

Dünnbandgießen von Kohlenstoff-Stählen

An der Montanuniversität Leoben eingereichte Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der montanistischen Wissenschaften

Verfasser: **Dipl.-Ing. Bernd Linzer**

Leoben, Februar 2007

Erklärung

Ich erkläre an Eides Statt, dass die vorliegende Arbeit von mir selbstständig und nur unter Verwendung der angeführten Literatur durchgeführt wurde.

Leoben, im Februar 2007

Die vorliegende Arbeit wurde in den Jahren 2002 bis 2006 im Rahmen des Christian Doppler Labors für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen am Lehrstuhl für Metallurgie der Montanuniversität Leoben in Zusammenarbeit und Finanzierung durch Siemens-VAI durchgeführt.

Dem Leiter des Lehrstuhls für Metallurgie, Herrn o. Univ.Prof. Dr.mont. Wilfried Krieger, danke ich für die Unterstützung und Förderung dieser Arbeit.

Bei Herrn Vertragsprof. Dipl.-Phys. Dr.rer.nat Andreas Ludwig bedanke ich mich für die Übernahme der Begutachtung und die geführten Diskussionen.

Dem Leiter des Christian Doppler Labors für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen Herrn Ass.Prof. Dr.mont. Christian Bernhard gilt mein besonderer Dank für Begleitung und Betreuung dieser Arbeit mit einer steten Bereitschaft zur Diskussion.

Allen weiteren Kollegen des Christian Doppler Labors für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen und des Lehrstuhls für Metallurgie gilt mein Dank im Speziellen für die Unterstützung, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Dem Unternehmen Siemens-VAI sei für die finanzielle Unterstützung, sowie der Themenstellung und der damit verbundenen innigen fachlichen Diskussion gedankt. Namentlich gilt mein besonderer Dank an dieser Stelle, stellvertretend für all jene Mitarbeiter der Siemens-VAI, die zum Entstehen der Arbeit beigetragen haben, Herrn Dr.rer.nat Gerald Hohenbichler, Herrn Dipl.-Ing. Gerald Eckerstofer und Herrn Dipl.-Ing. Joachim Schnalzger.

Gerlinde und meinen Eltern danke ich für den Rückhalt, den sie mir in dieser Zeit gegeben haben und für die Geduld, die sie während der Fertigstellung dieser Arbeit für mich aufbrachten.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Problemcharakterisierung	1
1.1	Aufbau einer Dünnbandgießanlage nach dem Bessemerverfahren	2
1.2	Wärmeabfuhr und Erstarrung unter Dünnbandgießbedingungen	5
1.3	Eigenschaften von direktgegossenem Dünnband	12
1.3.1	Erstarrungsstruktur	13
1.3.2	NM-Einschlüsse	16
1.3.3	Gefüge	16
1.4	Vorteile des Dünnbandgießens	19
1.5	Schädigungen an direkt gegossenem Band	21
2	Risse beim Bandgießen	23
2.1	Makrorisse	26
2.2	Mikrorisse	27
2.3	