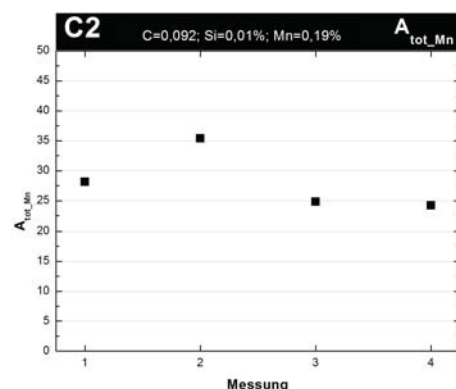


(b) A_{tot_Mn} bei vier Messungen

Abbildung 3-11.: Verhalten von A_{tot_Mn} bei vollständiger Überlappung der Probe C1

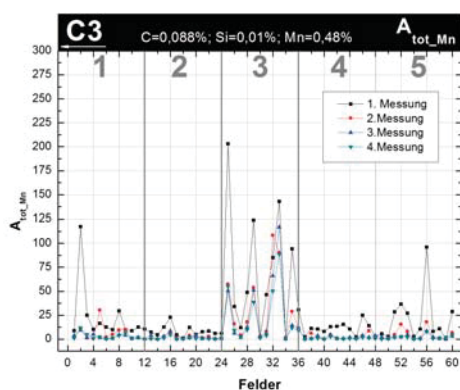


(a) Verlauf von A_{tot_Mn} über fünf Linien

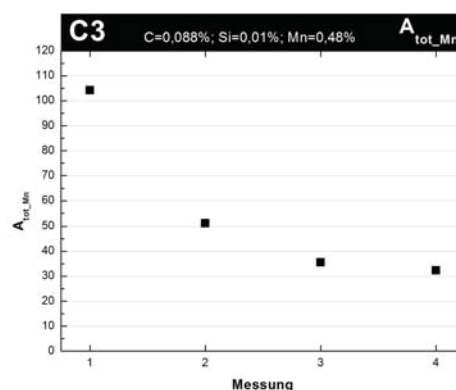


(b) A_{tot_Mn} bei vier Messungen

Abbildung 3-12.: Verhalten von A_{tot_Mn} bei vollständiger Überlappung der Probe C2

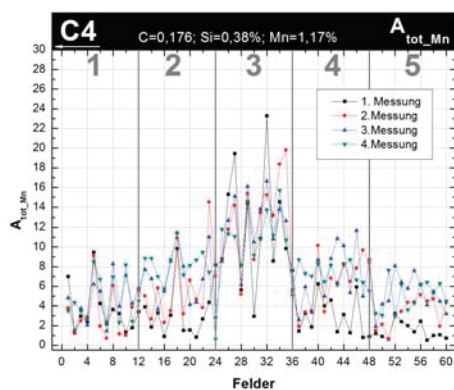


(a) Verlauf von A_{tot_Mn} über fünf Linien

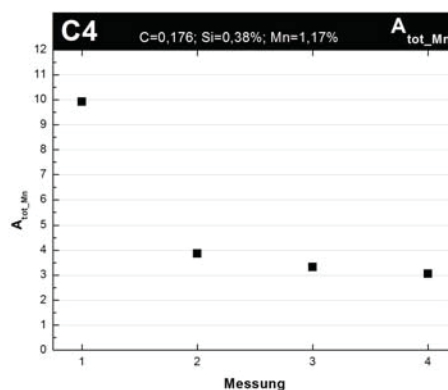


(b) A_{tot_Mn} bei vier Messungen

Abbildung 3-13.: Verhalten von A_{tot_Mn} bei vollständiger Überlappung der Probe C3



(a) Verlauf von A_{tot_Mn} über fünf Linien



(b) A_{tot_Mn} bei vier Messungen

Abbildung 3-14.: Verhalten von A_{tot_Mn} bei vollständiger Überlappung der Probe C4

Die linken Abbildungen zeigen den Seigerungsfaktor A_{tot_Mn} für jedes Feld und für vier überlappte Messungen. Die Kurven der vier Proben sind unterschiedlich, speziell weicht Probe C4 und C2 ab. Eine Abnahme der Seigerungsfaktoren der einzelnen Felder mit zunehmender Messung ist bei den Proben C1 und C3 ersichtlich. Bei Proben C1 und C4 ist der Zusammenhang nicht so eindeutig. Aus diesem Grund und über die Größe der Abnahme Erkenntnisse zu bekommen, wurden in den rechten Abbildungen der Seigerungsfaktor für jede Messung aufgetragen. Bei allen Proben, bis auf die zweite Messung der Probe C2, kann eine kontinuierliche Abnahme des Faktors ermittelt werden. Bei den Proben C1, C3 und C4 erfolgt die größte Abnahme zwischen der ersten und zweiten Messung. Die Seigerungsfaktoren nehmen exponentiell ab und pendeln sich um einen Wert ein. Die Abnahme des Seigerungsfaktors kann auch

bei den linken Diagrammen beobachtet werden. Besonders auffällig ist, dass sich die erhöhten A_{tot_Mn} Werte vor und nach der A_{tot_L1} Linie auf Null zurück gehen und das oft nach der zweiten Messung. Die Werte in der A_{tot_L1} Linie reagieren bis auf Probe C2 ebenfalls mit Abnahme. Eine signifikante Erhöhung der Werte bei C2 kann einer Veränderung des gesamten A_{tot} Wertes für eine Messung führen. Einerseits können sich absolute Unterschiede direkt auswirken, andererseits kann es dazu führen, dass beim Ausreißertest mehr oder weniger Felder mit den dazugehörigen Werten für die Bestimmung von A_{tot} übrig bleiben. Der Seigerungsfaktor für Phosphor hat eine umgekehrte Tendenz, d. h. bei zunehmenden Messungen steigt dieser an.

Im nächsten Kapitel wird eine Mikrosondenuntersuchung durchgeführt und die Messergebnisse aus ATLAS gegenübergestellt. Dieser Vergleich soll unter anderem darüber Aufschluss bringen, ob die von ATLAS detektierten kleinsten Konzentrationsänderungen tatsächlich in der Probe zu finden sind oder diese messtechnischen Ursprungs sind.

3.5. Zusammenfassung

Die Analysenmethode ATLAS ist ein modular aufgebautes, voll automatisiertes, prototypisches System zur reproduzierbaren Bewertung von Mittenseigerung in Brammen über Seigerungs-faktoren, basierend auf der Messmethode OES-PDA. Der wichtigste Seigerungs-faktor A_{tot} , der für jedes gewünschte Element bestimmt werden kann, beschreibt die Summe aller signifikanten Konzentrationsänderungen im Messbereich.

Im Rahmen einer Messsystemanalyse, beginnend über die Reproduzierbarkeit des Seigerungs-faktors, wurden zehn Proben mit unterschiedlichster Zusammensetzung (0,002 % C bis 0,54 % C) über eine Dicke von 1 mm (H) bzw. 2mm (W) zehn Standardmessungen durchgeführt. Die vier untersuchten Seigerungs-faktoren (A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}) von Probe A2 wiesen tendenziell gleich Verläufe mit Schwankungen zwischen Minimum und Maximum um den Faktor 2,6 auf. Die Schwankung der Seigerungs-faktoren ist auf die hohe Genauigkeit der Analyse-methode und die daraus resultierende Messung der Einfluss-faktoren wie eine unregelmäßigen Ausbildung der Mittenseigerung, einer Stahlsorte, einer verdreht entnommen Probe, eine Beeinträchtigung der Messfläche, nichtmetallische Einschlüsse, Ausscheidungen und/oder Mikro-seigerungseffekte zurückzuführen. Eine Mittelung der Seigerungs-faktoren vermindert die Einflüsse, wobei die Untersuchung gezeigt hat, dass der Mittelwert und die Standardabweichung ab drei Messungen (vereinzelt ab zwei) keine signifikanten Änderungen er-

fahren.

Eine theoretische Überlegung über die Auswirkung von Einschlüssen auf die Detektierbarkeit der Analysemethode (Grenze) zeigte, dass der Mangangehalt in einem kugelförmig angenommenen MnS ab einem Durchmesser von $3\ \mu\text{m}$ in Abhängigkeit von Mangangehalt im Stahl einen Einfluss auf den Seigerungsfaktor von Mangan (A_{tot_Mn}) hat. Ab einem Durchmesser von $6\ \mu\text{m}$ ist bis zum maximal untersuchten Mangangehalt im Stahl von 2,5% immer ein Einfluss auf A_{tot_Mn} gegeben.

An der Stahlgruppe sauergasbeständiger Stähle wurde der Einfluss der einzelnen Linien auf den Seigerungsfaktor über die berechneten Parameter Anteil 1, Anteil 2 und Anteil 3 überprüft. Für A_{tot_Mn} und A_{tot_P} ergaben sich für Anteil 1 über 70%, Anteil 2 um die 20% und für Anteil 3 nicht ganz 10%. Eine Erhöhung der Linienanzahl ist aufgrund des Prozentsatzes von Anteil 3 nicht sinnvoll, eine Verringerung engt wesentlich den Spielraum für das Treffen der Mittenseigerung ein. Durch die Darstellung der Teilwerte des Seigerungsfaktors für jedes Feld und auch jeder Linie können Aussagen über die Durchgängigkeit der Mittenseigerung getroffen werden. Die Bestimmung der Lage der Mittenseigerung im Messbereich ist möglich, die Bestimmung der Breite nur sehr grob.

Eine wiederholte, vollständig überlappende Linienführung bei der Messung von Mittenseigerung führt zu großen, Veränderung bei den Seigerungsfaktor. Eine von jeglichen Rückständen, nicht nur von der vorangegangenen Messung, befreite Messoberfläche ist Voraussetzung für ein einwandfreies, reproduzierbares Ergebnis.

4. Vergleich mit Mikrosondenuntersuchungen

In diesem Kapitel wird die Bestimmung der Mittenseigerung über den Seigerungsfaktor $A_{tot.Mn}$ durch die zwei Methoden ATLAS und Mikrosonde, die jedoch verfahrens- und messtechnische Unterschiede aufweisen, vergleichend gegenübergestellt.

Eine Mikrosondenuntersuchung ist sehr zeit- und kostenintensiv und darum wurden nur fünf Proben A2, A4, A8, A9 und A10 aus der Serie A ausgewählt und untersucht. Die Funktionsweise einer Mikrosondenuntersuchung ist in Abschnitt 2.3.2 kurz beschrieben. Ein Ergebnis aus diesen Untersuchungen ist das sogenannte „concentration mapping“ (CM). In **Abbildung 4-1** sind CM's von Mangan der Probe A2 in dreidimensionaler und zweidimensionaler Darstellung gezeigt, **Abbildung 4-2** auf der nächsten Seite stellt CM's der restlichen ausgewählten Proben der Serie A dar.

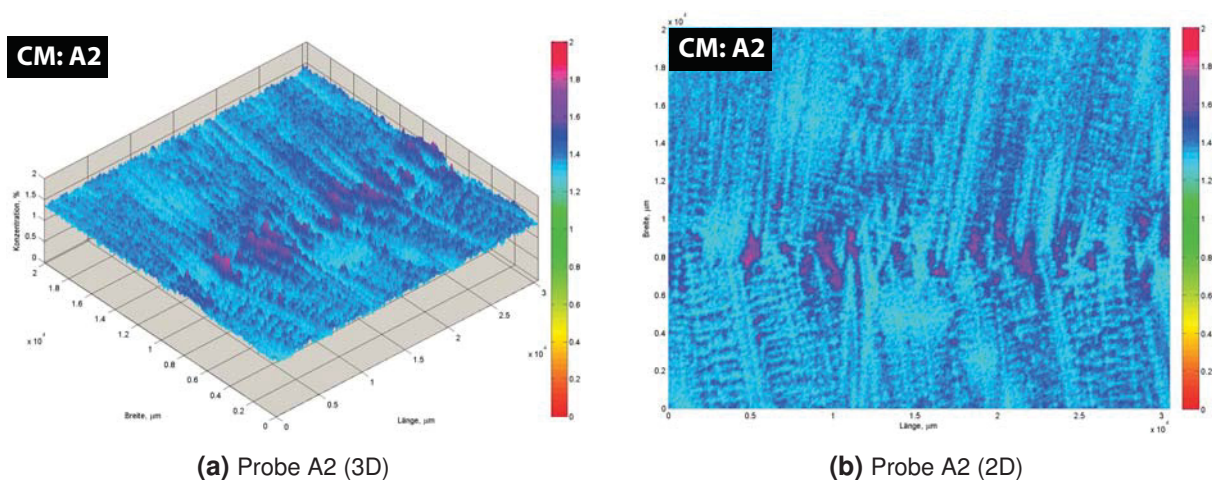


Abbildung 4-1.: Drei- und zweidimensionale Darstellung der CM's von Probe A2 (Mangan)

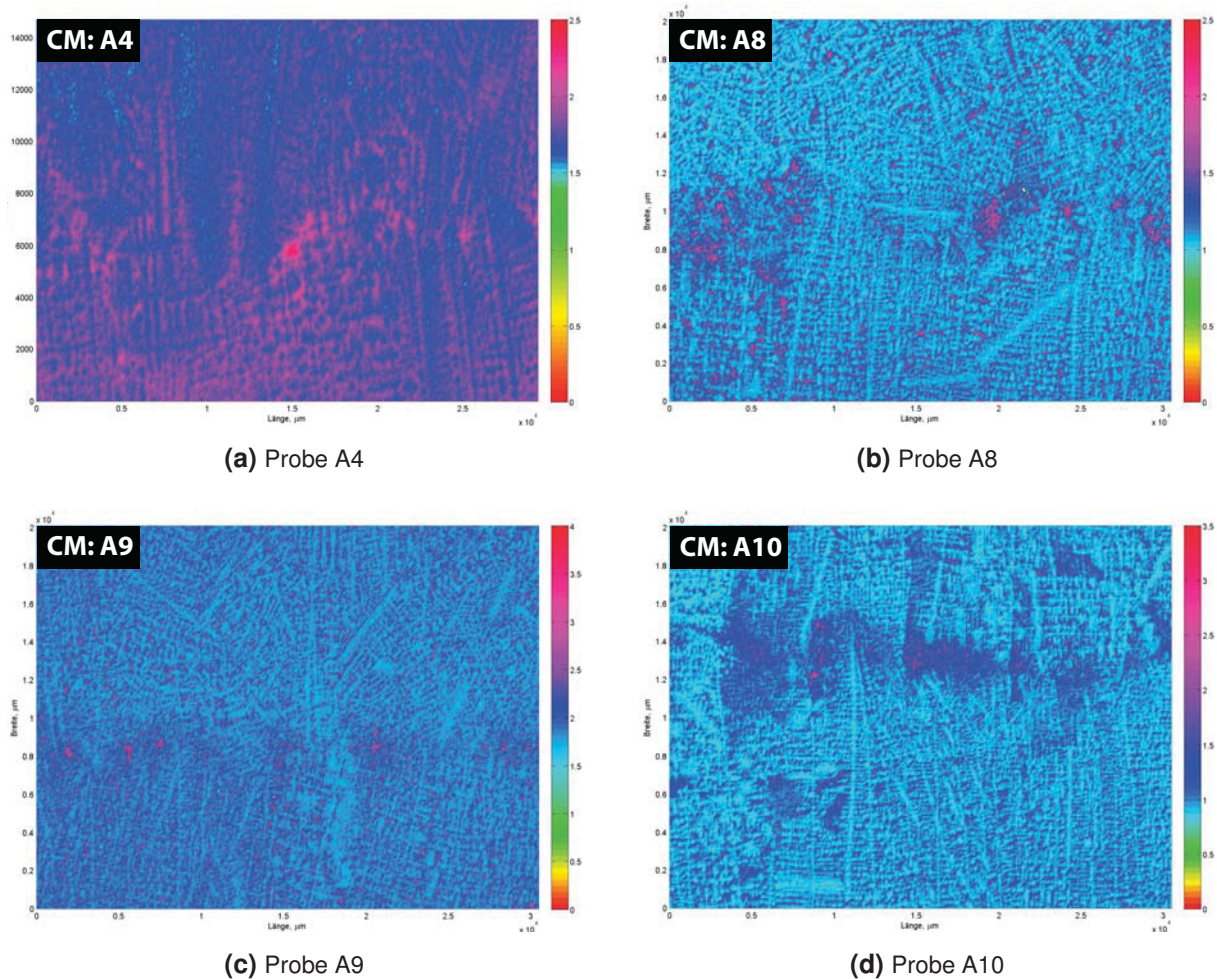


Abbildung 4-2.: CM's der restlichen ausgewählten Proben der A Serie (Mangan)

Die CM's in **Abbildung 4-1** und **Abbildung 4-2** gelten für Mangan und zeigen jeweils einen Ausschnitt der Mittenseigerung aus den Seigerungsproben für ATLAS. Die Farbskalierung zeigt die Höhe der Konzentration von Mangan an und ist aus Darstellungsgründen nicht für alle Bilder gleich. Der für diese Abbildungen relevante Konzentrationsanstieg wird durch die Farben Blau und Rot abgebildet. Je dunkler das Blau ist, desto höher ist die Konzentration und die Spitzen sind durch Rottöne gekennzeichnet. In **Abbildung 4-1a** und **b** ist die gleiche Probe A2, ein sauergasbeständiger Stahl, in einer drei- und zweidimensionalen Ansicht dargestellt. Die Ausprägung der Konzentrationsspitzen und -täler sind in der dreidimensionalen Ansicht deutlicher zu erkennen. Aufgrund des auftretenden Konzentrationsunterschiedes beim Wachstum von Dendriten, werden diese in ihrer Form und Wachstumsrichtung auf den CM sichtbar. In **Abbildung 4-1b** ist das Zusammenwachsen der Dendriten unter einem Winkel von 15° in der Mitte der Bramme ersichtlich. Dazwischen, rot gekennzeichnet, liegt der Bereiche mit erhöhter

Konzentration, welche als Mittenseigerung definiert wird. Eine so deutliche Entstehung von Mittenseigerung ist nicht immer gegeben. Bei der Proben A4 sowie auch bei den Proben B2 und B3 unter Abschnitt 5.1.1 ist keine eindeutige lineare Entwicklung der Mittenseigerung zu erkennen. Bei den Proben A8, A9 (TRIP-Stahl) und A10 sind annähernd linear geseigerte Bereiche zu erkennen.

Für eine Gegenüberstellung beider Verfahren sind fünf Proben nicht ausreichend. Aus diesem Grunde wurde auf Daten von elf früher gemessenen Proben zurückgegriffen. Da diese Messungen andere Ziele verfolgten, können für die weitere Betrachtung nur die CM's für Mangan herangezogen werden. Diese Proben, als Serie B bezeichnet, und die fünf ausgewählten Proben der Serie A sind mit der Zusammensetzung, dem Messbereich und den A_{tot_Mn} Werten beider Analysemethoden in **Tabelle D-I** zusammengefasst. Aus den Konzentrationswerten der Mikrosondenuntersuchungen müssen für eine Gegenüberstellung die Seigerungs-faktoren daraus berechnet werden. Diese Vorgehensweise soll an einer Probe mit einem Messbereich von $29\,400\ \mu\text{m} \times 14\,700\ \mu\text{m}$ erklärt werden: Dieser Messbereich entspricht einer Matrix mit 300×150 Messpunkten. In Anlehnung an das Auswerteprogramm für ATLAS wird der Messbereich in fünf horizontale Streifen mit je zwölf gleich großen Bereichen unterteilt. In diesem Beispiel hat also ein Bereich 25×30 Messpunkte. Die fünf horizontalen Streifen entsprechen den fünf Linien und die 12×5 Bereiche den 60 Feldern beim Auswerteprogramm. Ab diesem Schritt werden die Seigerungs-faktoren gleich wie in Abschnitt 3.3 beschrieben, ermittelt. Diese so bestimmten Seigerungs-faktoren sind einerseits in **Tabelle D-I** eingetragen und werden andererseits in **Abbildung 4-3** den Werten aus ATLAS gegenübergestellt.

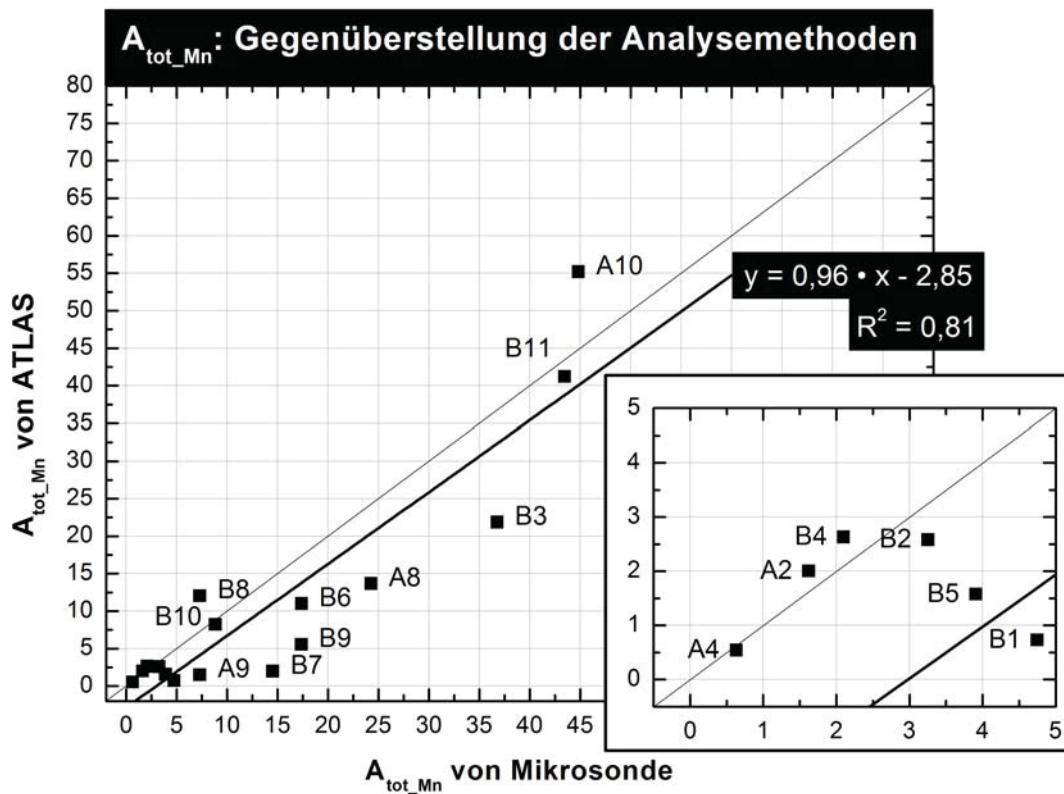


Abbildung 4-3.: Gegenüberstellung der Analysemethoden Mikrosonde und ATLAS anhand von A_{tot_Mn} Werten

Die **Abbildung 4-3** zeigt die Gegenüberstellung der Analysemethoden Mikrosonde und ATLAS für die Werte von A_{tot_Mn} . Der untere Bereich, bis zu den Werten von fünf, hat viele Messpunkte und wurde zur besseren Übersicht im rechten Teil der Abbildung vergrößert dargestellt. Bei einer Mikrosondenuntersuchung wird keine Standardabweichung bestimmt, darum wurde auch bei den ATLAS Messpunkten keine Abweichung eingezeichnet. Eine lineare Anpassung der Werte (linear fit) führt zu einem Bestimmtheitsmaß von über 81% und einer Steigung von nahezu 1 (0,96). Die Analyse der Werte zeigte, dass tendenziell die ermittelten Seigerungs-faktoren von ATLAS geringfügig niedriger liegen als die von der Mikrosondenuntersuchung. Diese Aussage untermauert auch der Wert des Ordinatenabstandes der gefitteten Geraden von $-2,85$.

Zu den auftretenden Abweichungen muss festgehalten werden, dass zwischen den Methoden Mikrosonde und ATLAS verfahrenstechnische und messbereichsbezogene Unterschiede herrschen. Das Verfahren zur Messung von Konzentrationen bei einer Mikrosondenuntersu-

chung ist bezüglich der Bestimmung des Messortes genauer wie OES-PDA. Die Schrittweite, Abstand von Messpunkt zu Messpunkt, beträgt bei den Probenserien A und B jeweils 98 µm. Bei einer OES-PDA Messung ist der mögliche Messbereich eines Funkens viel größer und wird von der elektrischen Feldstärke zwischen Probe und Elektrode bestimmt. Das bedeutet, dass ein Messfunke bevorzugt an Rauigkeitsspitzen der Oberfläche und/oder an metallisch-nichtmetallischer Grenzfläche zündet, wie zum Beispiel am Rand nichtmetallischer Einschlüsse. Ein weiterer Grund, warum es zu Abweichungen kommen kann, sind die unterschiedlichen Größen der Analysenflächen innerhalb der Mikrosondenuntersuchungen und vor allem im Vergleich zu ATLAS. Die Probe für eine Mikrosondenuntersuchung wurde aus der Seigerungsprobe für ATLAS entnommen. Die untersuchte Fläche durch die Mikrosonde ist viel kürzer aber breiter. Dadurch steigt die Anzahl der Messpunkte über die Breite, was zu einer Steigerung des Breiteneinflusses führt. Die Analysenflächengröße für die Mikrosondenuntersuchungen ist in **Tabelle D-I** angeführt und beträgt maximal 30 478 µm × 20 090 µm im Gegensatz zu ATLAS, wo eine Fläche von 54 mm × 15 mm analysiert wird. Ausschlaggebend ist auch der untersuchte Bereich der Probe und die darin enthaltene Anreicherung. Beispielhaft zeigt Probe B3 in **Abbildung 5-3** keine ausgebildete linearer Mittenseigerung sondern fleckenhafte Anreicherungsgebiete. Diese inhomogene Ausbildung der Anreicherung kann der Grund für die Abweichung der Seigerungsfaktoren zwischen den Analysemethoden sein. Probe A2, ein sauergasbeständiger Stahl, hat keine durchgängige Seigerung sondern zeigt Bereiche von Konzentrationsspitzen, die linear in der Probenmitte verlaufen. Diese Bereiche von Konzentrationsspitzen können größer oder kleiner sein und haben vor allem in der Breite unterschiedlichste Ausdehnungen. Dieses Verhalten von Sauer gasstählen wurde auch durch eine Ätzung sichtbar gemacht und in Kapitel 5 der Zusammenhang mit den Seigerungsfaktoren beschrieben.

Allgemein kann festgehalten werden, dass die ermittelten Seigerungsfaktoren aus den beiden Analysemethoden unter Berücksichtigung der verfahrens- und messtechnischen Unterschiede eine Korrelation aufzeigen. Das bedeutet, dass Proben die mit der schnelleren und günstigeren Methode ATLAS ermittelt werden, annähernd die gleichen Ergebnisse wie die zeitaufwendigere und teurere Mikrosondenmethode liefert. Im nächsten Kapitel 5 wird durch ATLAS der Verlauf von Makroseigerung in Brammen über eine bestimmte Länge in Gießrichtung und über die Brammenbreite bestimmt werden.

5. Verlauf der Makroseigerung in Brammen

Ein wichtiges Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Charakterisierung von Mittenseigerung beim Stranggießen von Brammen mittels OES-PDA. Eine zufriedenstellende Messsystemanalyse von ATLAS, das mit der Messmethode OES-PDA arbeitet, und die positive Verifikation durch Mikrosondenuntersuchungen führten zum Schluss, dass diese Methode für die Bestimmung von Makroseigerung (Mittenseigerung) in Brammen geeignet ist. Für eine Beurteilung von Mittenseigerung wurden Brammen einerseits über drei Meter in Gießrichtung mit unterschiedlicher Probenlage und andererseits über die halbe und ganze Brammenbreite untersucht. In den nachfolgenden Abschnitten ist die Vorgehensweise zur Erlangung von Messdaten, deren Aufbereitung und die Darstellung der ausgewerteten Ergebnisse zusammengefasst.

5.1. Gießrichtung

Die Seigerungsproben, die einer Untersuchung der Mittenseigerung in Gießrichtung durch ATLAS zugeführt werden, werden nach dem Beprobungsplan der voestalpine Stahl GmbH aus zwei unterschiedlichen Lagen aus der Bramme entnommen. Die Untersuchung über die Vergleichbarkeit der zwei Probenlagen wird mit Hilfe von gesammelten Messdaten aus der Datenbank in Abschnitt 5.1.1 dargestellt.

Für eine Untersuchung der Mittenseigerung in Gießrichtung über eine Probenlänge sind keine Daten vorhanden und deshalb wurde ein Versuchsprogramm erstellt. Damit soll auch untersucht werden, ob es Schwankungen von Seigerungsfaktoren über die Länge gibt und wenn das der Fall sein sollte, ob diese periodisch sind und sich mit dem Rollenteppich der Stranggußanla-

ge (Aubauchung) in Verbindung bringen lassen. Details zum Versuchsprogramm, Durchführung sowie die Ergebnisse sind ab Abschnitt 5.1.2 beschrieben.

5.1.1. Probenlage

Die Seigerungsproben werden aus den Ätzplatten oder in deren Lagen herausgeschnitten. Daraus ergeben sich zwei mögliche Ebenen für die Probenahme, die in **Abbildung 5-1** vereinfacht dargestellt sind. Bei der Standardmessung wird die Probe in Gießrichtung auf halber Breite der Bramme entnommen, die sogenannte Achse-Längsprobe. In weiterer Folge wird diese kurz mit „AL“ bezeichnet. Die zweite Möglichkeit ist eine Probenentnahme senkrecht zur Gießrichtung, also in der Teilungsebene des Gießstrangs. Die aus der Mitte entnommenen Probe wird mit „M“ bezeichnet.

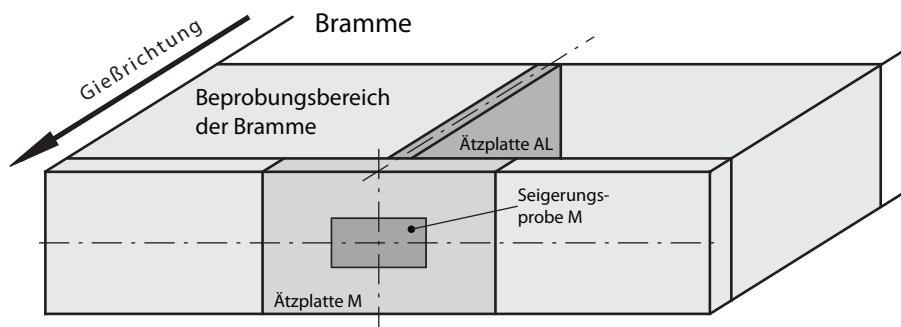
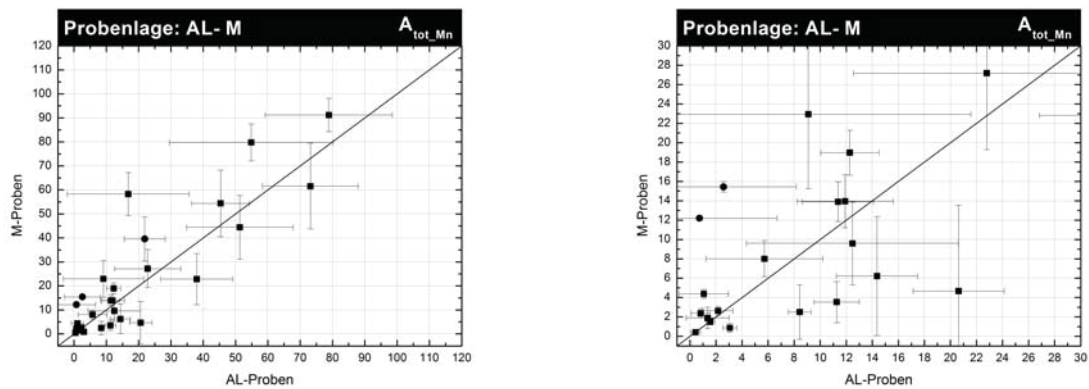


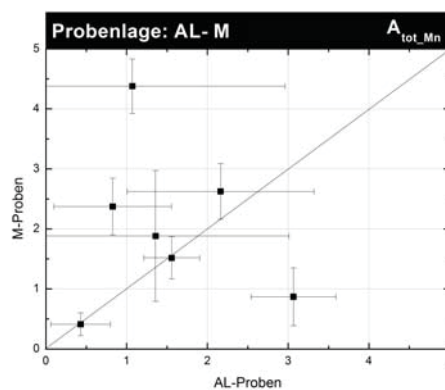
Abbildung 5-1.: Zwei mögliche Positionen der Probenahme

Bei M-Proben kann die Seigerung über ein kurzes Breitenstück (Linienlänge) beurteilt werden, aber nur zu einem bestimmten Zeitpunkt. Bei AL-Proben hingegen wird die Linienlänge dazu genutzt um eine Aussage über einen kleinen Zeitraum der Gusssequenz zu bekommen. In **Abbildung 5-2** sind die durch ATLAS ermittelten Seigerungsfaktoren von $A_{tot.Mn}$ mit Standardabweichungen für die Probenlage AL und M verglichen, einzelne Bereiche sind in weiteren Abbildungen vergrößert dargestellt.



(a) Vergleich von AL zu M Proben mit A_{tot_Mn}

(b) Darstellungsbereich: 30×30 von A_{tot_Mn}



(c) Darstellungsbereich: 5×5 von A_{tot_Mn}

Abbildung 5-2.: Vergleich der Probenlage mit ATLAS

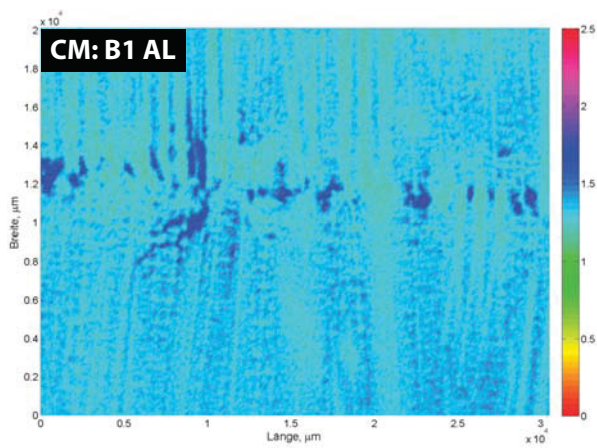
In **Abbildung 5-2** ist auf den ersten Blick eine lineare Korrelation der Punkte zu erkennen. Eine Beschreibung der Punkte durch eine Gerade bestätigt diese Annahme. Bei genauerer Betrachtung der **Abbildung 5-2b** und **c** ist ersichtlich, dass es Abweichungen sowohl zu Gunsten der AL- als auch der M-Proben gibt. Aus den Abbildungen kann der Nachweis erbracht werden, dass einigen AL-Proben viel größere Standardabweichungen als M-Proben aufweisen. Diese Zusammenhänge sollen durch Mikrosondenuntersuchungen überprüft werden. In Kapitel 4 wurden bereits Proben mit dieser Methode untersucht und es bestand die Möglichkeit drei dazu passende M-Proben ebenfalls zu analysieren. Es wurden die Proben B1, B2 und B3 ausgewählt, die in den Abbildungen mit einem ausgefüllten Kreis gekennzeichnet sind. Bei allen drei Proben wurde von ATLAS bei den M-Proben ein wesentlich höherer A_{tot_Mn} Wert als bei den AL-Proben ermittelt.

Die Bestimmung der Seigerungsfaktoren aus den Konzentrationswerten der Mikrosondenuntersuchungen erfolgte nach gleicher Vorgehensweise wie im Kapitel 4. Die Werte von ATLAS wurden über eine Standardmessung ermittelt. In **Tabelle 5-I** ist $A_{tot.Mn}$ für beide Methoden und die sich daraus ergebenden Differenzen zusammengefasst.

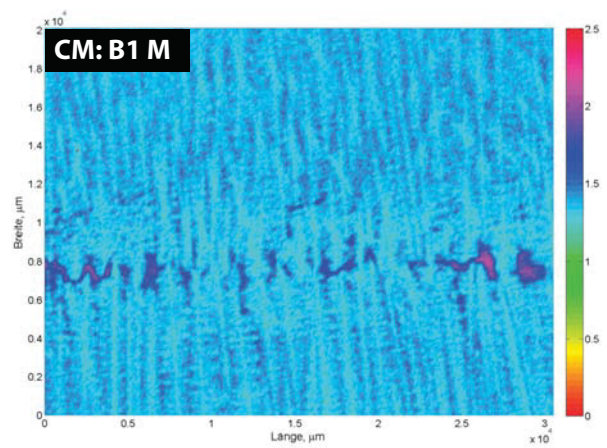
Tabelle 5-I.: Bestimmung von $A_{tot.Mn}$ mit ATLAS und Mikrosonde bei AL und M Proben und Differenzen

	Mikrosonde			ATLAS			Mikrosonde-ATLAS	
	AL	M	AL-M	AL	M	AL-M	AL	M
B1	4,75	9,21	-4,46	0,73	12,21	-11,48	4,02	-3,00
B2	3,25	46,45	-43,20	2,58	15,43	-12,85	0,67	31,02
B3	36,78	19,27	17,51	21,87	39,56	-17,69	14,91	-20,29

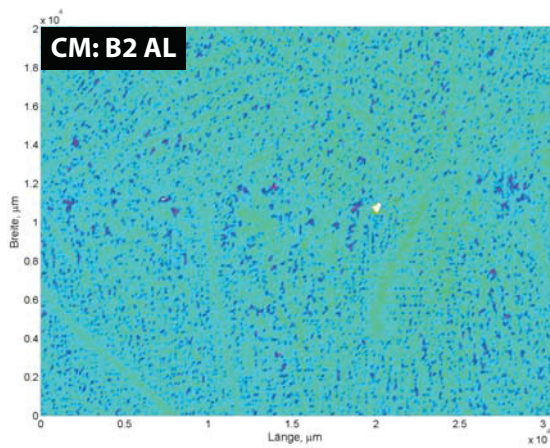
Die von ATLAS ermittelten und in der Tabelle angeführten Zahlenwerte aus den AL- und M-Proben sind in **Abbildung 5-2** eingetragen und entsprechen der oben beschriebenen Auswahl für eine genauere Untersuchung. Wie bereits erwähnt, sind bei den Untersuchungen mit ATLAS bei allen drei Probenpaaren der $A_{tot.Mn}$ Wert der M-Proben um ein vielfaches höher als die der AL-Proben. Die Differenz steigt von Probe B1 über B2 bis B3 ständig an. $A_{tot.Mn}$ aus den Mikrosondenuntersuchungen bestätigt die vorher erwähnten Zusammenhänge nicht. Bei B1, dem sauergasbeständigen Stahl, nehmen die Werte ähnliche Größenordnungen ein und die Differenz sinkt. Bei B2, dem TRIP-Stahl, stimmen die Werte bei der AL-Probe gut überein, bei der M-Probe jedoch nicht. Bei B3, einem hochkohligen Stahl, liefert $A_{tot.Mn}$ aus der Mikrosondenuntersuchung ein umgekehrtes Verhältnis zu ATLAS. Im Kapitel 4 wurden bereits die Ergebnisse aus AL-Messungen von Mikrosonde und ATLAS gegenübergestellt. Die restlichen Daten befinden sich im **Anhang D.1** wobei bei dieser Untersuchung die Probe B3 die schlechteste Übereinstimmung hatte. Die Gegenüberstellung der M Proben führt zu signifikanten Abweichungen, am größten bei Probe B3. Die untersuchte M-Probe von B1 bestätigt die Aussagen vom letzten Kapitel bezüglich auftretende Phänomen, die den Seigerungsfaktor markant beeinflussen. In der folgenden **Abbildung 5-3** sind die CM's von Mangan der Proben B1, B2 und B3 bei Probenlage AL und M gegenübergestellt.



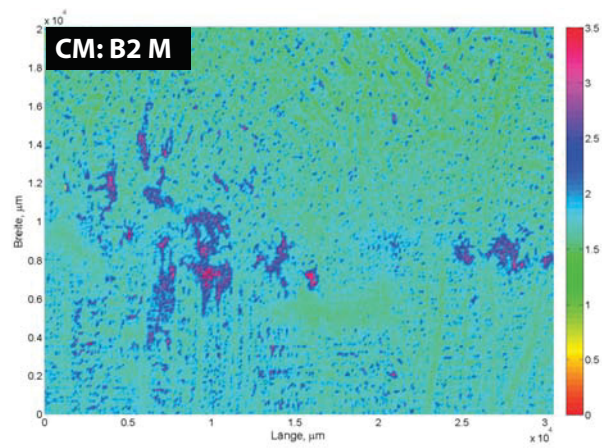
(a) AL Probe von B1



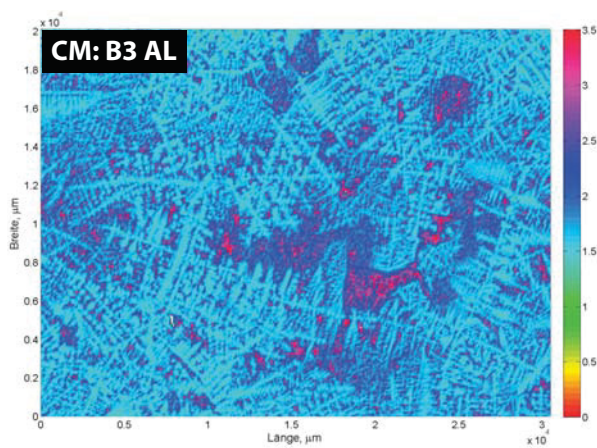
(b) M Probe von B1



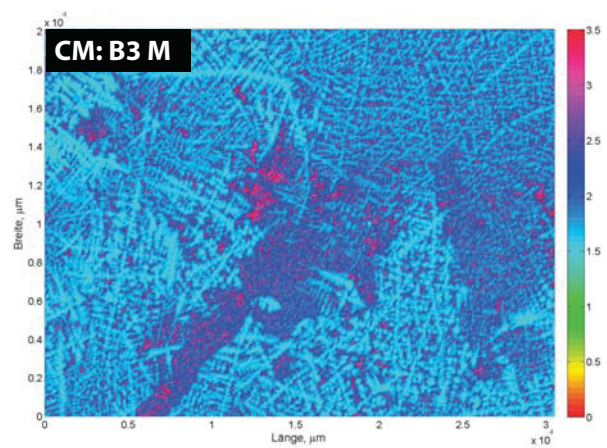
(c) AL Probe von B2



(d) M Probe von B2



(e) AL Probe von B3



(f) M Probe von B3

Abbildung 5-3.: Gegenüberstellung der CM von Mangan der Proben B1, B2 und B3 bei Probenlage AL und M

Die Farbskalierung der Bilder gibt die Höhe der Konzentration von Mangan im jeweiligem gemessenem Punkt an. Nach der für diese Abbildungen relevanten Farbreihenfolge grün, cyan, dunkelblau, magenta und rot steigt die Konzentration an. Der Grundmangangehalt der drei Proben erhöht sich von 1,36 % über 1,82 % auf 1,94 %, worauf die Skalierung von 0 bis 3,5 bei den Proben B2 und B3 sowie auf 2,5 bei den Proben B1 heruntergesetzt wurde. Durch diese Maßnahme sind in allen drei Bildpaaren die Dendritenstämme und -arme erkennbar. Alle sechs Abbildungen zeigen einen ca. 30 mm × 20 mm großen Mittenseigerungsgebiet aus der dazugehörigen Mittenseigerungsprobe.

Der sauergasbeständige Stahl, B1, weist eine eindeutige, nicht durchgängige Mittenseigerung auf. Sowohl in der AL- als auch in der M-Probe sind die auf die Mittenseigerung zulaufenden und dort stoppenden Dendriten sichtbar. Der Vergleich des Probenpaares zeigt eine allgemein höhere Konzentration bei der M-Lage, verbunden mit einem höheren Konzentrationsanstieg in der Mittenseigerung. Die ermittelten Seigerungsfaktoren für Mangan aus beiden Verfahren spiegeln diese Tendenz in unterschiedlichen Verhältnissen wieder.

Die Mittenseigerung im Probenpaar B2 ist nicht so eindeutig identifizierbar wie bei B1. Auffällig sind bei der AL-Probe kleine weiße Bereiche, an welchen die Messdaten negativ werden. Nach intensiver Betrachtung der dreidimensionalen Ansicht und engerer Farbskalen konnte festgestellt werden, dass die Mittenseigerung um den Breitenwert von 10 mm liegt. In der M-Probe steigt die Konzentration stellenweise bis auf 3,5 % und somit bestätigt das CM die hohen $A_{tot.Mn}$ Werte.

Bei den Proben B3, die den höchsten Mangan- und Kohlenstoffgehalt der drei Probenpaare aufweisen, sind die Dendriten bei dieser Farbskalierung gut erkennbar. Seigerungen treten bei beiden Abbildungen nicht wie gewohnt entlang einer Linie auf sondern sind wolkenartig über die Proben verteilt. Bei einer derartigen Konzentrationsverteilung ist die Ermittlung von Seigerungsfaktoren schwierig. Allgemein muss in diesem Zusammenhang festgehalten werden, dass drei untersuchte Proben mit sehr unterschiedlicher Zusammensetzung eine geringe Aussagekraft haben. Es wurden bewusst Proben gewählt, die bei einer ATLAS Untersuchung Unstimmigkeiten aufwarfen. Bei allen drei Probenpaaren konnte jedoch durch beide Untersuchungsmethoden Unterschiede zwischen den Probenlagen festgestellt werden. Ebenfalls zu berücksichtigen ist die unterschiedlich große Untersuchungsflächen der beiden Verfahren und vor allem wo aus der Seigerungsprobe für ATLAS der ca. 30 mm × 20 mm Bereich für

die Mikrosondenuntersuchung entnommen wurde. Bei dieser Überlegung stellt sich aber auch folgende Frage: Wie sieht ein Verlauf der Mittenseigerung über die Gießlänge und über die Brammenbreite aus? Sollten hier Schwankungen mit steilen Gradienten auftreten, kann das eine Erklärung für die oben erläuterten Auswertungsergebnisse sein. Eine weitere Frage ist: Wo können Proben entnommen werden, die für die Bramme bzw. Charge repräsentativ sind?

5.1.2. Die Bramme

Für die Untersuchung in Gießrichtung wurde eine sauergasbeständige Bramme, die am 19.04.2010 auf der Stanggußanlage 6 vergossen wurde, verwendet. Der Stahl hat eine Zusammensetzung von 0,026 % C, 0,33 % Si und 1,50 % Mn. Neben Phosphor mit 0,006 % und Schwefel mit 0,001 % sind noch relevante Mengen an Titan, Niob und Chrom legiert. Die Bramme hat eine Breite von 1600 mm und eine Dicke von 225 mm. Aus der ursprünglichen Brammenlänge von 8,5 m konnte nur 3 m untersucht werden. Der Grund sind nicht konstante Gießparameter ab dieser Länge, die in **Abbildung 5-4** dargestellt sind.

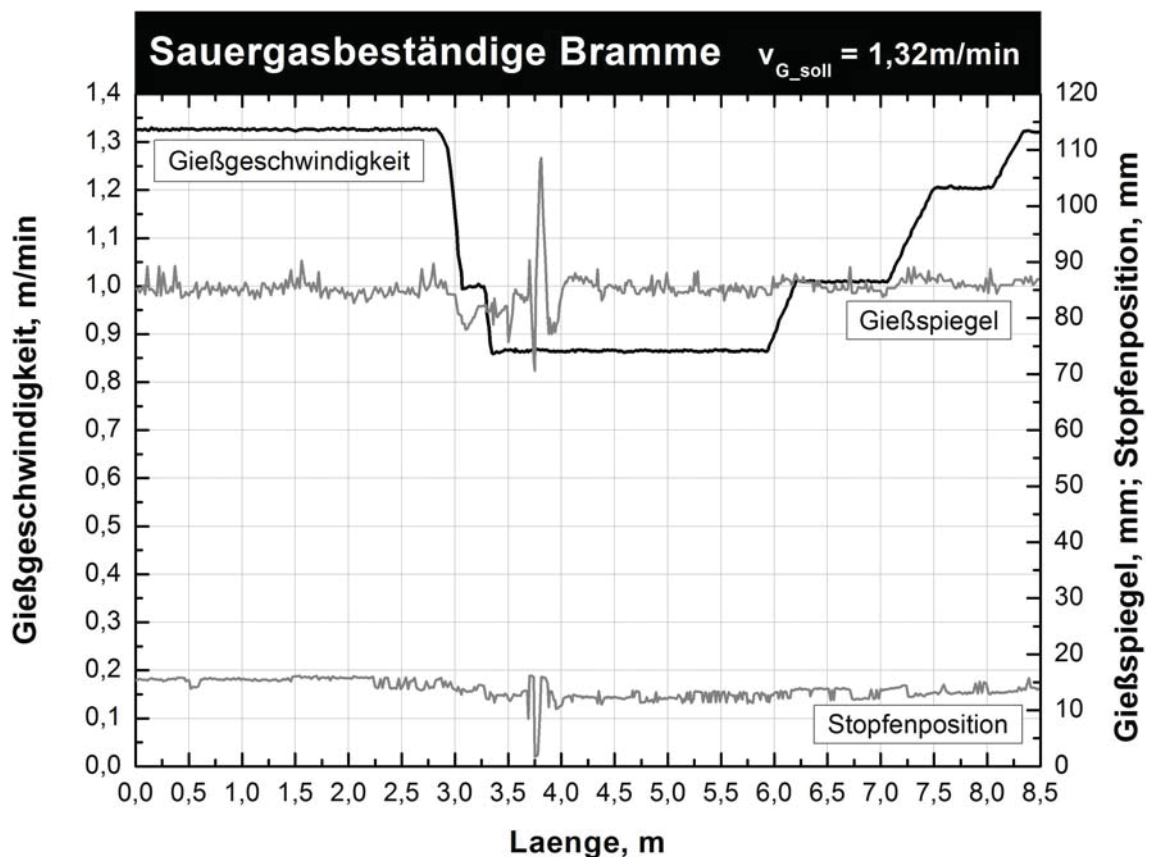


Abbildung 5-4.: Gießgeschwindigkeit, Gießspiegelhöhe und Stopfenposition über Brammenlänge

Aus der Abbildung ist eindeutig zu erkennen, dass die Gießgeschwindigkeit nach ca. 3 m vom Sollwert von $1,32 \frac{m}{min}$ auf unter $0,90 \frac{m}{min}$ abfällt. Die geforderte Gießgeschwindigkeit wird erst am Ende der Brammenlänge wieder erreicht. Die Auswirkung davon sind teilweise große Gießspiegelschwankungen über und unter den Vorgabewert von 85 mm. Zusätzlich sind in der Abbildung die Stopfenpositionen miteingetragen.

Die Brammenprobe von 3 m wurde mittels eines Schneidbrenners in sechs gleichgroße Teilbrammen unterteilt. In **Abbildung 5-5a** ist die Unterteilung in ca. 500 mm lange Teilbrammen dargestellt.

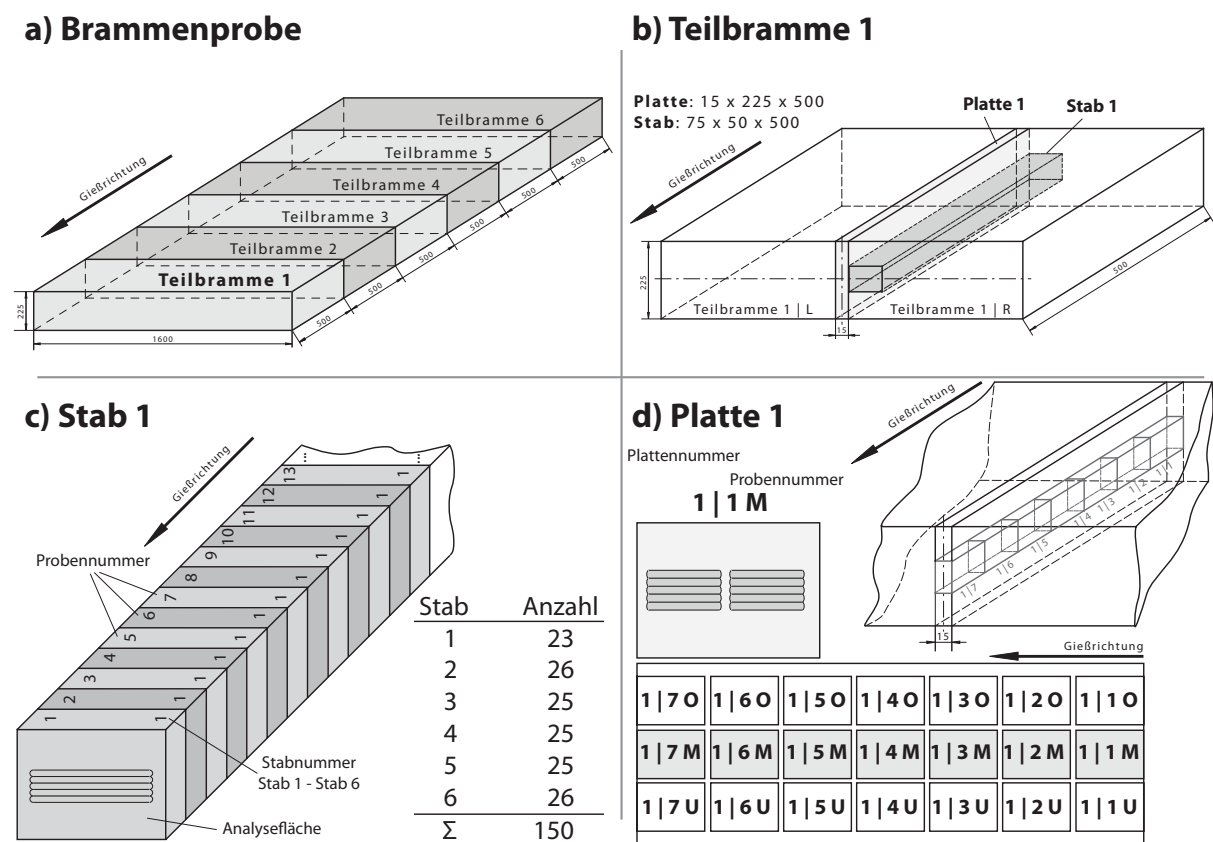


Abbildung 5-5.: Probennahme in Gießrichtung

Abbildung 5-5b zeigt, dass aus jeder der sechs Teilbrammen ein Stab und eine Platte herausgeschnitten wurde. Jeder Stab hatte eine Abmessung von ca. 75 mm x 50 mm x 500 mm und ist immer in die gleiche Brammenhälfte versetzt. Obwohl durch diese Versetzung die Definition über die Position der M-Probe nicht mehr Gültigkeit hat, gab es keine andere Möglichkeit, wenn eine Charakterisierung der Seigerung über eine möglichst weite Länge oberstes Ziel ist. Anschließend wurden alle Stäbe, wie für Stab 1 in **Abbildung 5-5c** dargestellt, in Seigerungs-

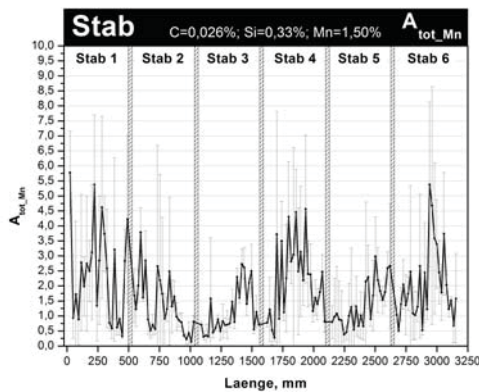
proben unterteilt und beschriftet. Die Anzahl der Proben je Stab variierte zwischen 23 und 26, insgesamt wurden 150 Proben aus der drei Meter langen Brammenprobe entnommen. Jede Platte hatte eine Abmessung von ca. 15 mm × 225 mm × 500 mm und stammt aus der Mitte der Brammenbreite. Eindeutig ist die Position der Platte beispielhaft an der Teilbramme 1 in **Abbildung 5-5b** skizziert. Jede Platte wurden in 3 × 7 Probenreihen unterteilt, wobei die Mittellinie der zweiten Probenreihe genau auf halber Dicke der Brammenprobe lag. Die **Abbildung 5-5d** veranschaulicht die Seigerungsprobennahme aus der Platte. Für die Untersuchung auf Seigerung wurden die in der Abbildung grau eingefärbten sieben mittig liegenden Proben pro Platte verwendet. Die insgesamt 42 Proben entsprechen der Definition über die Position der AL-Proben.

Wie in den **Abbildung 5-5c** und **d** bereits an den eingezeichneten Messlinien erkennbar ist, wurde die Standardmessung angepasst. Wie die Adaptierung erfolgte, die Ergebnisse der Längsuntersuchung und Ätzbilder der Plattenproben wird in den nächsten Abschnitten behandelt.

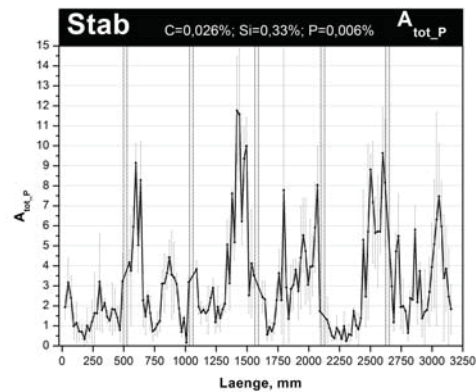
5.1.3. Stab (M)

Die Präparation der Proben aus dem Stab erfolgte wie bei der Standardmessung beschrieben. Zuerst wurden bei allen 150 Proben eine Messung mit zehn Linien durchgeführt. Ein Grund ist die Tatsache, dass die Entnahme eines Stabes in dargestellter Position über diese Länge schwierig ist und es zu Abweichungen aus der Mitte kommen kann. Durch die Messungen von zehn Linien wurde die ungefähre Position der Mittenseigerung bestimmt und die Positionen der Messlinien darauf abgestimmt. Ein anderer Grund ist die Verwendung der Messdaten zur Thematik Linienanzahl. Leider hatten viele Proben signifikante Konzentrationsanstiege in den letzten Linien und wurden daher nicht weiter untersucht. Basierend auf diesen Ergebnissen wurde der Abstand der ersten Linie zum Bezugspunkt auf der Probe für alle Proben des Stabes 1 und 6 auf 19 mm, die restlichen auf 16 mm, gelegt. Anzahl der Linien von fünf sowie die drei Messebenen, Frequenz des Funkenspektrometers, Vorschubgeschwindigkeit, Messdauer und der Auswertalgorithmus wurden gegenüber der Standardmessung nicht verändert, siehe Abschnitt 3.2 sowie **Abbildung 3-3** und **Abbildung 3-4**.

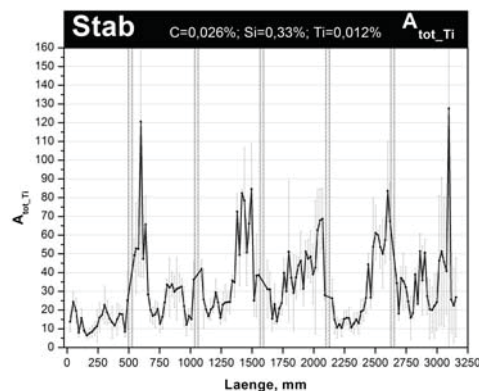
Für die Darstellung der Seigerungsfaktoren ist es notwendig für jeden Wert die Längenposition im Stab zu bestimmen. Deshalb wurde die Dicke der Proben gemessen und die Schnittbreite des Schneidbrenners mit 30 mm und die des Sägeblattes mit 1,6 mm berücksichtigt. **Abbildung 5-6** stellt die Verläufe der Seigerungsfaktoren A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} über die Länge aller sechs Stäbe dar.



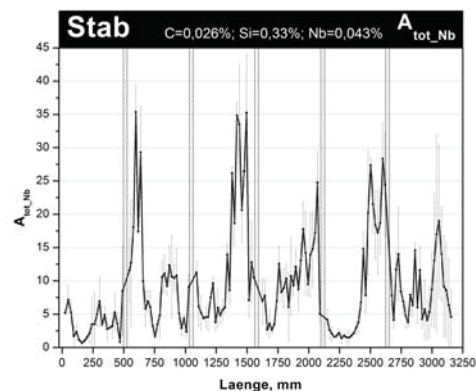
(a) Stab: A_{tot_Mn}



(b) Stab: A_{tot_P}



(c) Stab: A_{tot_Ti}



(d) Stab: A_{tot_Ti}

Abbildung 5-6.: Verlauf von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} im gesamten Stab

In den Abbildungen sind die Stäbe aus den sechs Teilbrammen durch senkrechte Geraden, die symbolisch die Schnittbreite des Schneidbrenners darstellen, voneinander optisch getrennt. Die eingetragenen Seigerungsfaktoren mit denen aus drei Messungen pro Probe stammenden Standardabweichungen sind mit Geraden untereinander verbunden. Daraus ergibt sich der Verlauf für einen Seigerungsfaktor aus 450 Einzelmessungen. Die vier Verläufe von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} in **Abbildung 5-6** weisen über die gesamte Länge ähnliche Tendenzen auf, sind aber von bedeutenden Schwankungen der einzelnen Messpunkte begleitet. Hoch-

und Tieflagen sind jedoch bei allen vier Abbildungen meist durch mehrere Proben, d. h. über eine gewisse Länge, vorhanden. Bei den einzelnen Seigerungsfaktoren sind diese an selber Stelle (Länge), haben aber unterschiedlich starke Ausprägungen. Der Verlauf A_{tot_Mn} weist die geringsten Unterschiede zwischen einer Hoch- und Tieflage auf, die Werte der Proben vom ersten Stab fallen jedoch aus der Tendenz. Der Verlauf von A_{tot_Nb} hat die ausgeprägtesten Schwankungen und wurde stellvertretend auf Periodizität untersucht. Wie die Abbildungen zeigen, konnten keine im bestimmten Abstand immer wieder kehrenden Hoch- bzw. Tieflagen gefunden werden.

Das verwendete Spektrometer wird wöchentlich mittels einer Kontrollprobe überprüft und anschließend rekali­briert. Bei einer Überprüfung mussten ungewöhnlich hohe Korrekturwerte eingegeben werden. Die Vermutung lag nahe, dass die unmittelbar davor durchgeführten Messungen nicht korrekt waren. Zur Überprüfung wurden die Konzentrationen von Mangan, Phosphor, Titan und Niob herangezogen. Aus jeder Messung wurde eine mittlere Konzentration berechnet und die drei Konzentrationswerte pro Probe wurden wiederum gemittelt. Dieser Konzentrationswert ist für jede der 150 Proben und den angesprochenen Elementen in **Abbildung 5-7** zusammengefasst.

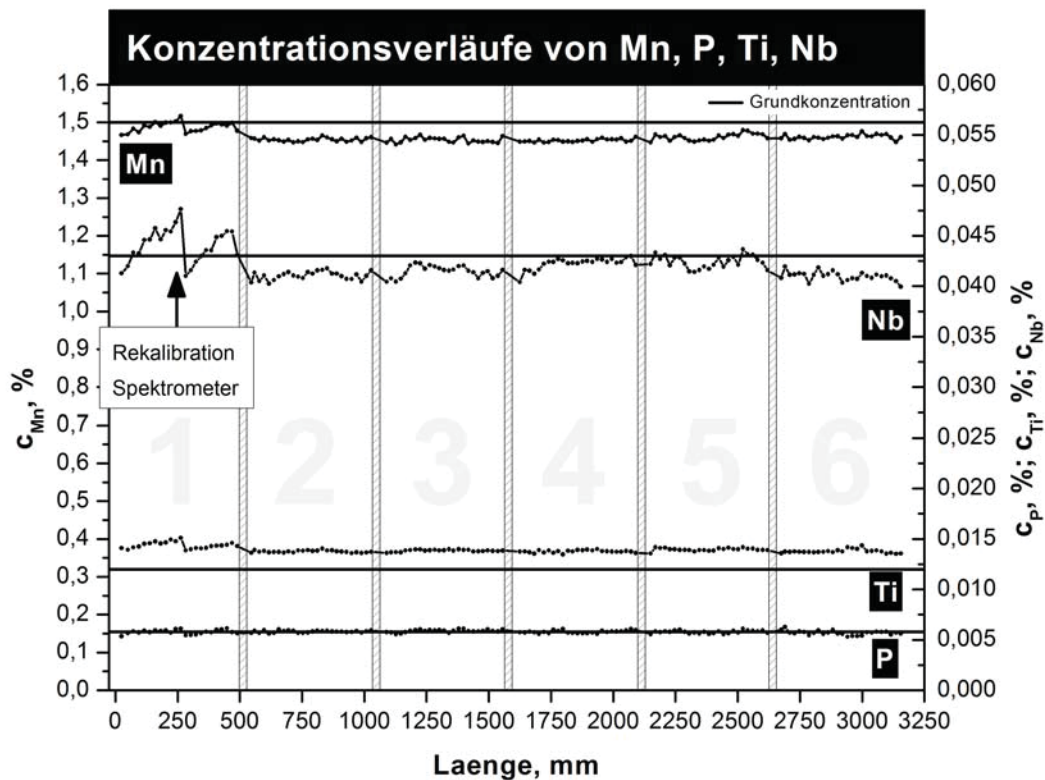


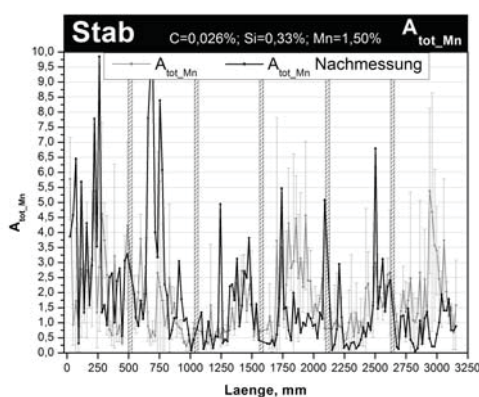
Abbildung 5-7.: Konzentrationsverläufe im Stab

Alle vier Konzentrationsverläufe haben einen sichtbaren Sprung bei der Messung der Proben vom ersten Stab und stimmen mit dem Zeitpunkt der Rekalibration überein. Obwohl ein Ausbrechen der Konzentrationen nach oben nur im Bereich des Stabes 1 festgestellt werden konnte, wurde eine Nachmessung über die gesamte Länge unter noch konstanteren Bedingungen durchgeführt. Die Veränderungen zur vorangegangenen Messung sind folgende:

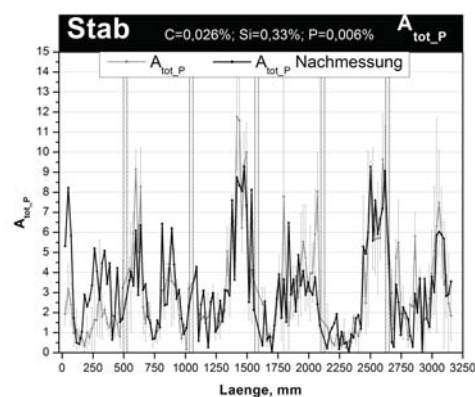
- Jede Probe wurde nur einmal gemessen.
- Die erste Linie wurde bei allen Proben nach einem Abstand von 16 mm zum Bezugspunkt positioniert.
- Die gesamte Messung wurde innerhalb einer Woche durchgeführt.
- Nach zwei Proben wurde der Messvorgang ausgesetzt bis die Anlage, vor allem das Spektrometer mit der Elektrode, abgekühlt waren.
- Währenddessen wurde die Elektrode und der Funkentisch händisch gereinigt. Zwischen den zwei Proben wurde das Reinigungsmodul eingesetzt.

Bei den ersten Messungen des Stabes war es üblich das Probenrack mit 20 Proben zu befüllen und die Anlage im Dauerbetrieb laufen zu lassen. Damit wurde eine Dauerbelastung der Anlage über mehrere Stunden simuliert. Das Reinigungsmodul ist ein Prototyp und war im Zeitraum der Versuchsdurchführung in der Entwicklung. Dadurch konnte das Modul bei den ersten Messungen nicht immer mit voller Zufriedenheit eingesetzt werden. Bei der Nachmessung hingegen war das der Fall.

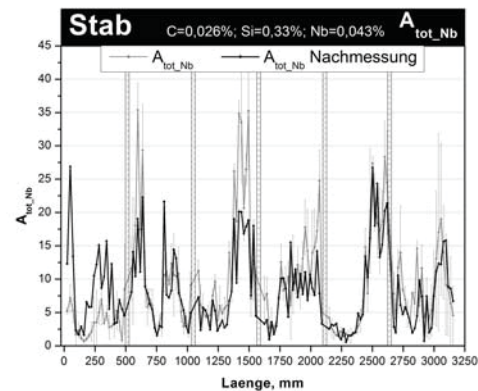
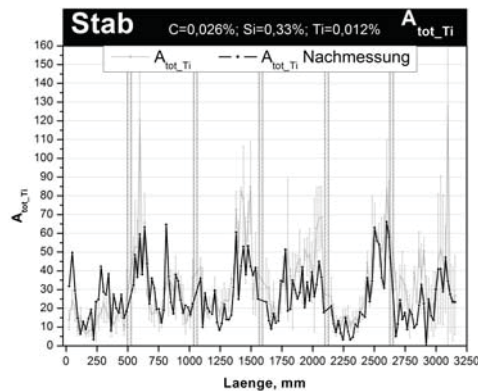
Das Resultat der Nachmessung ist im gleichem Stil wie die Erstmessung im **Anhang E.1** dargestellt. **Abbildung 5-7** zeigt die Verläufe der Seigerungsfaktoren im direkten Vergleich der Erstmessung (grau) zur Nachmessung (schwarz).



(a) Vergleich Nach- zu Erstmessung Stab: A_{tot_Mn}



(b) Vergleich Nach- zu Erstmessung Stab: A_{tot_P}



(c) Vergleich Nach- zu Erstmessung Stab: A_{tot_Ti}

(d) Vergleich Nach- zu Erstmessung Stab: A_{tot_Nb}

Abbildung 5-7.: Vergleich der Nachmessung mit der Erstmessung von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}

Die Nachmessung liegt in Bezug auf deren Werte in der gleichen Größenordnung wie die Erstmessung. Die Verläufe zeigen ähnliche Minima und Maxima. Die Position der Minima und Maxima im Stab sind bei den Verläufen der Seigerungsfaktoren A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} gleich, jedoch sind die Maxima teilweise nicht so markant als bei der Erstmessung. Der Verlauf der Nachmessung von A_{tot_Mn} zeigt nicht immer die gleiche Verhaltensweise wie die Erstmessung. An einer Vielzahl von Stellen aller vier Faktoren, an welchen die beiden Verläufe von einander abweichen, befinden sich jedoch die Messpunkte der Nachmessung oft im Bereich der Standardabweichung der Erstmessung. Das bedeutet, dass bei einer Mittelung der drei Messungen der Erstmessung und die eine Messung der Nachmessung die Verläufe nur geringe Veränderungen erfahren würden. Das grobe Profil der Verläufe, also die Stellen mit den erkennbaren Minima und Maxima, würde gleich bleiben. Die Veränderungen, die bei der Nachmessung gegenüber der Erstmessung durchgeführt wurden, hatten keine signifikanten Auswirkungen auf die Verläufe. Im Vorfeld wurde erwartet, dass die Werte aus der Nachmessung im Bereich vom Stab 1 wegen des Konzentrationsprungs und der Neupositionierung der ersten Messlinie eine andere Tendenz haben, als jene aus der Erstmessung. In diesem Bereich sowie auch im Bereich von Stab 6, wo ebenfalls die erste Linie von 19 mm auf 16 mm verändert wurde, gibt es keine außergewöhnlichen Abweichungen. Die Mittenseigerung wurde durch diese Änderung von einer anderen Linie gemessen, was aber im Endergebnis von A_{tot} zu keinen großen Änderungen führte. Die weiteren Maßnahmen zur Erreichung von konstanteren Bedingungen bei der Messung hatten somit auch keinen merkbaren Einfluss auf das Ergebnis. Erklärbar wird dies bei Betrachtung der zehn Messwerte der Probe A2 unter Abschnitt 3.4.1.

Probe A2, die der Zusammensetzung eines sauergasbeständigen Stahls entspricht, hat über die zehn Messungen eine Schwankungsbreite. Diese Schwankungsbreite, bezogen auf die einzelnen Messpunkte des Stabes, ist größer als der Unterschied zwischen den Messpunkten der Erst- und Nachmessung in **Abbildung 5-7** bei gleicher Position.

Die Veränderungen zwischen den beiden Messungen hatten nur minimale, nicht erkennbare Auswirkungen. Die sich aufdrängende Frage, in welchem Wertebereich sich die Seigerungsfaktoren in der Bramme befinden müssen, um ein qualitativ hochwertiges sauergasbeständiges Endprodukt erzeugen zu können, wird unter Kapitel 6 behandelt. Zuvor wird der Seigerungsverlauf in der Platte untersucht und mit dem Stab gegenübergestellt. Anschließend wird die Seigerung über die Breite analysiert.

5.1.4. Platte (AL)

Für die Messung der Platte wurde die Standardmessung aus zwei Gründen adaptiert. Der erste Grund war, möglichst die gesamte Länge der Probe zu messen, weil bei dieser Messung der Konzentrationsverlauf über die Brammen-(Proben)länge und die daraus ermittelten Seigerungsfaktoren von Interesse sind. Der zweite Grund war die Erfassung des Konzentrationsgradientes über die Probenlänge, denn der Seigerungsfaktor beschreibt immer die fünf vollständigen Linien gemeinsam. Eine Auswertung von jedem der zwölf Felder pro Linie der 42 Proben ist schwierig durchführbar und eine Verringerung der Feldanzahl ist einerseits aufwendig und andererseits ist die Vergleichbarkeit mit den Ergebnissen vom Stab nicht mehr gegeben. Unter Berücksichtigung der oben genannten Gründe, wurde die Messung der Proben wie in **Abbildung 5-8** dargestellt, durchgeführt.

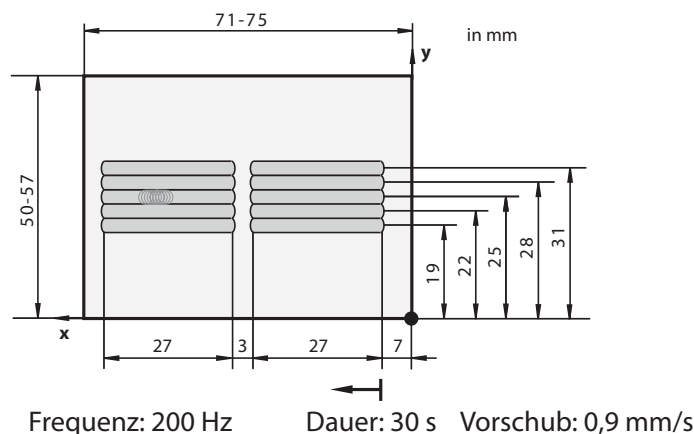
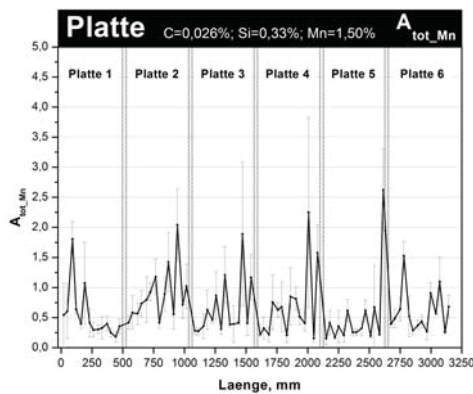
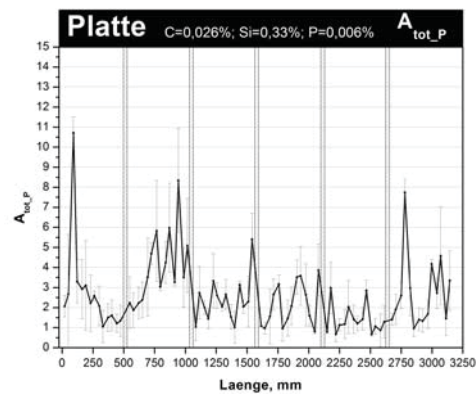


Abbildung 5-8.: Positionen der Messlinien bei der Platte

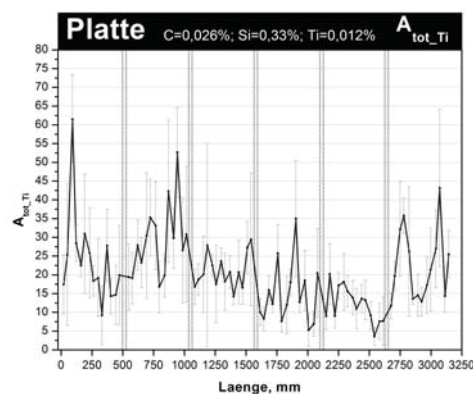
Der Beginn der Messlinien wurde von 9 mm auf 7 mm verringert. Ein noch geringer Abstand zur Kante ist nicht möglich, weil sonst aus Sicherheitsgründe die Messung nicht durchgeführt würde. Der gleiche Mindestabstand muss vom Linienende bis zur Kante eingehalten werden oder die Messung würde nach der Vermessung der Probe nicht beginnen. Die Messdauer wurde aus den oben angeführten Grund auf 30 Sekunden halbiert, was wiederum zwei Messungen pro Probe mit eigenständiger Auswertung, also zwei Seigerungsfaktoren pro Probe, ermöglicht. Der Abstand zwischen den beiden Messpaketen beträgt 3 mm, gleich viel wie zwischen den Linien. Die Ermittlung der Seigerungsfaktoren wurde analog zur Standardmessung durchgeführt, jedoch nur mit halber Anzahl an Einzelmessungen pro Feld. Der Bezugspunkt für A_{tot} in den nachfolgenden **Abbildung 5-9** liegt auf halber Messlinienlänge. In diesen Abbildungen sind die Verläufe der Seigerungsfaktoren $A_{tot.Mn}$, $A_{tot.P}$, $A_{tot.Ti}$ und $A_{tot.Nb}$ dargestellt.



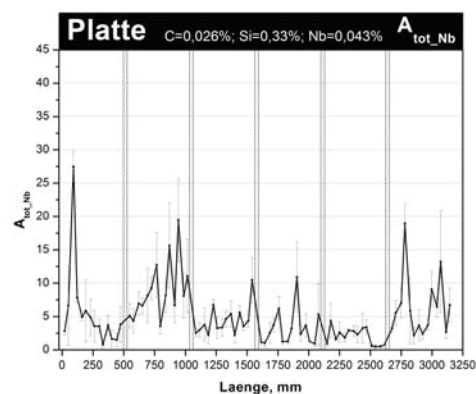
(a) Platte: $A_{tot.Mn}$



(b) Platte: $A_{tot.P}$



(c) Platte: $A_{tot.Ti}$



(d) Platte: $A_{tot.Nb}$

Abbildung 5-9.: Verlauf von $A_{tot.Mn}$, $A_{tot.P}$, $A_{tot.Ti}$ und $A_{tot.Nb}$ über die Platte

Die Verläufe der vier Seigerungsfaktoren sind zickzackförmig und ähneln sich. Die in diesem Kapitel schon mehrfach mögliche auftretende Korrelation zwischen den vier betrachteten Seigerungsfaktoren wird im Abschnitt 6.4 untersucht. Jede einzelne Spitze, die entweder nach oben oder nach unten ausschlägt, beschreibt die Seigerung über eine Länge von 27 mm(5-8). Unter Berücksichtigung der Standardabweichungen der Messpunkte sind Bereiche mit mehreren höheren und auch mit niedrigeren Werten identifizierbar. Basierend auf diesen Sachverhalt wurden alle 42 Proben einer automatisierten Ätzung zugeführt. Dabei wurden die Proben nacheinander in Behälter mit nachfolgend beschriebener Flüssigkeiten getaucht. Der Ablauf der Ammoniumpersulfat Ätzung sieht wie folgt aus:

- Zuerst werden die Proben mit einem Metallreiniger gesäubert. Der Metallreiniger besteht hauptsächlich aus Natriumhydroxid (67%), Natriumcarbonat (13%) und Dodecylbenzolsulfonsäure (4%)
- Spülen bei Raumtemperatur für 15 s.
- Spülen bei 45 °C für 30 s.
- Ätzen mit Ammoniumpersulfat bei Raumtemperatur für 272 s.
- Spülen bei Raumtemperatur für 15 s.
- Spülen bei 45 °C für 60 s.
- Abschließendes Lufttrocknen unter Druck für 350 s.

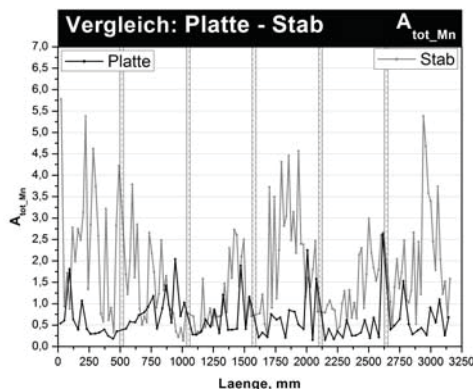
Bei der Ätzung ist es bei einigen Proben zu einer Schlierenbildung auf der Oberfläche gekommen, die leicht fälschlicherweise als Dendritenstämme interpretiert werden könnten. Die Ätzbilder der 42 Proben befinden sich im **Anhang E.2**. Aufgrund der Nachteile von Ätzungen und der geringen Seigerung von Sauer gasstählen können nur wenige Aussagen getroffen werden. Bei genauer Betrachtung, vor allem der Originalproben, sind die Dendriten und deren Wachstumsrichtung erkennbar. Die vom oberen und unteren Bildrand unter einem leichten Winkel zur Mitte laufenden Dendriten treffen sich dort. In der ungefähren Mitte der Bilder ist die Mittenseigerung durch dunklere Bereiche erkennbar. Je dunkler der Bereich ist, desto höher ist die Seigerung. Auf den Ätzbildern ist erkennbar, dass die Mittenseigerung nicht durchgängig ist und diese innerhalb der Probe aber auch über mehrere Proben unterschiedlich hoch ausgeprägt ist. Die Ätzbilder bestätigen den zickzackförmigen Verlauf der Seigerungsfaktoren und stimmen teilweise tendenziell mit den Minima und Maxima der Verläufe überein.

Eine Bestimmung der Seigerungshauptlinie, A_{tot_L1} führte im Bereich von Platte 4 und den angrenzenden Teilbereiche von 3 und 5 zu unterschiedlichen Ergebnissen. A_{tot_L1} springt von der sich hauptsächlich befindenden zweiten Messlinien mehrmals auf die erste und wieder zurück. Ursachen können veränderte Erstarrungsbedingungen und damit einhergehend eine Verschiebung der Position der Seigerung sein oder die Probennahme bzw. Probennachbearbeitung. Zweiteres ist wahrscheinlicher um eine Verschiebung von ca. 3 mm zu verursachen und die Verläufe zeigen auch kein abnormales Verhalten.

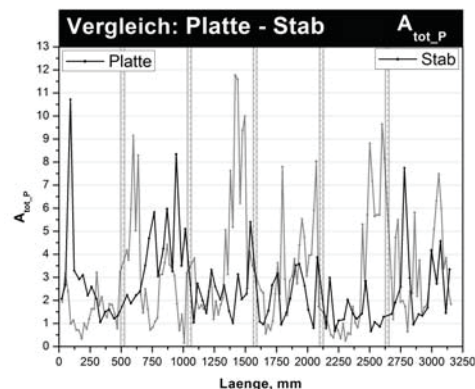
Unter Abschnitt 5.2 wird der Verlauf der Seigerung über die Breite untersucht. Vorwegnehmend, im Bereich der halben Brammenbreite, also an der Position der AL Probe in der Bramme sind große Gradienten der Seigerungsfaktoren aufgetreten. Das hat zur Folge, dass eine ungenaue Probennahme große Auswirkung auf die in diesem Kapitel dargestellten Verläufe der Seigerungsfaktoren hat.

5.1.5. Vergleich Platte-Stab

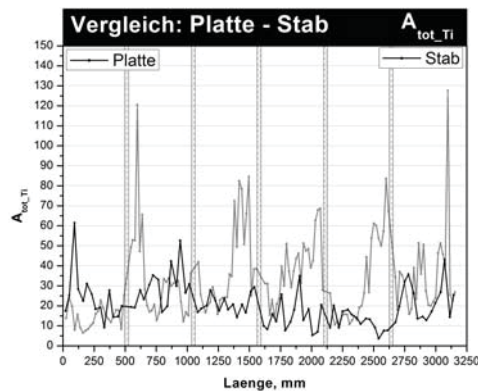
Im Abschnitt 5.1.1 wurde der Seigerungsfaktor von A_{tot_Mn} bei Probenlage AL zu M verglichen. In **Abbildung 5-9** sind die Verläufe der Seigerungsfaktoren A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} von Platte und Stab (Erstmessung) über die Brammenlänge gemeinsam dargestellt.



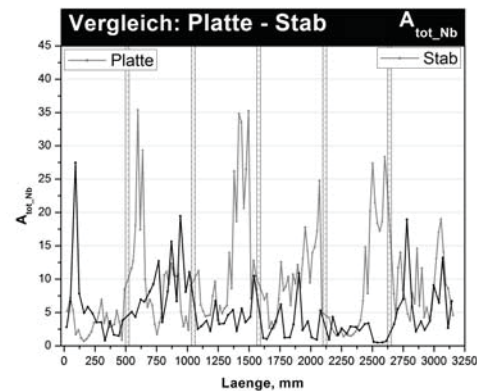
(a) Vergleich Platte - Stab: A_{tot_Mn}



(b) Vergleich Platte - Stab: A_{tot_P}



(c) Vergleich Platte - Stab: A_{tot_Ti}



(d) Vergleich Platte - Stab: A_{tot_Nb}

Abbildung 5-9.: Vergleich von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} zwischen Platte und Stab

Bei allen vier Verläufen sind keine Ähnlichkeiten festzustellen. Die Werte der Platte sind niedriger als jene des Stabes. Für eine genaue Bestimmung des Unterschieds zwischen den Verläufen von Platte und Stab wurden die Flächen unter den Kurven ermittelt. Die Flächen ergeben sich, wie in der Abbildung dargestellt, durch geradlinige Verbindungen der einzelnen darauf folgenden Messpunkte. Der Flächenvergleich der Verläufe führte nicht bei allen Seigerungs-faktoren zu dem selben Verhältnis. Den größten Faktor zwischen Stab und Platte von 2,7 haben die Flächen von A_{tot_Mn} . Das bedeutet, dass die Fläche unter dem Verlauf der ermittelten Messpunkte vom Stab um 2,7 mal größer ist als die Fläche unter dem Verlauf von der Platte. Der geringste Faktor wurde bei A_{tot_P} von 1,2 gefolgt von A_{tot_Ti} von 1,6 und A_{tot_Nb} von 1,8 festgestellt. Ein Vergleich der Mittelwerte über die Länge führte bei den einzelnen Seigerungs-faktoren genau zu den selben Verhältnissen. Der Schluss, dass alle Sauer gasstähle mit den oben genannten Faktoren umgerechnet werden können, ist nicht zulässig. Ein möglicher Grund für diese nicht Übereinstimmung der Verläufe von Platte und Stab ist die Lage des Stabes in der Bramme. Einerseits die deutliche Versetzung des Stabes außerhalb der geometrischen Mitte und andererseits die M-Lage der Proben, lässt die Vermutung zu, dass die Makroseigerung über die Breite nicht homogen verteilt ist. Im nächsten Abschnitt 5.2 wird unter anderem das Seigerungsverhalten von zwei Sauer gasbrammen über die Breite untersucht.

5.2. Brammenbreite

Für die Untersuchung des Verlaufs von Makroseigerung in Brammen über die Breite wurde auf früher gemessene Daten zurückgegriffen. Unter Abschnitt 5.2.1 wurden zwei sauergasbeständigen Stähle aus zwei unterschiedlichen Chargen jedoch mit selber Zusammensetzung und gleichen Gießparameter über die gesamte Breite untersucht. Unter Abschnitt 5.2.2 wird die Bestimmung der Position der Sumpfspitze über die Veränderung der Gießgeschwindigkeit, statischer Soft Reduction und anschließender Bestimmung der Seigerungsfaktoren mithilfe von ATLAS ermittelt. Bei den niedrigsten Seigerungsfaktoren hatte die Soft Reduktion optimale Wirkung, da sich die Sumpfspitze der metallurgischen Länge genau in diesem Bereich befand. Es wurde jeweils ein sauergasbeständiger Stahl und ein TRIP Stahl auf Makroseigerungen über die halbe Breite untersucht und mit nur einer AL-Probe verglichen.

5.2.1. Verlauf bei sauergasbeständigen Stählen

Die Ermittlung der Verläufe der Seigerungsfaktoren über die gesamte Breite wurde an zwei gleichen sauergasbeständigen Stählen durchgeführt. Die Zusammensetzung beider Stähle ist 0,026 % C, 0,33 % Si und 1,50 % Mn. Neben Phosphor mit 0,006 % und Schwefel mit 0,001 % sind noch relevante Mengen an Titan, Niob und Chrom legiert. Das Legierungskonzept ist ident mit dem sauergasbeständigen Stahl, der in Gießrichtung untersucht wurde. Die beiden untersuchten Brammenstücke hatten eine Breite von 1250 mm und die Chargen wurden an der CC6 unter den selben Bedingungen vergossen.

Die Probennahme erfolgte wie bei AL-Proben jedoch über die gesamte Breite der Bramme. Die Anzahl der Proben war bei Breite 1 und Breite 2 unterschiedlich. Die Breite 1 wurden in 61 Proben, Breite 2 in 65 Proben zerschnitten, was eine Probendicke von ca. 20 mm bedeutet. Die Messung der Proben und die Ermittlung der Seigerungsfaktoren wurde nach der Standardmessung, die im Kapitel Analyseverfahren ATLAS unter Abschnitt 3.2 und 3.3 beschrieben ist, durchgeführt. Die Verläufe der Seigerungsfaktoren $A_{tot.Mn}$, $A_{tot.P}$, $A_{tot.Ti}$ und $A_{tot.Nb}$ sind für die Breite 1 und Breite 2 übereinander in **Abbildung 5-10a** und **b** dargestellt.

Obwohl in den Abbildungen vier Verläufe eingezeichnet sind, werden diese aufgrund ihrer starken Ähnlichkeit im Folgenden gemeinsam beschrieben. Die in sich ändernden Grautönen eingezeichneten Bereiche stellen einerseits die Symmetrie über die Brammenbreite und andererseits den Zusammenhang zwischen den beiden Breitenmessungen her. Am Beginn und am Ende

der Brammenbreite wurde über eine Länge von ca. 150 mm kaum bis keine Mittenseigerungen detektiert. In diesem Bereich befindet sich das Erstarrungsdreieck mit dem sogenannten Tripelpunkt. Links vom Tripelpunkt erfolgt die Wärmeleitung und Erstarrung über die Schmalseite, rechts vom Punkt über die untere und obere Breitseite der Bramme. Laut Literatur²⁶ muss das Auftreten oder Nichtauftreten von Mittenseigerung nicht mit dem Tripelpunkt zusammenfallen. Auch nach diesem Punkt können die Dendriten ideal verzahnt sein und erst wenn die Eigenstützung aufhört und die Ausbauchung beginnt, entstehen Seigerungen. Nach diesem Bereich erfolgt ein steiler Anstieg der Mittenseigerung, der bei Breite 2 stärker ausgeprägt ist als bei Breite 1. Nach diesem Anstieg verbleiben die Verläufe über weitere 200 mm der Breite auf höherem Niveau und fallen anschließend überraschend auf nahezu Null ab, d. h. es wurde keine Mittenseigerung gemessen. Diese beiden Minima über die Breite treten nicht ganz symmetrisch auf, sie liegen um die 400 mm und 875 mm und haben eine Ausdehnung von ca. 50 mm. Auffällig ist, dass jeweils im rechten Bereich der Bramme das Minimum deutlicher in Erscheinung tritt als im linken Bereich der Bramme. Die Verläufe steigen zur Mitte hin wieder an, bis diese in der Mitte wieder signifikant abfallen. Besonders gut erkennbar an den Verläufen von Breite 2 in **Abbildung 5-10b**. Dieser teilweise sehr steile Abfall in der Mitte hat Auswirkungen auf die Bestimmung der Seigerungs-faktoren bei der Standardmessung. Die Probennahme für diese Messung erfolgt bei halber Brammenbreite, d. h. genau auf der Linie die in der **Abbildung 5-10** mit Mitte bezeichnet ist. Erfolgt die Probennahme etwas außerhalb der Mitte, weil die Mitte wegen Ausbauchungen und/oder Einziehungen der Bramme am Rand nicht eindeutig bestimmbar ist, ändert sich der Seigerungs-faktor dementsprechend mit. Hingegen treten fast über die gesamte Brammenbreite Schwankungen auf, die mit denen in der Mittenregion gleichwertig sind. Relativ konstante Werte über eine längere Breite werden außer am Rand bei ca. 850 mm bis 900 mm Breite gemessen, das schon erwähnten Minimum, welches in abgeschwächter Form auch um die 400 mm Breite auftritt.

Nach einem internen Bericht über die CC5 der voestalpine Stahl GmbH soll ein Zusammenhang zwischen Mittenseigerungen und Rollenteppich bestehen. Basierend auf diesem Bericht wurden die Stützstellen in der Richtzone der CC6 für Außen- und Innenbogen, da diese nicht symmetrisch sind, ermittelt. In der Richtzone befinden sich 16 Stützrollen die entweder einmal oder zweimal unterteilt sind und an diesen Stellen keine stützende Wirkung auf den Strang haben. Außerdem ist die Wärmeabfuhr von Stellen mit bzw. ohne Rollenkontakt unterschiedlich und dadurch kann sich die Form der Sumpfspitze verändern. In **Abbildung 5-10c** sind die Anzahl der Stützstellen wegen der Symmetrie nur über die halbe Breite der Anlage für den Au-

Benbogen links und den Innenbogen rechts dargestellt. Der Vergleich der Minima in den Breitenverläufe der Seigerungs faktoren mit der Anzahl an Stützstellen zeigt eine Übereinstimmung in den Bereichen mit kleinster Stützanzahl.

Eine mögliche Theorie lautet folgendermaßen: Eine hohe Wärmeabfuhr führt zur Ausbildung von geringeren Makroseigerungen in der Bramme. Obwohl die Wärmeabfuhr zwischen Rollen und Strang, wo sie sich berühren, größer ist, als bei den nicht gestützten Stellen, zeigen die Verläufe ein umgekehrtes Ergebnis. An den unterbrochenen Stellen der Rollen rinnt das Kühlwasser der Stranggußanlage entlang des Stranges und führt vermutlich zu einer noch größeren Kühlwirkung, was wiederum Makroseigerung verringern würde. Ebenfalls in diesen Bereichen treten vermehrt Risse auf und auch aus diesem Grund werden zum Zeitpunkt der Erstellung dieser Arbeit Versuche unternommen, die Kühlwirkung zu senken. In der Mitte (halber Breite) ist der Strang in der Richtzone für ein kleines Breitenstück optimal gestützt. Der mögliche Zusammenhang zwischen Rollenteppich und Mittenseigerung wird von der voestalpine Stahl GmbH weiter untersucht und zum Zeitpunkt der Erstellung dieser Arbeit werden Modifikationen bei den Stranggußanlagen erprobt. Ausbildung einer w-förmigen Sumpfspitze verursacht durch Strömungen beim Einguss ist ein weiterer möglicher Ansatz.

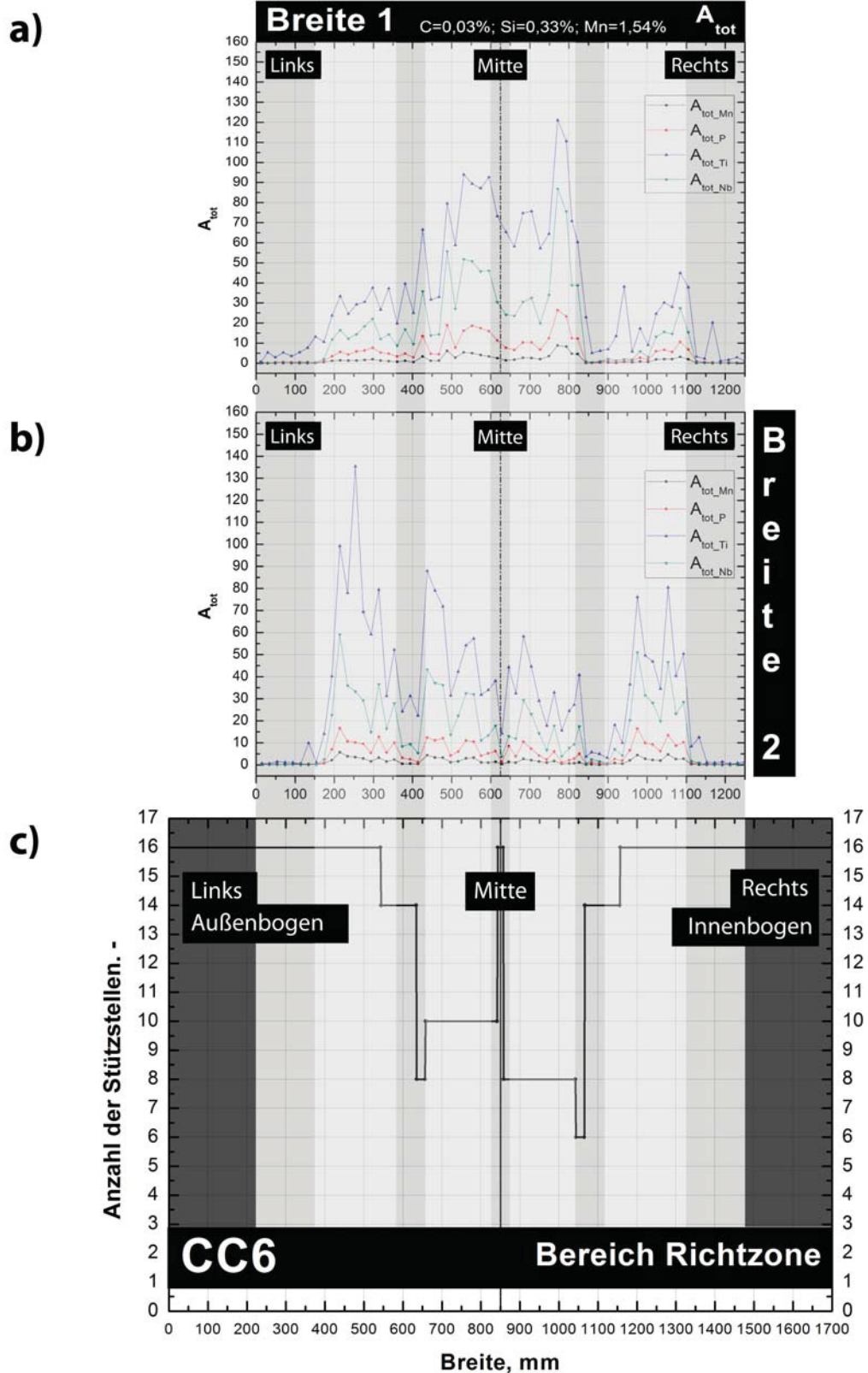


Abbildung 5-10.: Seigerungsverlauf von zwei Sauer gasstählen a) und b) in Verbindung mit den Stützstellen in der Richtzone der CC6 für den Außen- und Innenbogen c) (symmetrisch)

5.2.2. Anwendungsfall: Softreduction Optimierung bei sauergasbeständigen und TRIP Stählen

Stahlqualitäten mit hohen Anforderungen an die Makroseigerung werden auf Stranggussanlagen mit „Soft Reduction“ vergossen. Die „Soft Reduction“ ist nur optimal wirksam, wenn diese am Ende der metallurgischen Länge (Sumpfspitze) stattfindet. Die Berechnung des Punktes, an welchen der Strang voll durch erstarrt ist, liefert nur einen ungefähren Wert und gibt keine Auskunft darüber, wie die Sumpfspitze ausgebildet ist. Zur Optimierung der Position für die „Soft Reduction“ kann das Qualitätsmerkmal der Mittenseigerung herangezogen werden. Da die Gießgeschwindigkeit, v_G , ein Haupteinflussparameter auf die metallurgische Länge ist, wurde dieser variiert. Bei konstanter Einstellung der „Soft Reduction“ ändert sich bei unterschiedlicher Gießgeschwindigkeit die Sumpfspitze und damit die Mittenseigerung. Das Versuchsprogramm umfasst den sauergasbeständigen Stahl und den TRIP-Stahl.

Beim sauergasbeständigen Stahl wurden fünf Probenreihen, die mit S1 bis S5 bezeichnet sind, bei vier unterschiedlichen Geschwindigkeiten, entnommen. Die erste Probenreihenentnahme erfolgte direkt nach dem Anguss, wo die Geschwindigkeit auf den gewünschten Wert von $1,51 \frac{\text{m}}{\text{min}}$ gesteigert wurde. Eine Probenreihe wird gleich wie bei der Untersuchung des Seigerungsverlaufs über die Breite, Abschnitt 5.2, aus der Bramme geschnitten, jedoch aus Zeit- und Symmetriegründen nur über die halbe Breite. Eine weitere Fragestellung bei dieser Untersuchung war der Einfluss der Breite auf das Ergebnis der optimalen Gießgeschwindigkeit. Für die Beantwortung dieser Frage wurde einerseits nur die definitionsgemäß richtige Achse-Längsprobe, also die genau auf halber Breite und andererseits ein Mittelwert, der alle Proben umfasst, ermittelt. Beim sauergasbeständigen Stahl wurden die Elemente Mangan, Phosphor, Titan und Niob untersucht. In **Tabelle 5-II** sind für die untersuchten Gießgeschwindigkeiten die ermittelten Werte der Seigerungsfaktoren der oben angeführten Elemente für die AL-Probe und der halben Breite zusammengefasst.

Tabelle 5-II.: A_{tot} Werte für sauergasbeständigen Stahl bei unterschiedlichen Gießgeschwindigkeiten

Bezeichnung		AL Probe				Halbe Breite			
#	$V_G, \frac{m}{min}$	A_{tot_Mn}	A_{tot_P}	A_{tot_Ti}	A_{tot_Nb}	A_{tot_Mn}	A_{tot_P}	A_{tot_Ti}	A_{tot_Nb}
S1	Anguss	6,12	14,45	225,53	53,08	2,72	6,60	89,08	17,60
S2	1,51	7,10	19,87	165,05	58,36	2,90	6,61	64,22	15,63
S3	1,40	0,85	1,84	15,77	6,51	2,18	5,18	47,09	12,17
S4	1,35	1,71	2,87	30,69	7,80	1,41	3,36	19,77	7,31
S5	1,30	1,63	2,87	15,97	7,60	3,23	5,68	22,31	14,29

Das Ergebnis zwischen AL-Probe und über die halbe Breite ist nicht gleich. Anhand der AL-Probe wurde eine optimale Gießgeschwindigkeit von $1,40 \frac{m}{min}$ ermittelt. Der Seigerungsfaktor von Mangan hat einen Wert von 0,85, was auf eine sehr geringe Seigerung schließen lässt. Die Werte beim Anguss und auch bei $1,51 \frac{m}{min}$ sind deutlich höher und vorgehend auf Kapitel 6 für einen sauergasbeständigen Stahl zu hoch. Eine Senkung der Geschwindigkeit von unter $1,40 \frac{m}{min}$ führt zu einem leichten Anstieg der Seigerungsfaktoren, wobei diese Steigerung nicht signifikant ist. Wie in der gesamten Arbeit aufgezeigt wurde, liegen diese geringen Änderungen der Seigerungsfaktoren in der Schwankungsbreite von sauergasbeständigen Stählen. Die Betrachtung der halben Breite führt bei einer Mittelung der Seigerungsfaktoren zu einer optimalen Gießgeschwindigkeit von $1,35 \frac{m}{min}$, um $0,05 \frac{m}{min}$ geringer als bei der AL Probe. Durch die Mittelung werden Extremwerte abgeschwächt, dass wiederum zu geringeren Unterschieden der Faktoren bei den einzelnen Geschwindigkeiten führt. Anzumerken ist, dass die Ermittlung der Geschwindigkeit für eine optimale „Soft Reduction“ von allen vier untersuchten Elementen bestätigt wird, sowohl bei den AL Proben als auch bei der Probenreihe über die halbe Breite.

Die gleiche Untersuchungsmethode wie bei den obigen sauergasbeständigen Stählen wurde auch bei den TRIP-Stähle angewendet, jedoch mit dem Unterschied, dass pro Gießgeschwindigkeit zwei Probenreihen untersucht wurden. Die Probenreihen sind mit T1 bis T6 bezeichnet und die Geschwindigkeit wurde von $1,32 \frac{m}{min}$ über $1,22 \frac{m}{min}$ auf $1,12 \frac{m}{min}$ gesenkt. In Abschnitt 3.4.1 wurde bereits festgehalten, dass es sinnvoll ist, bei TRIP-Stählen nur den Seigerungsfaktor für Mangan und Phosphor zu bestimmen. Das Ergebnis für TRIP-Stähle ist in **Tabelle 5-III** dargestellt.

Tabelle 5-III.: A_{tot} Werte für TRIP-Stahl bei unterschiedlichen Gießgeschwindigkeiten

Bezeichnung		AL Probe		Halbe Breite	
#	$v_G, \frac{m}{min}$	$A_{tot.Mn}$	$A_{tot.P}$	$A_{tot.Mn}$	$A_{tot.P}$
T1	1,32	15,87	92,36	4,22	33,19
T2	1,32	11,06	105,08	3,17	27,82
T3	1,22	6,52	48,03	8,14	63,63
T4	1,22	4,80	62,70	6,69	44,54
T5	1,12	14,19	140,64	10,15	75,83
T6	1,12	6,14	82,60	7,51	75,51

Auch bei TRIP-Stähle haben die Seigerungsfaktoren, die aus den AL-Proben und über die halbe Breite ermittelt wurden, nicht bei der selben Geschwindigkeit ein Minimum. Bei der Mittelung der Faktoren über die halbe Breite ergibt sich eine Geschwindigkeit von $1,32 \frac{m}{min}$, gegenüber von $1,22 \frac{m}{min}$ bei der AL-Probe. Diese Aussage wird jeweils von einer zweiten Probenreihe pro Geschwindigkeit untermauert. Lediglich die Ergebnisse der letzten beiden Proben T5 und T6 unterscheiden sich signifikant, wobei T6 möglicherweise zu nahe am Gießende entnommen wurde. Wiederum vorgreifend auf das nächste Kapitel kann festgehalten werden, dass die Werte von $A_{tot.Mn}$ aus den AL Proben für den Versuch T1, T2 und T5 bedenklich hoch im Vergleich zu den Werten die für TRIP-Stähle üblich sind, liegen.

Bei den sauergasbeständigen sowohl auch bei den TRIP Stählen sind die Seigerungsfaktoren bei höheren Gießgeschwindigkeiten um ein vielfaches größer als bei den ermittelten Minima. Hohe Gießgeschwindigkeit bedeutet, dass die Bramme die Stranggießanlage bis zur stationären Stelle der „Soft Reduction“ schneller durchläuft und somit eine geringere Kühlwirkung erfährt. Die metallurgische Länge nimmt zu, d.h. die Sumpfspitze liegt hinter der Stelle der „Soft Reduction“. Ein folglich angewendetes Zusammendrücken der Bramme führt deshalb zu einer zusätzlichen Strömung von geseigelter Restschmelze in die Sumpfspitze. Dadurch kommt es zu einer Erhöhung der Mittenseigerung bzw. der Seigerungsfaktoren. Eine zu geringe Gießgeschwindigkeit würde bedeuten, dass die Bramme bereits durch erstarrt ist, und eine „Soft Reduction“ wirkungslos ist. Übergangsbereiche, wo die Sumpfspitze nur zum Teil positiv oder

negativ beeinflusst wird, verändern sich die Seigerungs-faktoren dementsprechend mit. Die Ergebnisse der Versuchsserien für sauer-gasbeständigen und TRIP Stahl spiegeln den Brei-teneinfluss der Mittenseigerung wieder. Bezugnehmend auf die Gießgeschwindigkeit gibt es einen Unterschied, ob die Bestimmung von A_{tot} nur über die Al Probe oder über die halbe Breite ermittelt wird. Unabhängig von den gewählten Betrachtungsbereich kann für den sauer-gasbeständigen und TRIP Stahl abhängig von der Gießgeschwindigkeit die bestmögliche „Soft Reduction“ Fahrweise eingestellt werden. Bei kontinuierlichem Gießbetrieb kann die Einstel-lung der „Soft Reduction“ bei einer Änderung der Gießgeschwindigkeit dynamisch angepasst werden.

5.3. Zusammenfassung

Die Bestimmung des Seigerungs-faktors aus AL- und M-Proben führt nicht zum gleichen Wert. Die Untersuchung von drei ausgewählten Proben (B1, B2 und B3) durch die Mikrosonde (CM), bestätigte teilweise die mit ATLAS ermittelten auftretenden Differenzen. Ergebnisse aus ATLAS und Mikrosonde weichen voneinander ab. Die Gründe sind einerseits methodentechnischer Art wie Probenlage, Probengröße, Probenbereich und Auflösung, andererseits geometrischer Art wie die Lage der Probe in der Bramme (AL oder M) und die sich daraus ergebende Abhängigkeit der Mittenseigerung von der Position der Probe über die Brammenbreite. Die-ser Zusammenhang konnte durch die Untersuchung der Verläufe der Mittenseigerung über die Breite eindrucksvoll bestätigt werden. Dem Verlauf der Mittenseigerung über eine Bram-menlänge von drei Meter konnte kein periodisches Verhalten bei den AL-Proben sowie bei den leicht versetzten M-Proben nachgewiesen werden. Eine Nachmessung unter konstanteren Bedingungen führte zum gleichen Ergebnis. Die durchschnittlichen Werte aus den AL-Proben (Platte) sind niedriger als jene aus den M-Proben. Die Verläufe der Mittenseigerung über die Breite sind symmetrisch und weisen bei 850 mm bis 900 mm und in abgeschwächter Form um die 400 mm Breite ein Minimum auf. Vergleiche mit dem Rollenteppich der CC6 der voe-stalpine Stahl GmbH zeigten an diesen Stelle eine Verminderung der Stützung des Stranges durch geteilte Rollen. Der Breiten-effekt beeinflusst ebenfalls die Bestimmung der optimalen Gießgeschwindigkeit über minimale Seigerungs-faktoren, die zur Optimierung der „Soft Reduc-tion“-Fahrweise herangezogen werden können.

6. Bewertung von Seigerungs faktoren

Allgemein steht ein niedriger Seigerungs faktor, unabhängig welches Element betrachtet wird, für geringe Seigerungen und ein hoher Seigerungs faktor für hohe Seigerung. Der Seigerungs faktor ist aber auch von der Stahlsorte (Zusammensetzung) und von den Anforderung an das Endprodukt abhängig, dass wiederum die Parametern in der Produktion beeinflusst. Das bedeutet, dass bestimmte Stahlsorten immer mehr seigern werden, als ein sauer gasbeständiger Stahl. Darum stellt sich die Frage: Welcher Wertebereich beschreibt eine bestimmte Stahlsorte bzw. Stahlgruppe? Einerseits ist es wichtig zu wissen, welcher Maximalwert erreicht werden darf, damit das Endprodukt die Anforderungen noch erfüllt. Andererseits soll der Minimalwert nicht unterschritten werden, weil Maßnahmen zur Verringerung der Seigerung kostenintensiv sind und auch auf die anderen Qualitätsmerkmale geachtet werden muss. Unter Abschnitt 3.4.1 wurde festgehalten, dass die Seigerungs faktoren für die gewählten Stahlsorten reproduzierbar und Stahlgruppen von einander unterscheidbar sind. Diese Behauptung soll im Folgenden mit den Werten aus dem Datensatz für sauer gasbeständige und TRIP Stähle gefestigt werden. Anderen Stahlsorten konnten aufgrund der Anzahl der vorhandenen Daten nicht untersucht werden, da diese keine repräsentativen Aussagen liefern würden.

6.1. Sauer gasbeständige Stähle

Bei der Gruppe der sauer gasbeständigen Stähle konnte bei fünf Sorten eine statistische Auswertung durchgeführt werden. Die Stahlsorten in dieser Gruppe unterscheiden sich markant durch ihren Mangangehalt und teilweise durch die in geringen Mengen legierten Elemente wie Niob, Titan, Chrom, Calcium und Kupfer. Eine Bestimmung des Mittelwertes mit Standardab-

weichung führte zu keiner eindeutigen Unterscheidbarkeit der einzelnen Sorten. Eine Ermittlung des Medians konnten keine Verbesserung bewirken. Mit der Analysemethode ATLAS sind die einzelnen Stahlsorten nicht von einander zu unterscheiden und aus diesem Grund wurde die gesamte Stahlgruppe der sauergasbeständigen Stähle statistisch zusammengefasst. Die Auswertung wurde um eine Einteilung in Quantile erweitert und für die Seigerungsfaktoren A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} durchgeführt. In **Abbildung 6-1** sind „Box Charts“ für die einzelnen Stahlsorten sowie für die gesamte Gruppe der sauergasbeständigen Stähle dargestellt.

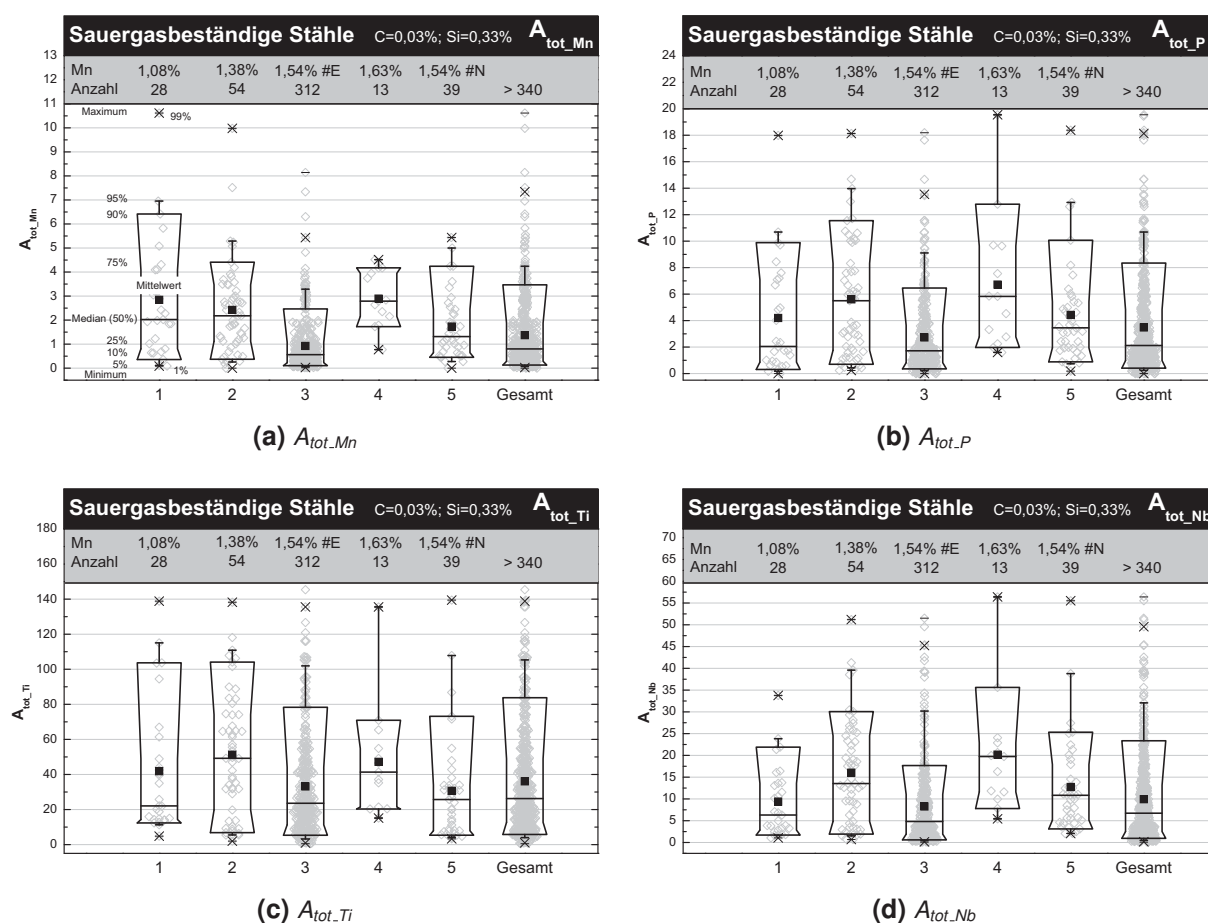


Abbildung 6-1.: Box Charts von vier sauergasbeständigen Stahlsorten und der gesamten Gruppe für A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}

In den Abbildungen sind der Mangangehalt der Stahlsorten und die Anzahl der Messungen mit eingetragen. Ein Zusammenhang zwischen Mangangehalt und ein Verhalten der Seigerungsfaktoren konnte nicht beobachtet werden. Die Stahlsorte mit 1,54 % Mangan erfuhr die meisten Messungen und hat deshalb maßgebenden Einfluss auf die statistisch ermittelten Werte in der Gesamtbetrachtung (>340). Der „Box Chart“ von Stahlsorte 1 ist mit den entspre-

chenden Quantilwerten in Prozent und mit Minimum, Maximum und Mittelwert beschriftet. Die Symbole in Form von Diamanten geben bildlich die Verteilung der Messpunkte wieder. Das geschwärzte Quadrat beschreibt die Position des Mittelwertes und das Maximum sowie das Minimum sind mit horizontalen kurzen Strichen gekennzeichnet. Der Strich in der Box, der sich bei allen Abbildungen unter dem Mittelwert befindet, ist der Median. Die neben der Box mit Whiskers stehenden Prozentwerte geben die verhältnismäßigen Größen der Messpunkte an. Ein Abgleich des Prozentsatzes mit dem Ordinatenwert führt zu absoluten Werten. Beispielhaft bei $A_{tot.Mn}$ der Stahlsorte 1 würde das bedeuten, dass 90 % der Messdaten einen Seigerungs-faktor von unter 6,5 haben. Es kann festgehalten werden, dass bei einem sauergasbeständigen Stahl ein Seigerungs-faktor von Mangan ($A_{tot.Mn}$) unter 4 ein guter Grenzwert ist, da von über 340 Messungen fast 95 % davon darunter liegen. Wird diese Grenze weiterhin zu Grunde ge- legt, so ergibt sich für $A_{tot.P}$ ein Wert von ungefähr 10, $A_{tot.Ti}$ von 100 und $A_{tot.Nb}$ von 30 (siehe auch **Tabelle 6-I** unter Abschnitt 6.3).

Die definierten Grenzwerte der Seigerungs-faktoren soll in Beziehung mit den Verläufen der Bramme im Kapitel 5 gebracht werden. Vorweg genommen muss werden, dass sich alle in die- sem Kapitel verwendeten Messdaten von AL-Proben stammen. Ein Vergleich mit den Verläufen aus den Plattenproben ist deshalb direkt umlegbar. Bei den vier Verläufen von $A_{tot.Mn}$, $A_{tot.P}$, $A_{tot.Ti}$ und $A_{tot.Nb}$ gibt es keinen Messpunkt, der über den oben definierten Grenzwerten liegt. Der Mittelwert von $A_{tot.Mn}$ liegt bei $0,64 \pm 0,50$, von $A_{tot.P}$ bei $2,57 \pm 1,75$, von $A_{tot.Ti}$ bei $5,19 \pm 4,56$ und von $A_{tot.Nb}$ bei $20,59 \pm 10,28$. Auf Grundlage der vorliegenden Daten kann die Bramme in Bezug auf Mittenseigerung als qualitativ hochwertig eingestuft werden. Die de- finierten Grenzwerte sind für die Beurteilung der Mittenseigerung anhand von Stabproben nur bedingt verwendbar. Wie bereits erwähnt, fließt bei den Stabproben zu einem Teil ein Breiten- einfluss mit ein. Bei der Untersuchung der Brammenseigerung über die Breite wurde festge- stellt, dass dieser über die Probenbreite bereits signifikant ist. Speziell bei dieser Untersuchung über die Länge konnten Faktoren zwischen den Verläufen aus Platten- und Stabproben ermit- telt werden, die auch für die Mittelwerte gelten. Eine Rückrechnung wird somit möglich. Der Sachverhalt, dass auch bei den Verläufen der Stabproben die Grenzwerte kaum überschritten werden, ist auf die bereits erwähnte hohe Qualität der Bramme in Bezug auf Mittenseigerung zurückzuführen.

6.2. TRIP-Stähle

Die Gruppe der TRIP-Stähle ist bei Betrachtung des Legierungskonzeptes sehr vielfältig, und dementsprechend viele Stahlsorten gibt es. Trotzdem kamen nur sieben Sorten für eine statistische Auswertung in Frage. Auch bei den TRIP-Stählen zeigte sich das gleiche Bild wie bei den Sauer gasstählen, was wiederum zu einer Gesamtbetrachtung der Gruppe TRIP-Stähle führt. Die Seigerungs faktoren von A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} wurden nicht untersucht, weil die einzelnen Stahlsorten gar nicht oder nur teilweise mit diesen Elementen legiert sind. Die Werte von A_{tot_Mn} und A_{tot_P} sind in **Abbildung 6-2** dargestellt.

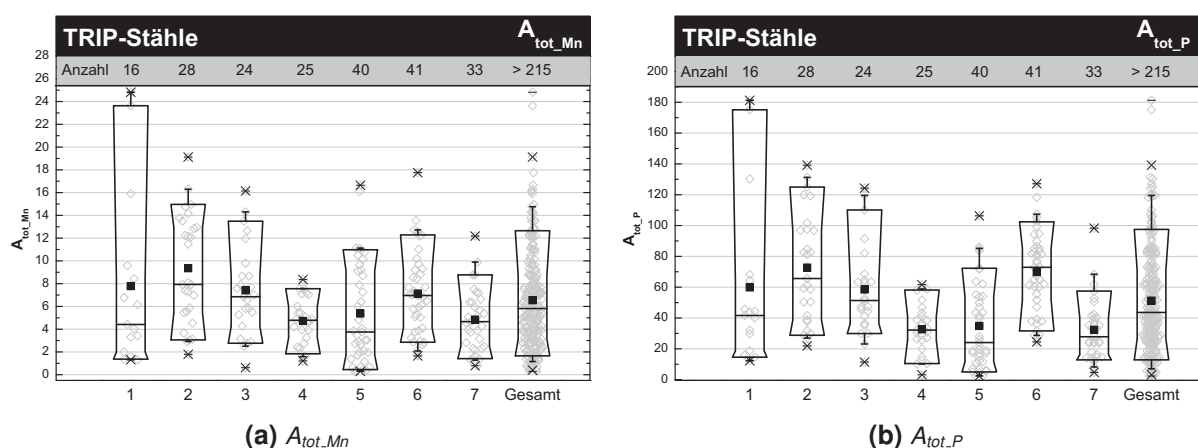


Abbildung 6-2.: Box Charts für sieben TRIP-Stahlsorten und der gesamten Gruppe für A_{tot_Mn} und A_{tot_P}

Die ermittelten Seigerungs faktoren für Mangan und Phosphor zeigen deutlich höhere Werte als bei der Sauer gasgruppe, was wiederum die Aussagen unter Abschnitt 3.4.1 bestätigt. Die Anzahl der Messungen bei allen sieben Stahlsorten ist gering, vor allem Sorte 1 ist grenzwertig. Durch eine größere Anzahl von Messwerten würde der Bereich pro Sorte besser eingegrenzt und möglicherweise zu einer Unterteilung der Gruppe TRIP-Stähle führen. Insgesamt wurden in der Gruppe über 215 Messungen durchgeführt, wobei bei einigen Sorten eine Darstellung, wie in den Abbildung vorgenommen, nicht sinnvoll ist. Ein möglicher Grenzwert nach oben, der die gleiche Definition wie bei der Gruppe der Sauer gasstähle hat, ist für A_{tot_Mn} 14 und für A_{tot_P} 110 für eine Gesamtbetrachtung (siehe **Tabelle 6-I** unter Abschnitt 6.3).

Nachdem bei den vorhergehenden Punkten festgestellt wurde, dass sauer gasbeständige und TRIP Stähle signifikante Unterschiede bei den Seigerungs faktoren aufweisen, wird im folgenden Abschnitt ein Vergleich unternommen.

6.3. Vergleich sauergasbeständige und TRIP Stähle

Bei fünf sauergasbeständigen- und sieben TRIP Stählen konnte eine statistische Auswertung erfolgen. Die Bestimmung des Mittelwertes mit Standardabweichung führte zu großen Schwankungen. Sowohl Sauer gasstähle als auch TRIP-Stähle konnten nicht eindeutige voneinander unterschieden werden. Deshalb werden die Stahlsorten zu jeweils einer Stahlgruppe zusammengefasst, verschiedene Bereiche definiert und miteinander verglichen. Die Definition der Bereiche wurden über Quantile der Messdaten vorgenommen, dabei standen für den sauer gasbeständigen Stahl über 340 und für den TRIP Stahl über 215 Messungen zur Verfügung. Es wurden fünf Bereiche eingeteilt, die 50 %, 70 %, 80 %, 90 % und 98 % aller Messwerte enthalten. Diese Einteilung erfolgte für A_{tot_Mn} und A_{tot_P} bei sauer gasbeständigen und TRIP Stählen. Die Werte sowie Mittelwerte mit Standardabweichung und Mediane sind in **Tabelle 6-I** zusammengefasst, in **Abbildung 6-3** ist die Tabelle visualisiert.

Tabelle 6-I.: Statistische Größen von A_{tot_Mn} und A_{tot_P} für sauer gasbeständigen und TRIP Stähle

Quantile, %		Sauer gasbeständige Stähle		TRIP-Stähle	
von	bis	A_{tot_Mn}	A_{tot_P}	A_{tot_Mn}	A_{tot_P}
1	99	0,03 - 7,34	0,00 - 18,13	0,40 - 19,12	3,15 - 139,17
5	95	0,08 - 4,24	0,24 - 10,69	1,16 - 14,76	7,00 - 119,52
10	90	0,13 - 3,48	0,42 - 8,39	1,66 - 12,65	12,84 - 97,50
15	80	0,19 - 2,86	0,60 - 6,69	2,31 - 11,12	17,39 - 85,05
25	75	0,29 - 1,18	0,80 - 4,83	3,13 - 8,72	26,46 - 70,93
Mittelwert		1,38	3,48	6,55	51,26
Stabw		1,55	3,63	4,39	33,68
Median		0,80	2,16	5,82	43,59

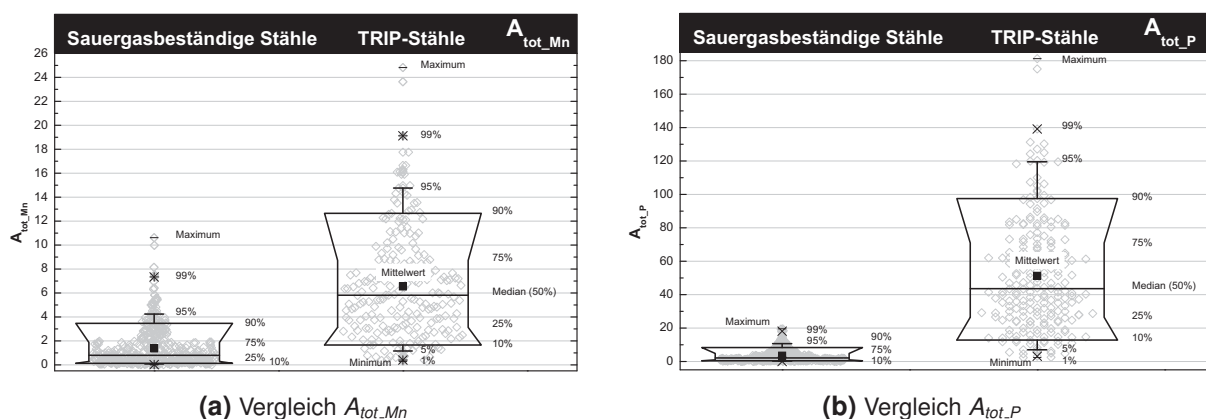


Abbildung 6-3.: Vergleich von sauergasbeständigen Stählen mit TRIP-Stähle durch A_{tot_Mn} und A_{tot_P}

Abbildung 6-3 verdeutlicht, die in diesem Kapitel angesprochenen Unterschiede der beiden Stahlsorten bezüglich deren Seigerungs-faktoren. Die zuvor definierte obere Grenze sowie der Mittelwert und Median verdeutlichen den Unterschied zusätzlich. Die Werte sind aus Tabelle 6-I zu entnehmen. Die Möglichkeit anhand von Seigerungs-faktoren eindeutig auf die Stahlsorte zu schließen, ist nicht eindeutig gegeben. Es ergeben sich Überschneidungen und deshalb kann keine Bereichsdefinition über alle Werte vorgenommen werden. Unter der Voraussetzung von gleich großen Bereichen für sauergasbeständige und TRIP Stähle als auch die Vernachlässigung der von geringer Anzahl gebildeten Höchstwerten, würde bei A_{tot_Mn} ein Bereich mit 50 % (Quantile von 25 - 75 %) der Analysedaten herauskommen. Für A_{tot_P} ergibt sich ein Bereich von 80 % (Quantile von 10 - 90 %). Die Bereiche für jede Stahlgruppe zu variieren ist vorstellbar. In der Praxis ist eine Bestimmung der Stahlsorte über einen Seigerungs-faktor nicht notwendig, denn die Stahlsorte ist immer bekannt. Festgehalten soll werden, dass verschiedene Stahlsorten teilweise unterschiedliche Wertebereiche der Seigerungs-faktoren aufweisen.

Im Laufe der Arbeit sind immer wieder die korrelierten Werte der untersuchten Seigerungs-faktoren aufgefallen. Im nachfolgenden Abschnitt 6.4 sollen Zusammenhänge herausgearbeitet werden.

6.4. Korrelationen

Bei der Erstellung dieser Arbeit traten öfters gleiche Tendenzen von unterschiedlichen Seigerungs-faktoren zueinander auf. In diesem Abschnitt soll der Nachweis der Korrelation der Sei-

gerungsfaktoren A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} erbracht werden. Für diesen Nachweis wurde wiederum aus dem Datensatz der sauergasbeständige Stahl mit 1,54 % Mn untersucht. In **Abbildung 6-4** ist der Vergleich zwischen A_{tot_Mn} und A_{tot_Nb} sowie A_{tot_P} und A_{tot_Nb} dargestellt, alle anderen Paarungen sind im **Anhang F.1** zu finden.

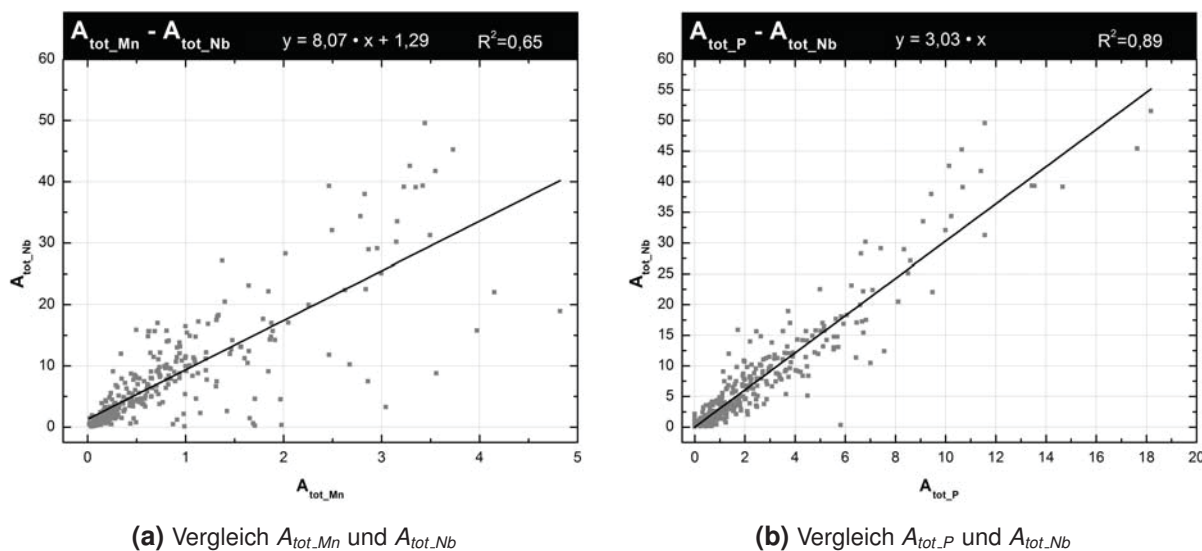


Abbildung 6-4.: Vergleiche zwischen A_{tot_Mn} und A_{tot_Nb} bzw. A_{tot_P} und A_{tot_Nb}

Bei allen Korrelationen fällt auf, dass die Seigerungsfaktoren größtenteils niedrige Werte annehmen. Das bedeutet, dass dieser sauergasbeständige Stahl, wie erwartet, wenig seigert. Ebenfalls aus diesen Abbildungen ist die Streubreite der Seigerungsfaktoren innerhalb der Stahlsorte ersichtlich. Der Anstieg eines Seigerungsfaktor hat zur Folge, dass der zweite Faktor ebenfalls steigt. Bis auf ein paar Ausnahmen, die teilweise auf Einschlüsse zurückzuführen sind, erfolgt dieser Anstieg linear. Je nachdem welche Seigerungsfaktoren gegenübergestellt wurden, ist dieser Anstieg unterschiedlich. Über die Größe der Steigungen ist es möglich, die Seigerungsfaktoren für diese Stahlsorte in Relation zueinander zu setzen. Es ergibt sich eine Reihenfolge von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Nb} und A_{tot_Ti} , die wiederum auf die Elemente heruntergebrochen werden kann. Über diese Geradengleichungen kann bei Bekanntheit von einem Seigerungsfaktor alle anderen abgeschätzt werden und müssen nicht aus den Rohdaten zeitaufwendig ermittelt werden.

6.5. Zusammenfassung

In diesem Kapitel wurde der Wertebereich für sauergasbeständige und TRIP Stähle untersucht. Die vier statistisch auswertbaren, sauergasbeständigen Stahlsorten wurden aufgrund ähnlicher Wertebereiche zu einer Gruppe mit über 340 Werten zusammengefasst. Durch eine Einführung von einer oberen Grenze, die nahezu 95 % aller Werte umfasst, wurde für A_{tot_Mn} ein Wert von 4, A_{tot_P} von 10, A_{tot_Ti} von 100 und A_{tot_Nb} von 30 ermittelt. Durch einen Vergleich dieser Grenzwerten mit den ermittelten Werten aus Kapitel 5 konnte den Plattenproben direkt und den Stabproben indirekt eine hervorragende Qualität bescheinigt werden. Die sieben TRIP-Stähle wurden aus den gleichen Gründen wie die sauergasbeständigen Stähle zu einer Gruppe mit über 215 Werten zusammengefasst. Der Grenzwert liegt für A_{tot_Mn} bei 14 und für A_{tot_P} bei 110. Ein Vergleich beider Stahlgruppen zeigt eine nicht eindeutige Unterscheidbarkeit der Wertebereiche. Eine Korrelation der Seigerungsfaktoren A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} über Geradengleichungen ist gegeben.

7. Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit war die Charakterisierung von Mittenseigerung mittels einer neuartigen Bewertungsmethode, die bei der voestalpine Stahl GmbH entwickelt wird. Die Bewertungsmethode inkludiert die Messmethode OES-PDA, die daraus entstandene voll automatisierte, molar aufgebaute Anlage ATLAS (Prototyp) sowie die Auswertelgorithmen für die Bestimmung von Seigerungs-faktoren aus den gemessenen Konzentrationen.

In der Literaturstudie sind Makroseigerungsmodelle mit unterschiedlichen Randbedingungen und Erstarrungsfronten für die Bestimmung der Konzentrationsverläufe der festen und flüssigen Phase während der Erstarrung beschrieben. Als Hauptverursacher für Mittenseigerungen in Brammen wurden Strömungen von angereicherter Restschmelze, verursacht durch die Erstarrungsschrumpfung und den mechanische Faktoren bei der Stranggießanlage (Ausbauchungen, Rollendurchbiegungen, usw.), festgehalten. Mittenseigerung kann durch Senkung von leicht seigernden Elementen (z. B. Schwefel und Phosphor), durch die Erstarrungsstruktur (Kühlung bzw. Überhitzung) und durch die Verringerung der Strömung in Brammenmitte (Maschinenzustand, -design und „Soft Reduction“) positiv beeinflusst werden. Ein Vergleich von ausgewählten Messmethoden zeigt, dass für die voestalpine Stahl GmbH OES-PDA durch die gute Genauigkeit gepaart mit einem guten Kosten,- Zeitfaktor zukunftsweisend ist.

Diese Arbeit hat gezeigt, dass im Rahmen einer Messsystemanalyse (Methodenvalidierung) von zehn unterschiedlichen Stahlsorten, eine Mittelung von drei Standardmessungen je Probe ein ausreichend reproduzierbares Ergebnis für die Seigerungs-faktoren (A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}) liefert.

Eine Analyse der Beiträge der einzelnen Messlinien führte zur Bestätigung von mindestens fünf Messlinien je Probe, aufgrund der unterschiedlichen Ausbildung der Mittenseigerung durch die

Stahlzusammensetzung und die Lage der Mittenseigerung in der Probe. Die Bestimmung der Lage der Mittenseigerung (Teilwertanalyse der Seigerungs-faktoren) ist möglich, die Bestimmung der Breite nur sehr grob.

Eine theoretische Überlegung über die Auswirkung von Einschlüssen auf die Detektierbarkeit der Analyse-methode (Grenze) zeigte, dass der Mangengehalt in einem kugelförmig angenommen MnS ab einem Durchmesser von 3 μm in Abhängigkeit von Mangengehalt im Stahl einen Einfluss auf den Seigerungs-faktor von Mangan ($A_{tot.Mn}$) hat. Ab einem Durchmesser von 6 μm ist bis zum maximal untersuchten Mangengehalt im Stahl von 2,5% immer ein Einfluss auf $A_{tot.Mn}$ gegeben.

Eine wiederholte, vollständig überlappende Linienführung bei der Messung von Mittenseigerung führt zu großen Veränderung bei den Seigerungs-faktor. Eine von jeglichen Rückständen, nicht nur von der vorangegangenen Messung, befreite Messoberfläche ist Voraussetzung für ein einwandfreies, reproduzierbares Ergebnis.

Der Vergleich der ermittelten Seigerungs-faktoren von ATLAS durch eine Mikrosondenuntersuchung zeigte einen linearen Zusammenhang mit Abweichungen, die auf die verfahrenstechnische und messbereichsbezogenen Unterschiede der beiden Messmethoden zurückzuführen sind.

Am Beginn von Kapitel 5 wurden bei Achse-Längs (AL) und bei Mitten (M) Proben signifikant unterschiedliche Werte von Seigerungs-faktoren sowohl durch ATLAS als auch durch Mikrosondenuntersuchungen ermittelt. Die Position der Probennahme hat aufgrund der schwankenden Verläufe von Mittenseigerung über Breite der Bramme sowie in Gießrichtung einen Einfluss auf die Seigerungs-faktoren. Der Verlauf von Mittenseigerung über eine drei Meter lange sauer-gasbeständige Bramme konnte kein periodisches Verhalten bei den AL-Proben (Platte) sowie bei den leicht versetzten M-Proben (Stab) nachgewiesen werden. Die Verläufe der Mittenseigerung über die Breite (sauer-gasbeständiger Stahl) sind symmetrisch und weisen bei 850 mm bis 900 mm und in abgeschwächter Form um die 400 mm Breite ein Minimum auf. Vergleiche mit dem Rollenteppich der CC6 der voestalpine Stahl GmbH zeigten an diesen Stelle eine Verminderung der Stützung des Stranges durch geteilte Rollen. Der Breiten-effekt beeinflusst ebenfalls die Bestimmung der optimalen Gießgeschwindigkeit über minimale Seigerungs-faktoren, die zur Optimierung der „Soft Reduction“-Fahrweise herangezogen werden können.

Für die Gruppe der sauer-gasbeständigen Stähle wurde durch die Einführung einer oberen Grenze, die nahezu 95% aller Werte umfasst für $A_{tot.Mn}$ ein Wert von 4, $A_{tot.P}$ von 10, $A_{tot.Ti}$

von 100 und A_{tot_Nb} von 30 ermittelt. Durch einen Vergleich dieser Grenzwerten mit den ermittelten Werten aus Kapitel 5 konnte den Plattenproben direkt und den Stabproben indirekt eine hervorragende Qualität bescheinigt werden.

Für die Gruppe der TRIP Stähle liegt der Grenzwert für A_{tot_Mn} bei 14 und für A_{tot_P} bei 110.

Eine Korrelation der Seigerungsfaktoren A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb} über Geradengleichungen ist gegeben.

Das Fazit dieser Arbeit ist, dass das System ATLAS für eine schnelle und aussagekräftige Beurteilung und Charakterisierung der Mittenseigerung in Brammen durch Seigerungsfaktoren, ausführlich gezeigt für sauergasbeständige Stähle, geeignet ist. In ATLAS steckt noch eine Menge Potential, welches in weiterführenden Forschungsarbeiten geweckt werden muss!

Literaturverzeichnis

- [1] www.stahl-online.de von 19.04.2011.
- [2] M. C. Flemings: Materials science and engineering series: Solidification processing, McGraw-Hill, (1974).
- [3] H.-J. Bargel, P. Cardinal, H. Hilbrans, K.-H. Hübner, O. Krüger und G. Schulze: Werkstoffkunde, Springer-Verlag, (1994).
- [4] W. Kurz und D. J. Fisher: Fundamentals of solidification, Enfield Publishing & Distribution Company, (1998).
- [5] M. C. Flemings: Our understanding of macrosegregation: Past and present. ISIJ International 40 (2000), 833–841.
- [6] K. Schwertfeger: Metallurgie des Stranggießens, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, (1992).
- [7] E. Scheil: Bemerkungen zur Schichtkristallbildung. Zeitschrift für Metallkunde 3 (1942), 70–72.
- [8] W. P. Pfann: Principles of zone-melting. Transactions AIME Journal of metals 194 (1952), 747–753.
- [9] W. A. Tiller, K. A. Jackson, J. W. Rutter und B. Chalmers: The redistribution of solute atoms during the solidification of metals. Acta Metallurgica 1 (1953), 428–437.
- [10] J. A. Burton, R. C. Prim und W. P. Slichter: The distribution of solute in crystals grown from the melt. Part I. Theoretical. The journal of chemical physics 21 (1953), 1987–1911.

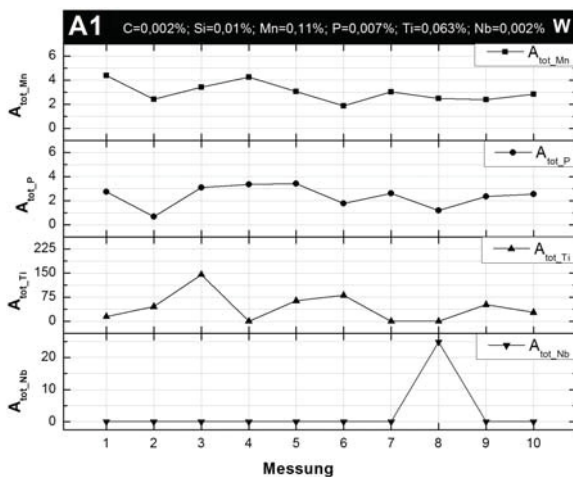
- [11] J. A. Burton, R. C. Prim und W. P. Slichter: The distribution of solute in crystals grown from the melt. Part II. Theroretical. The journal of chemical physics 21 (1953), 1991–ff.
- [12] F. Oeters und M. Seidler: Untersuchungen zur horizontalen Makroseigerung bei der Erstarrung mit heterogener Schicht. Archiv Eisenhüttenwesen 48 (1977), 481–486.
- [13] F. Oeters und M. Seidler: Experimentelle untersuchungen zur horizontalen Makroseigerung bei der Erstarrung mit heterogener Schicht. Archiv Eisenhüttenwesen 48 (1977), 527–531.
- [14] F. Oeters und Z. Zhong: Principles of macrosegration caused by mixing flow in the liquid bulk melt. Steel Reserach 56 (1985), 137–146.
- [15] K. Miyazawa und K. Schwerdtfeger: Macrosegregation in continuously cast steel slabs preliminary theoretical investigation on the effect of steady state bulging. Archiv Eisenhüttenwesen 11 (1981), 415–422.
- [16] P. Stadler, K. Hagen, P. Hammerschmid und K. Schwerdtfeger: Untersuchung der Erstarrungsstruktur und Makroseigerung von stranggegossenen Stahlbrammen. Stahl und Eisen 102 (1982), 451–459.
- [17] K. Wünnenberg: Strangausbauchung zwischen Stützrollen beim Stranggießen von Brammen. Stahl und Eisen 98 (1978), 254–259.
- [18] S. Ogibayashi, M. Kobayashi, M. Yamady und T. Mukai: Influence of soft reduction with one-piece rolls on center segregation in continuously cast slabs. ISIJ International 31 (1991), 1400–1407.
- [19] S. Ogibayashi, M. Kobayashi, M. Yamady und T. Mukai: Influence of roll bending on center segregation in continuously cast slabs. ISIJ International 31 (1991), 1408–1415.
- [20] K. Schwerdtfeger: Metallurgische Probleme beim Stranggießen von Stahl. Stahl und Eisen 98 (1978), 225–235.
- [21] K. Wünnenberg, H. Jacobi, O. Pawelski, A. Cremer, B. Engl und R. Kleine: Verfahrens- und werkstofftechnische Untersuchungen zum Gießen und Walzen dünner Brammen. Stahl und Eisen 113 (1993), 55–62.
- [22] B. Weisgerber, M. Hecht und K. Haste: Investigation of the solidification structure of continuously cast slabs. Steel Reserach 70 (1999), 403–411.

- [23] I. Suzuki, Y. Suzuki und T. Kosuge: Progress in bloom/billet continuous casting techniques at nippon steel corporation. Nippon Steel Technical Report 13 (1979), 24–35.
- [24] H. Rellermeier, R. Jauch, K. Rüttiger und R. Steffen: Forschungsergebnisse zum Stranggießen von Stahl - Bericht über die Gemeinschaftsarbeit des VDEh. Stahl und Eisen 103 (1983), 469–477.
- [25] T. Kawawa, H. Sato, S. Miyahara, T. Koyano und H. Nemoto: Macro- and micro- structure of continuously cast slab. Tetsu-to-Hagane 60 (1974), 486–500.
- [26] K. Wünnenberg und H. Jacobi: Über die Innenbeschaffenheit von Strangguß - Entstehung und Vermeidung von Fehlern während der Erstarrung. Stahl und Eisen 101 (1981), 874–882.
- [27] M. Tate, M. Ishiguro, S. Komori, K. Murakami und Y. Fukuda: Characteristics of the Ohgishima no.1 continuous slab caster and qualities of its products. Nippon Kokan Technical Report 27 (1979), 31–40.
- [28] C. Yim, J. Park, B. You und S. Yang: The effect of soft reduction on center segregation in C.C. slab. ISIJ International 36 (1996), 231–234.
- [29] M. Beckert und H. Klemm: Handbuch der metallographischen Ätzverfahren, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, (1962).
- [30] S. Ilie, H. Presslinger, A. Schiefermüller, A. Pissenberger und P. Reisinger: Bewertungsmethoden der Brammenmittenseigerung zur Steuerung des Stranggießens mit Soft Reduction. Berg- und Hüttenmännische Monatshefte Heft 7 (2007), 227–231.
- [31] H. Presslinger, S. Ilie, P. Reisinger, A. Schiefermüller, A. Pissenberger, E. Parteder und C. Bernhard: Methods for assessment of slab centre segregation as a tool to control slab continuous casting with soft reduction. ISIJ International 46 (2006), 1845–1851.
- [32] S. Ilie, H. Presslinger, P. Reisinger, M. Mayr und K. Etzelsdorfer: Results of research into the segregation behaviour of manganese, silicon and chromium in continuous casting. Steel Reserach International 4 (2007), 327–332.
- [33] A. Pissenberger, S. Ilie, M. Mayr und M. Schuller: Charakterisierung von Einschlüssen und Seigerungen in Brammen- und Blechproben. Stahl und Eisen 12 (2008), 63–67.
- [34] A. Pissenberger und E. Pissenberger: Automatic cleanness determination of production samples with OES/PDA. Berg- und Hüttenmännische Monatshefte Heft 1 (2007), 13–17.

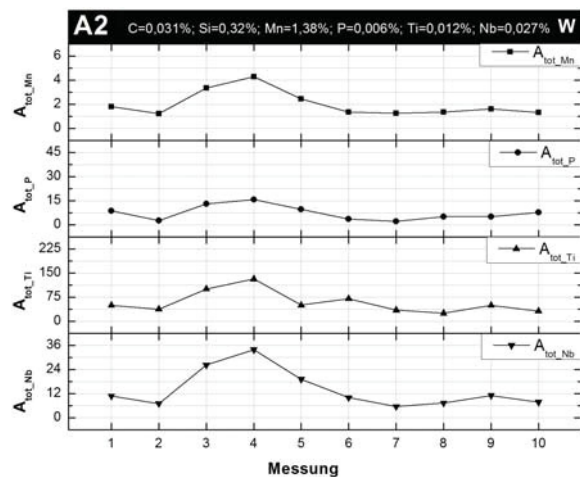
- [35] M. Egger, E. Pissenberger, A. Pissenberger, W. Winkler und A. Gantner: Reinheitsgraduntersuchungen zur Klärung von Clogging-Phänomenen bei höherfestem Baustahl. Berg- und Hüttenmännische Monatshefte Heft 11 (2009), 523–528.
- [36] H. Jacobi: Investigation of centerline segregation and centerline porosity in CC-slabs. Steel Reserach 74 (2003), 667–678.
- [37] D. R. Lide: CRC handbook of chemistry and physics, 78th edition, CRC Press Boca Raton New York, (1997).

A. Proben A1–A10

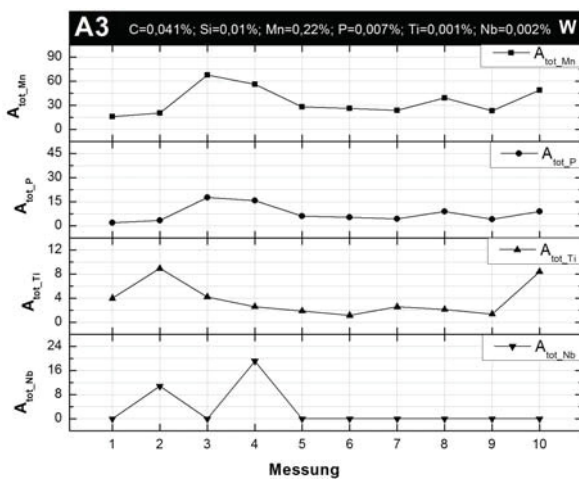
A.1. Reproduzierbarkeitsmessungen



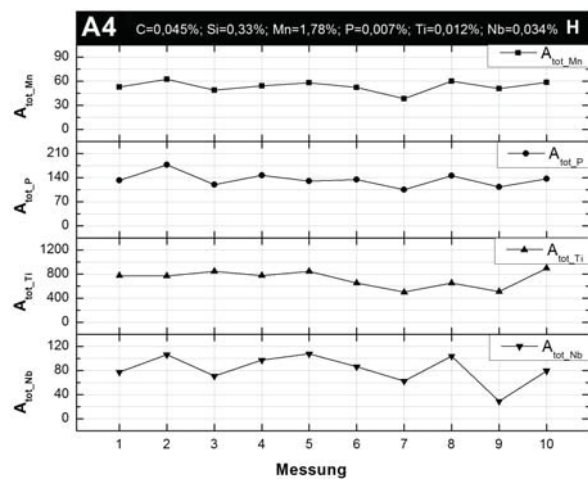
(a) Probe A1



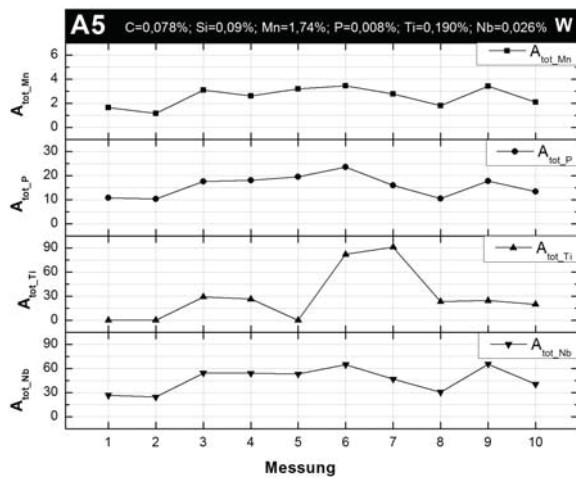
(b) Probe A2



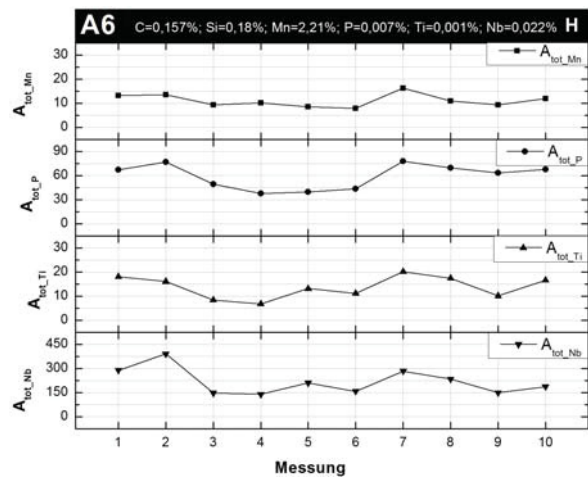
(c) Probe A3



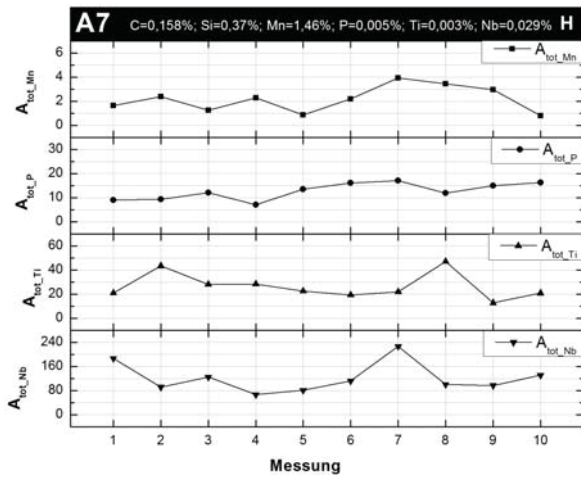
(d) Probe A4



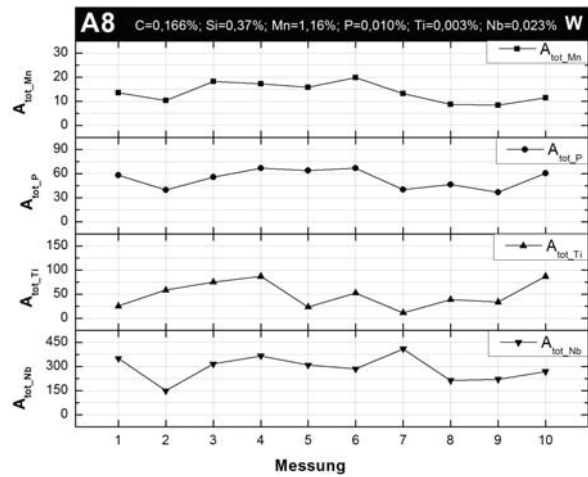
(e) Probe A5



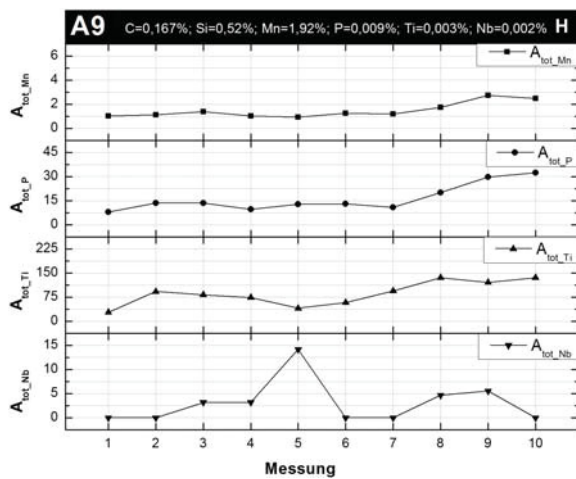
(f) Probe A6



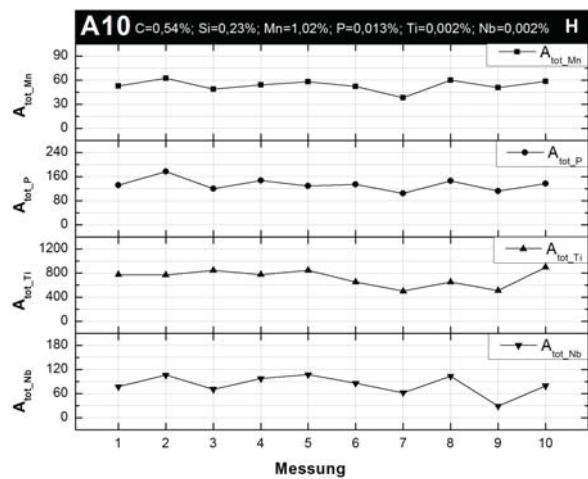
(g) Probe A7



(h) Probe A8



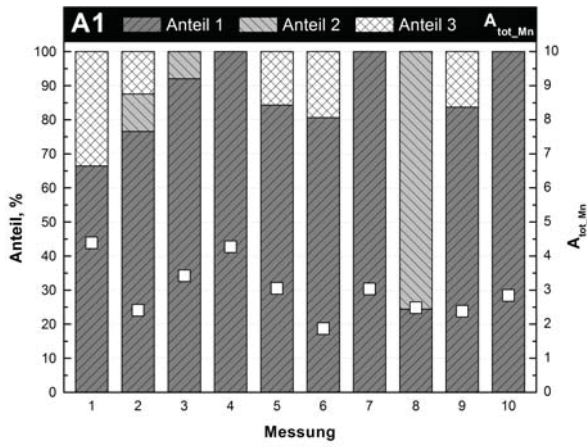
(i) Probe A9



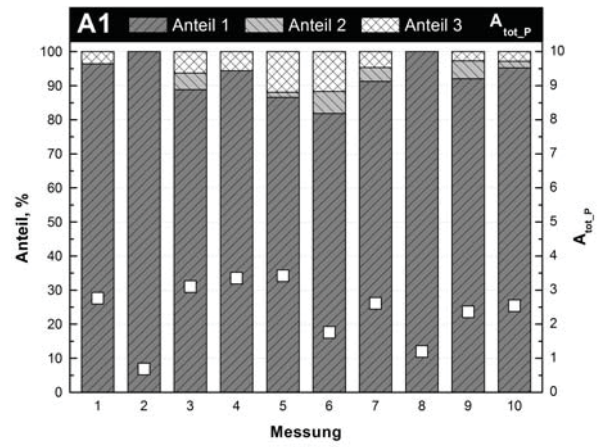
(j) Probe A10

Abbildung A-0.: Reproduzierbarkeit der Seigerungsfaktoren $A_{tot,Mn}$, $A_{tot,P}$, $A_{tot,Ti}$ und $A_{tot,Nb}$ von Proben A1 bis A10

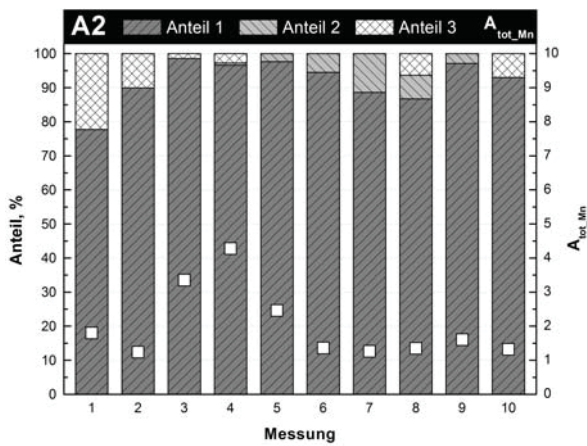
A.2. Anteilsverteilungen



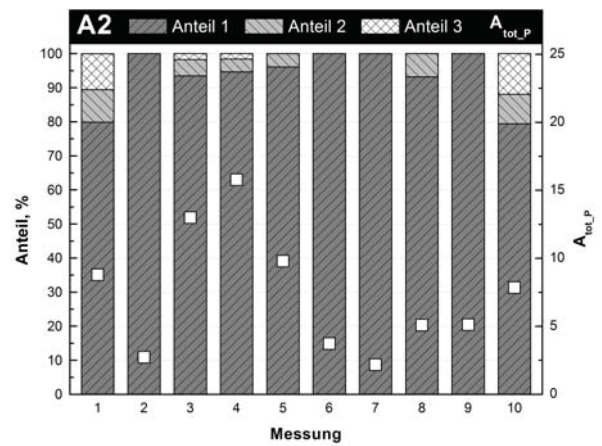
(a) Probe A1



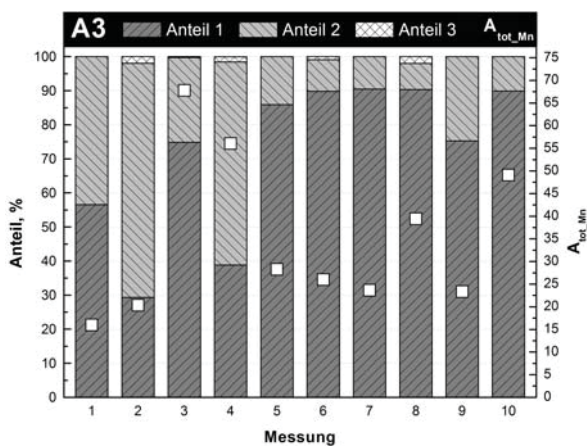
(b) Probe A1



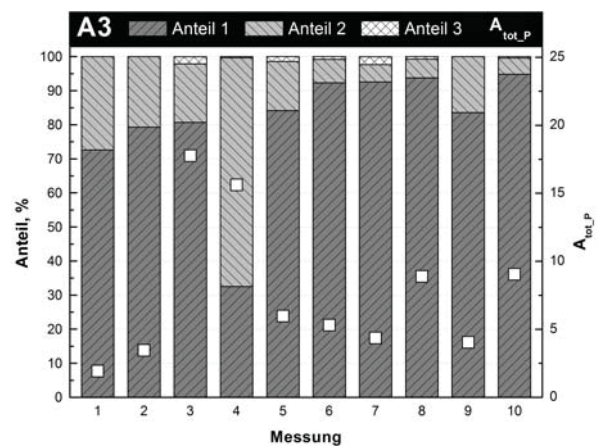
(c) Probe A2



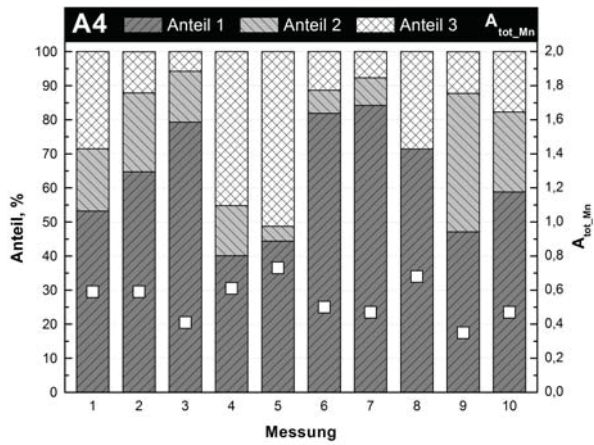
(d) Probe A2



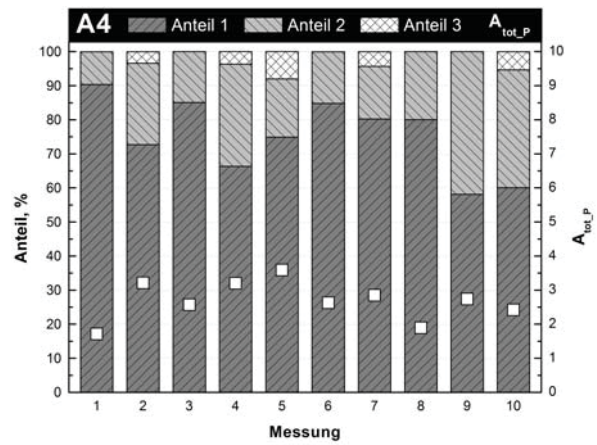
(e) Probe A3



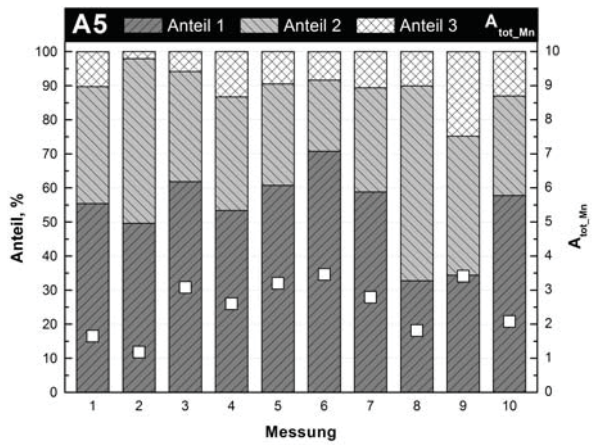
(f) Probe A3



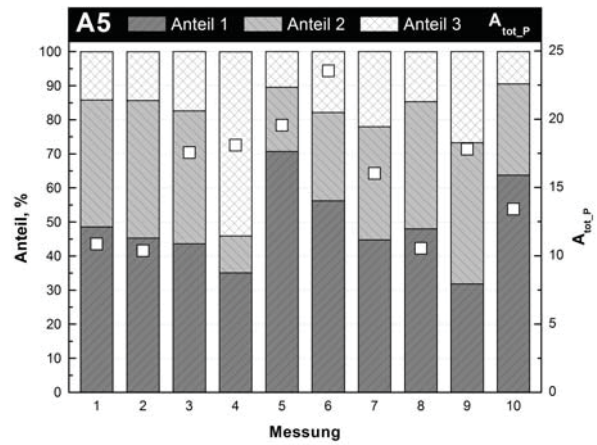
(g) Probe A4



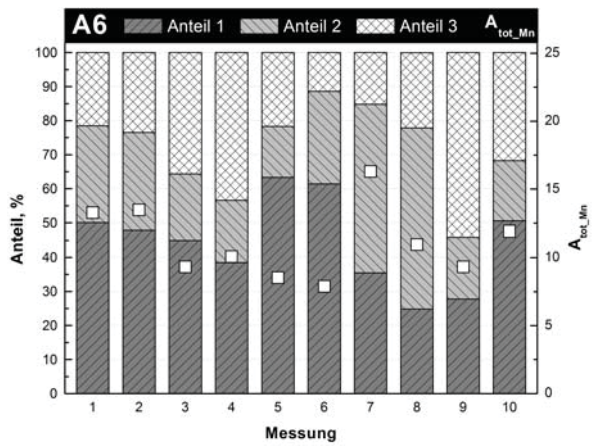
(h) Probe A4



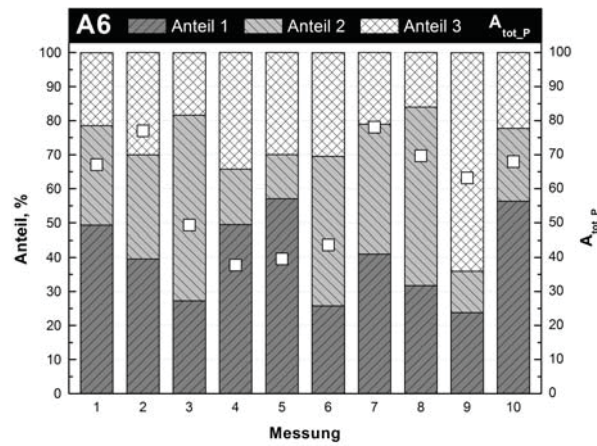
(i) Probe A5



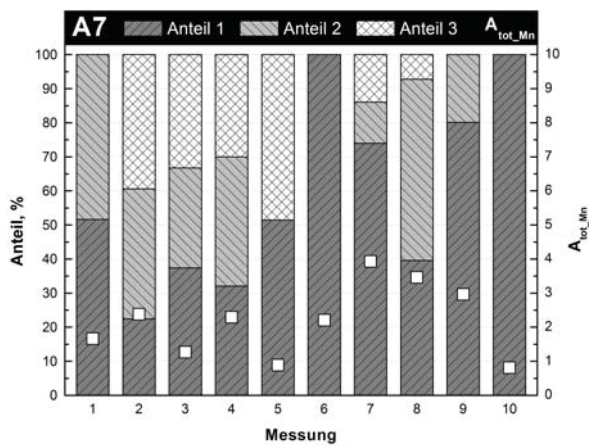
(j) Probe A5



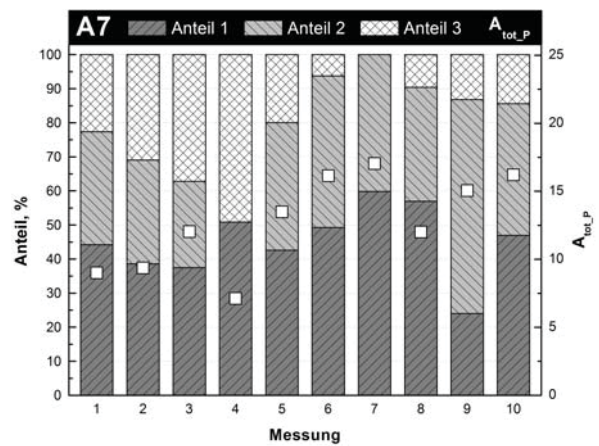
(k) Probe A6



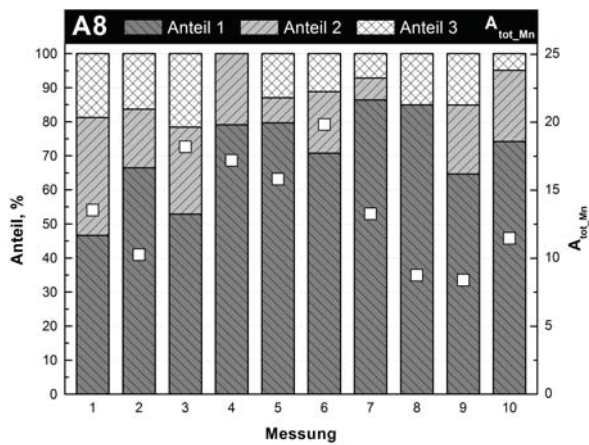
(l) Probe A6



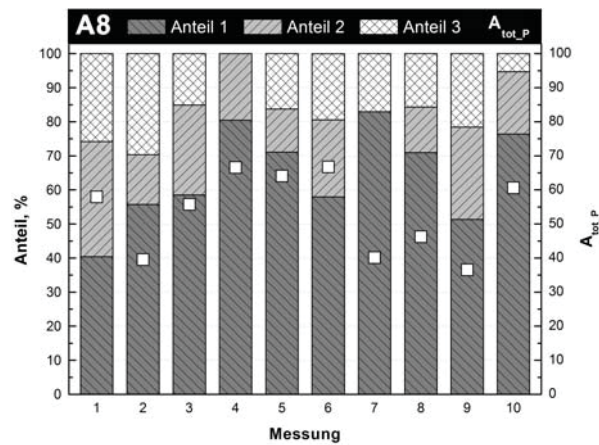
(m) Probe A7



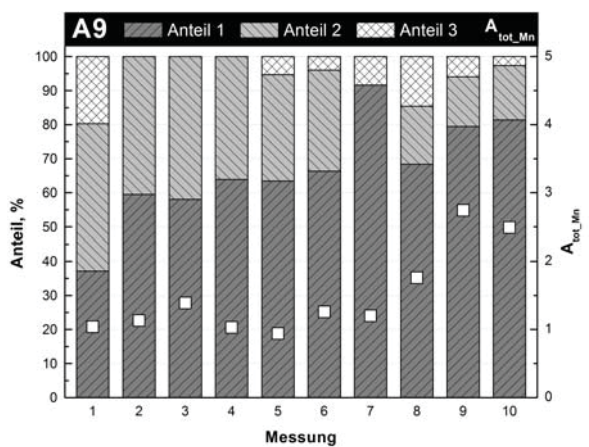
(n) Probe A7



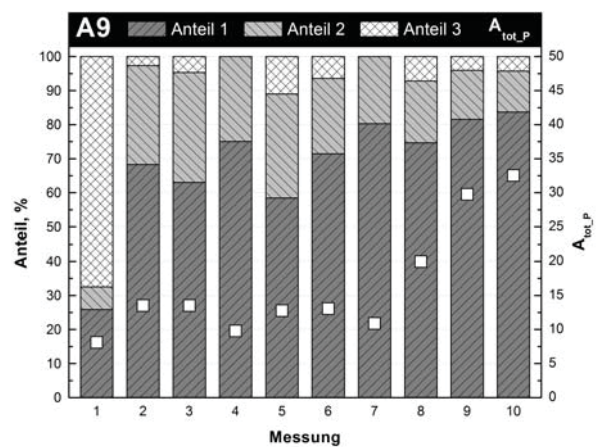
(o) Probe A8



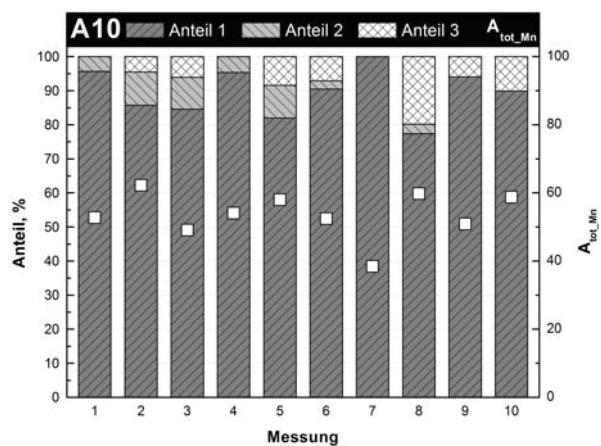
(p) Probe A8



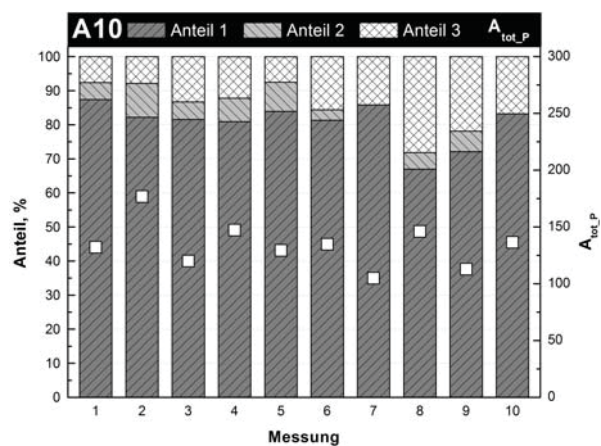
(q) Probe A9



(r) Probe A9



(s) Probe A10

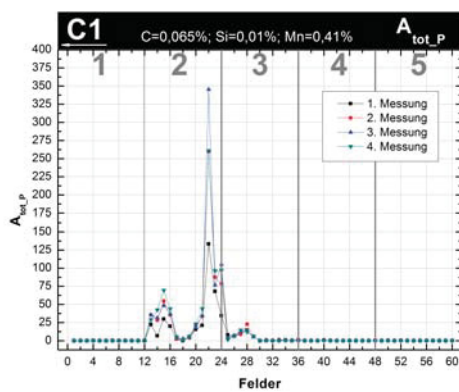


(t) Probe A10

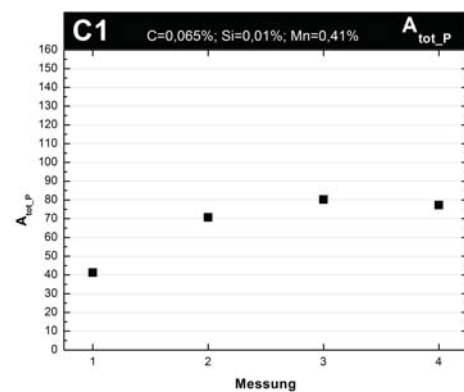
Abbildung A-2.: Anteilsverteilung der Serie A

B. Proben C1–C4

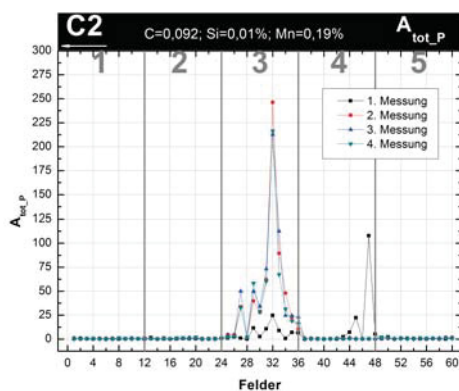
B.1. P-Werte für vollständige Überlappung



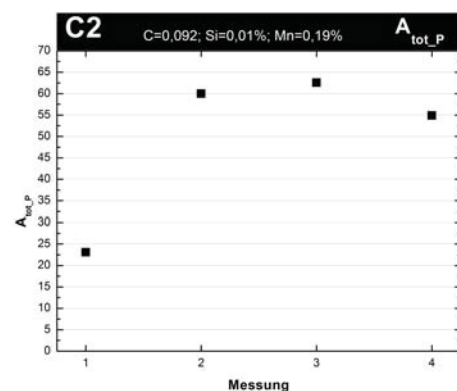
(a) Probe C1: Verlauf von $A_{tot,P}$ über fünf Linien



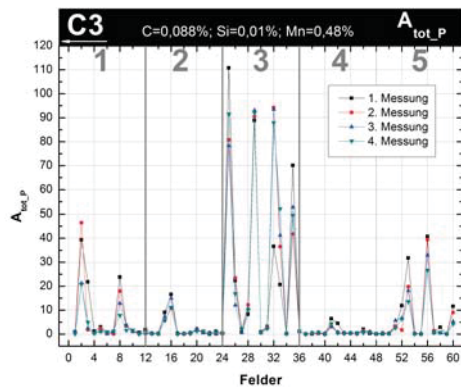
(b) Probe C1: $A_{tot,P}$ bei vier Messungen



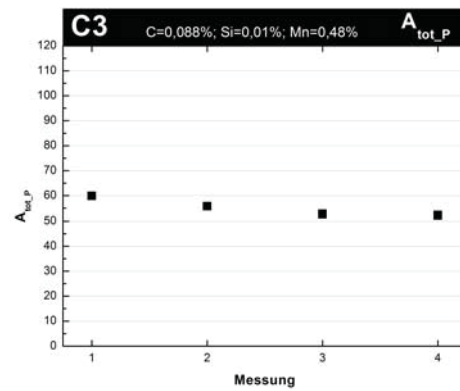
(c) Probe C2: Verlauf von $A_{tot,P}$ über fünf Linien



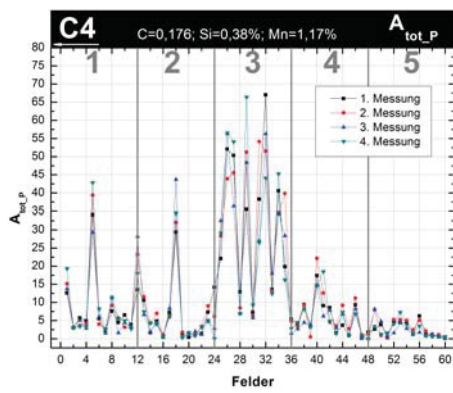
(d) Probe C2: $A_{tot,P}$ bei vier Messungen



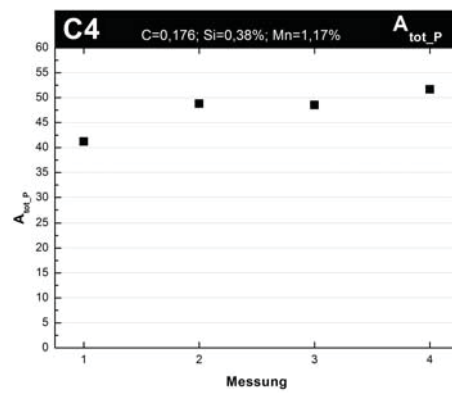
(e) Probe C3: Verlauf von $A_{tot,P}$ über fünf Linien



(f) Probe C3: $A_{tot,P}$ bei vier Messungen



(g) Probe C4: Verlauf von $A_{tot,P}$ über fünf Linien



(h) Probe C4: $A_{tot,P}$ bei vier Messungen

Abbildung B-0.: Verhalten von $A_{tot,P}$ bei vollständiger Überlappung der Probe C1 bis C4

C. Einfluss von MnS-Einschlüsse auf A_{tot_Mn}

Tabelle C-I.: Beeinflussung des Seigerungsfaktors A_{tot_Mn} durch MnS Einschlüsse

Durchmesser des MnS, μm	Mn-Gehalt im Stahl, %	Erhöhter Mn-Gehalt durch MnS, %	Grenzgehalt +20 %, %	Auswirkung A_{tot_Mn} JA/NEIN
1	0,2	0,203	0,24	NEIN
1	2,5	2,503	3,00	NEIN
2	0,2	0,227	0,24	NEIN
2	2,5	2,526	3,00	NEIN
3	0,2	0,292	0,24	JA
3	0,4	0,492	0,48	JA
3	0,5	0,592	0,60	NEIN
4	0,2	0,419	0,24	JA
4	1,0	1,216	1,20	JA
4	1,1	1,316	1,32	NEIN
5	0,2	0,630	0,24	JA
5	2,0	2,419	2,40	JA
5	2,1	2,517	2,52	NEIN
6	0,2	0,948	0,24	JA
6	2,5	3,221	3,00	JA

In der ersten Spalte steht der gewählte Durchmesser des MnS und in der zweiten Spalte der betrachtete Mn-Gehalt im Stahl. Die prozentuelle Erhöhung des Mangans durch den Einschluss ist in Spalte drei und die durch die Grenze in Spalte vier dargestellt. Durch den Vergleich der Spalten drei und vier kann die Auswirkung auf den Seigerungsfaktor A_{tot_Mn} abgelesen werden.

D. Mikrosondenuntersuchung

D.1. Zusammensetzung der Vergleichsproben

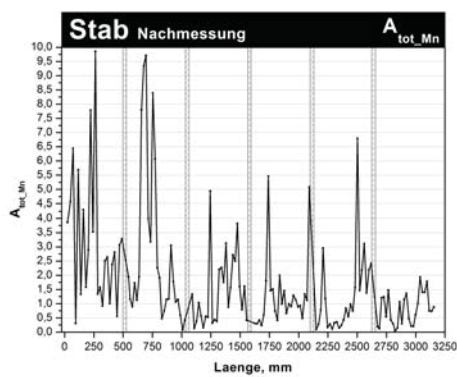
siehe nächste Seite

Tabelle D-I: Zusammensetzung in Prozent der 16 Proben für den Vergleich von $A_{tot,Mn}$ zwischen Mikrosondenuntersuchung und ATLAS

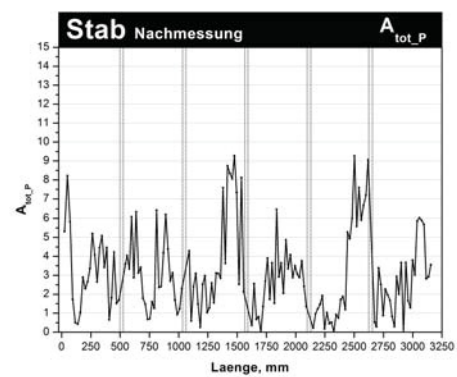
#	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	x, μm	y, μm	Mikrosonde	ATLAS	Mikrosonde - ATLAS
A2	0,031	0,32	1,38	0,006	0,001	0,012	0,027	30478	20090	1,62	2,00	-0,38
A4	0,045	0,33	1,78	0,007	0,000	0,012	0,034	30478	17738	0,63	0,54	0,09
A8	0,166	0,37	1,16	0,010	0,001	0,003	0,023	30478	20090	24,26	13,67	10,59
A9	0,167	0,52	1,92	0,009	0,000	0,003	0,002	30478	20090	7,29	1,50	5,79
A10	0,540	0,23	1,02	0,013	0,002	0,002	0,002	30478	20090	44,82	55,21	-10,39
B1	0,026	0,32	1,36	0,004	0,001	0,013	0,029	30478	20090	4,75	0,73	4,02
B2	0,210	0,34	1,82	0,005	0,001	0,003	0,019	30478	20090	3,25	2,58	0,67
B3	0,770	0,32	1,94	0,012	0,001	0,004	0,002	30478	20090	36,78	21,87	14,91
B4	0,030	0,33	1,53	0,006	0,001	0,012	0,044	29400	14700	2,10	2,63	-0,53
B5	0,037	0,33	1,57	0,007	0,001	0,012	0,042	29400	14700	3,91	1,58	2,33
B6	0,063	0,39	1,38	0,008	0,001	0,002	0,015	29400	14700	17,37	11,02	6,35
B7	0,068	0,04	1,86	0,008	0,003	0,122	0,050	29400	14700	14,53	2,00	12,53
B8	0,155	0,37	1,15	0,007	0,001	0,004	0,022	29400	14700	7,30	12,06	-4,76
B8	0,201	0,53	2,26	0,009	0,000	0,004	0,002	29400	14700	17,36	5,57	11,79
B9	0,204	0,34	1,74	0,006	0,001	0,003	0,001	29400	14700	8,83	8,24	0,59
B10	0,756	0,31	1,93	0,016	0,001	0,003	0,002	29400	14700	43,44	41,23	2,21

E. Verlauf von Makroseigerungen in Brammen

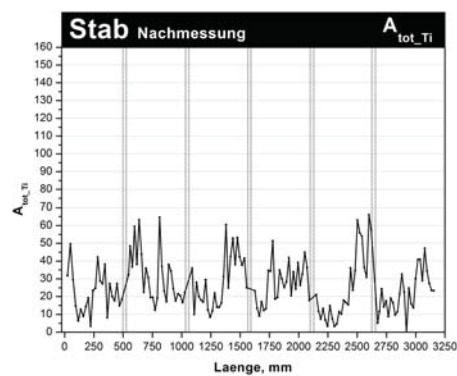
E.1. Stab Nachmessung



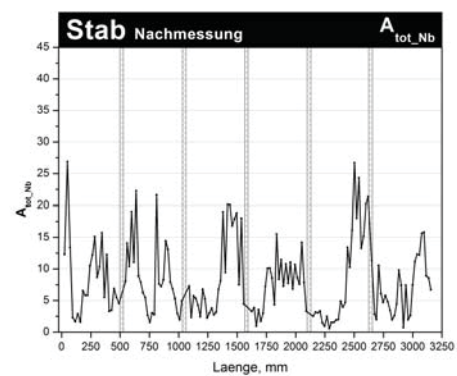
(a) Nachmessung Stab: A_{tot_Mn}



(b) Nachmessung Stab: A_{tot_P}



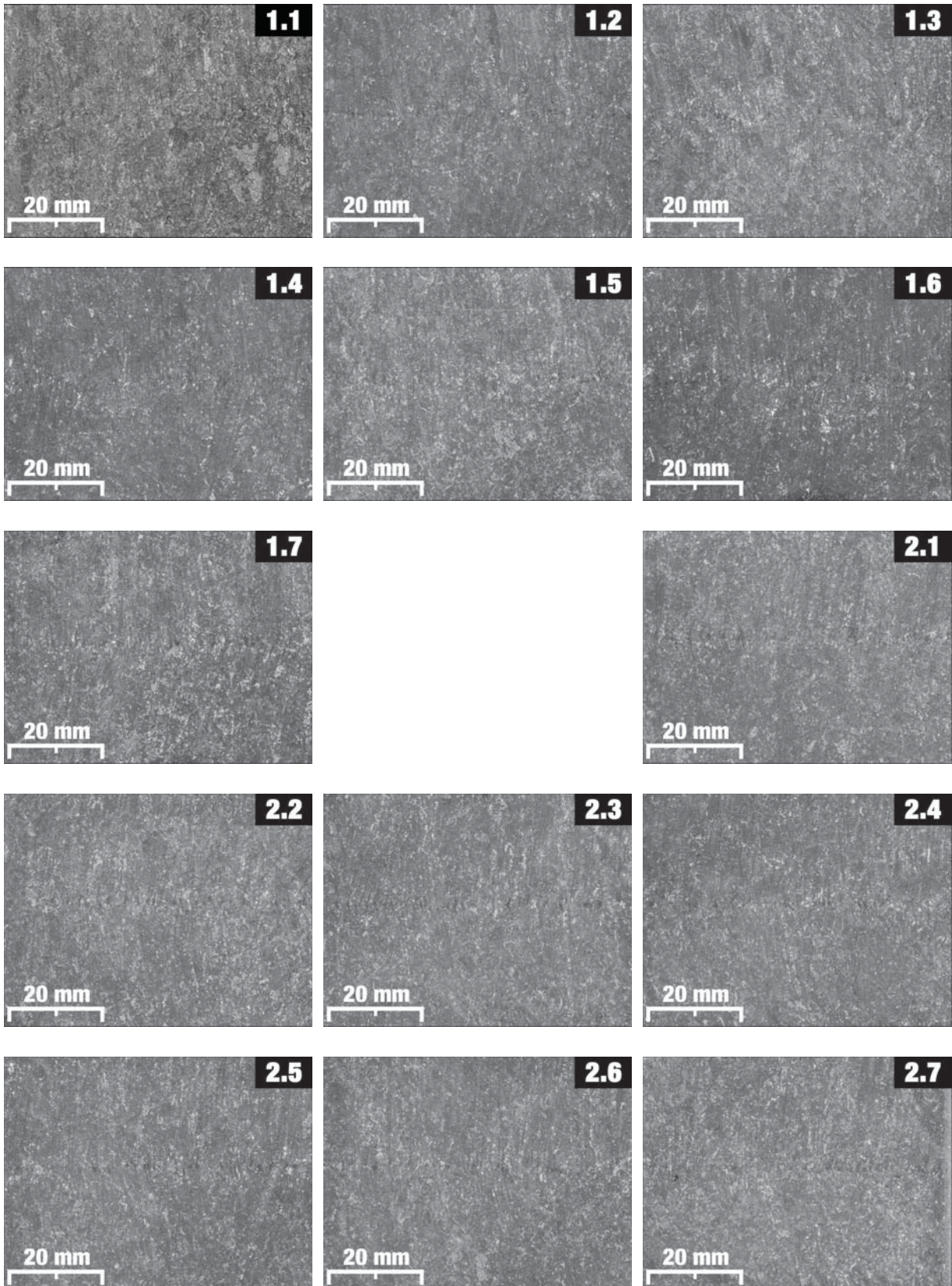
(c) Nachmessung Stab: A_{tot_Ti}

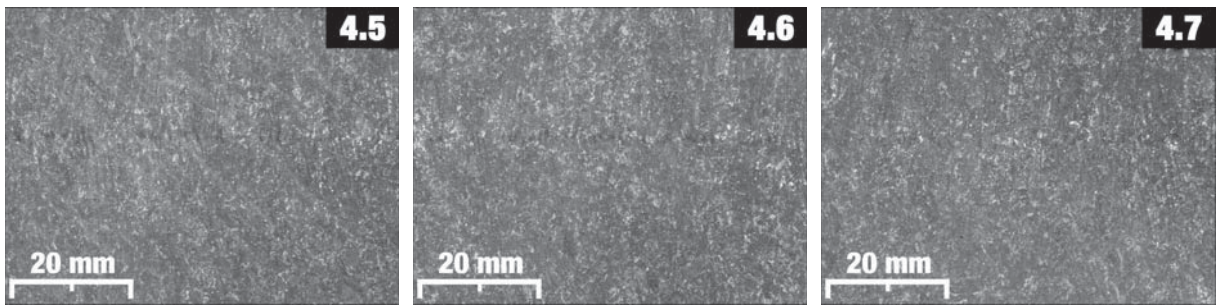
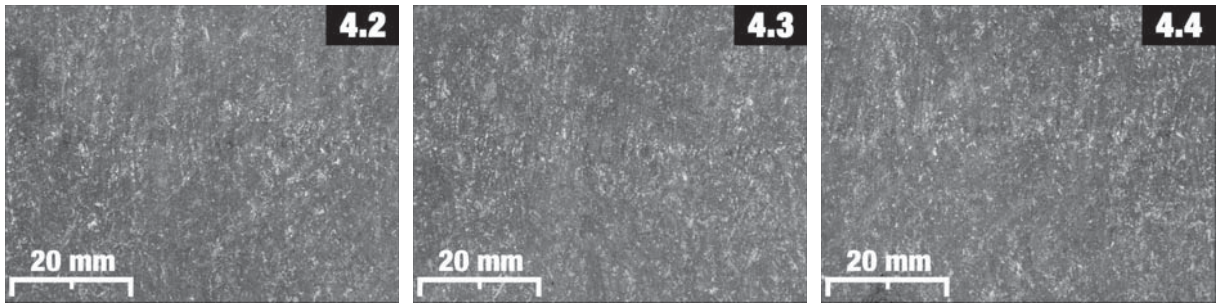
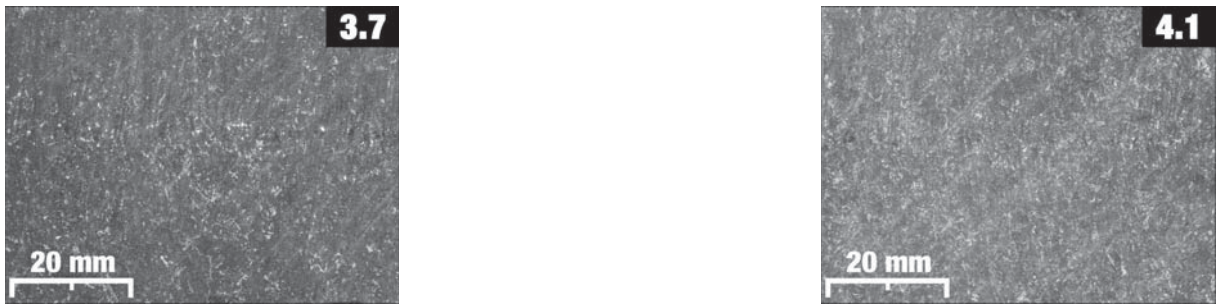
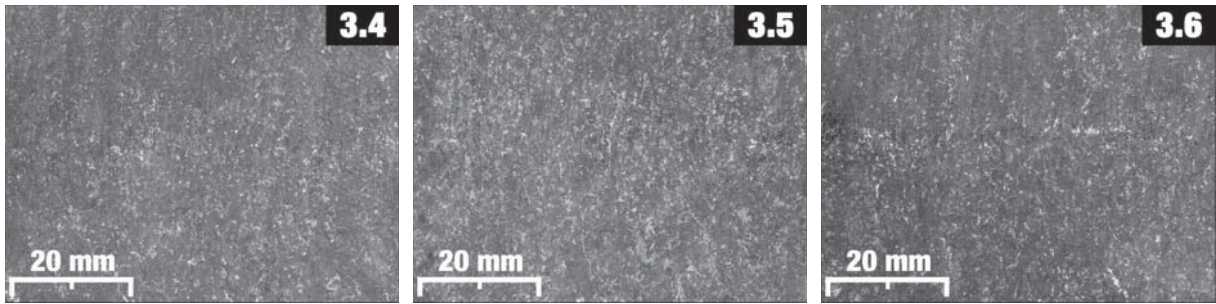
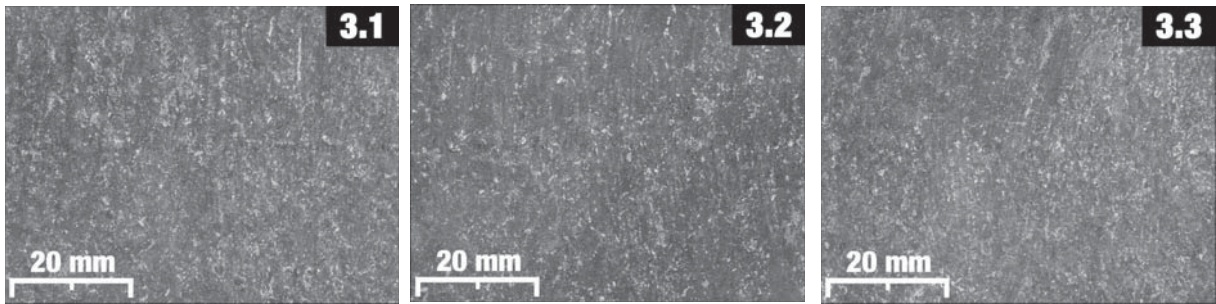


(d) Nachmessung Stab: A_{tot_Nb}

Abbildung E-1.: Erneute Messung und Bestimmung von A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}

E.2. Ätzbilder der AL-Proben





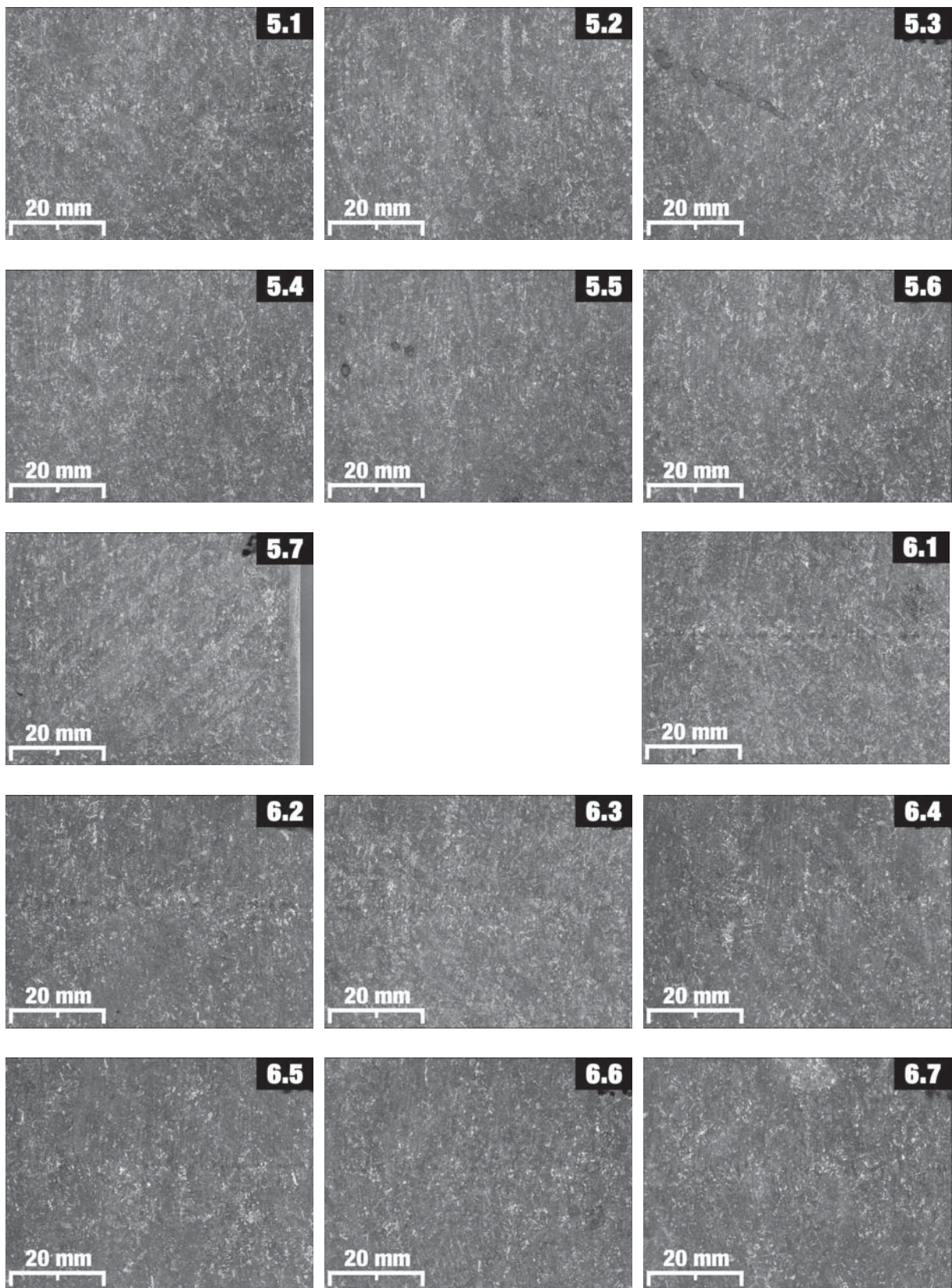
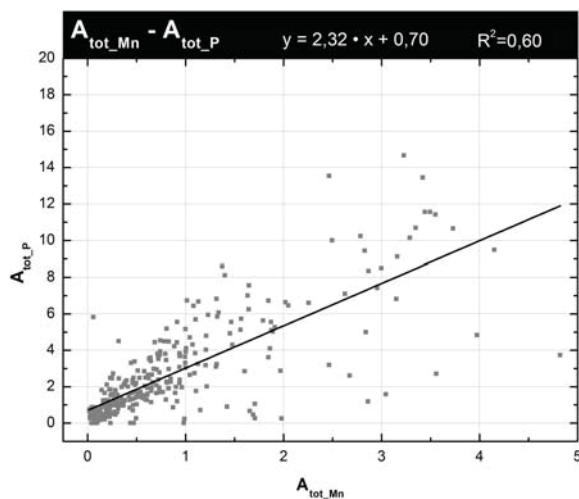


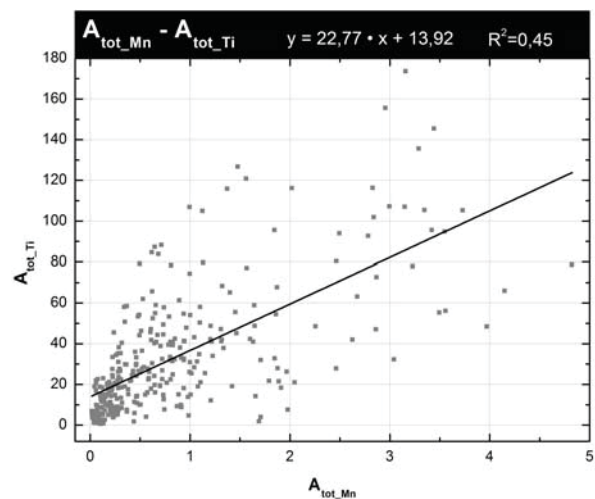
Abbildung E-2.: Ätzbilder der AL-Proben

F. Statistische Ergebnisse

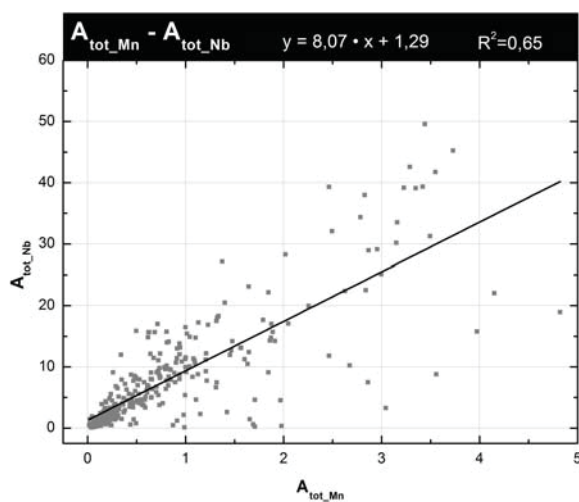
F.1. Korrelationen



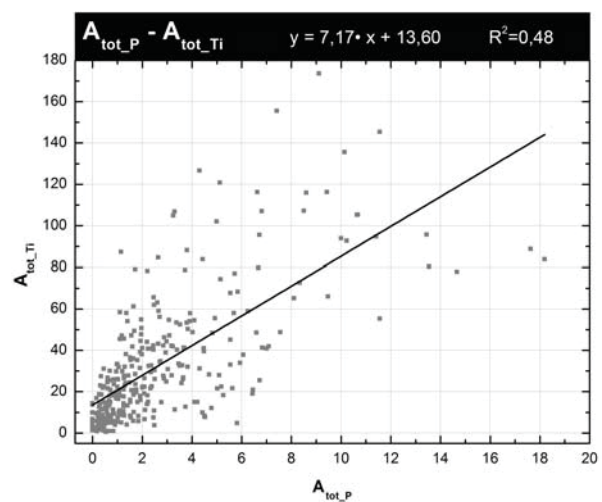
(a) $A_{tot_Mn} - A_{tot_P}$



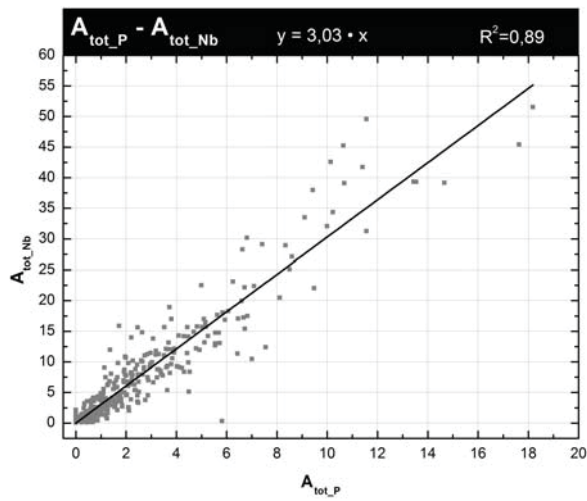
(b) $A_{tot_Mn} - A_{tot_Ti}$



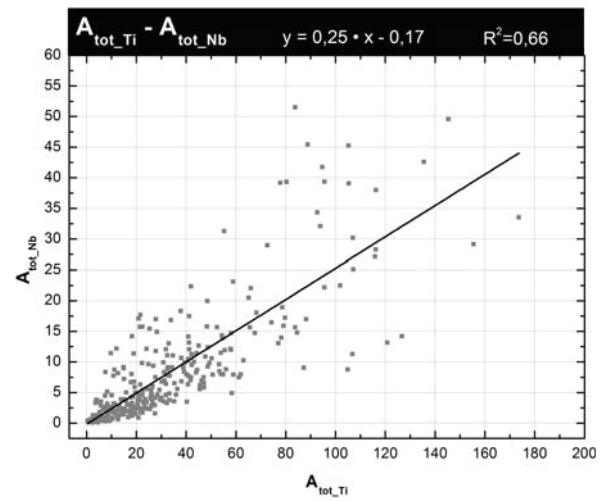
(c) $A_{tot_Mn} - A_{tot_Nb}$



(d) $A_{tot_P} - A_{tot_Ti}$



(e) $A_{tot_P} - A_{tot_Nb}$



(f) $A_{tot_Ti} - A_{tot_Nb}$

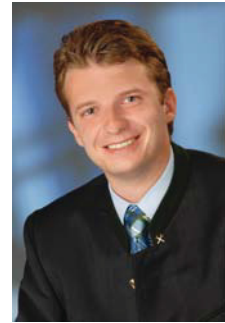
Abbildung F-0.: Korrelationen zwischen A_{tot_Mn} , A_{tot_P} , A_{tot_Ti} und A_{tot_Nb}

Michael Brombauer

A-8712 Proleb, Bachgasse 16

+43 (0699) 120 20 129

michael.brombauer@stud.unileoben.ac.at



PERSÖNLICHE ANGABEN

Geburtsdatum	21. September 1981
Familienstand	ledig, keine Kinder
Staatsangehörigkeit	Österreich
Heimatort	Proleb bei Leoben

AUSBILDUNG

1992 - 1996	Pestalozzi Hauptschule I mit Schwerpunkt Werkerziehung
1996 - 2001	Höhere Technische Lehranstalt für Maschinenbau Ausbildungszweig Hüttentechnik, Matura
01. - 08. 2002	Grundwehrdienst beim Jägerbataillon 18 in St. Michael
seit 10. 2002	Student an der Montanuniversität Leoben für Metallurgie
2010	Abschluss Bachelorstudium Metallurgie

PRAKTIKA

1998	Hitthaller + Trixl BaugesmbH und Veitsch-Radex GmbH
2000, 2001, 2003, 2004	Vöest-Alpine Schienen GmbH
2005	CD-Labor für metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen (Lehrstuhl für Metallurgie)
2005 - 2011	Studentischer Mitarbeiter am Lehrstuhl für Metallurgie: (CD-Labor für metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen, Arbeitsgruppe M ² CC)
2007	Stahl Gerlafingen AG, Schweiz

INTERESSEN

Bergsteigen, Schibergsteigen, Feuerwehrmitglied (Schriftführer)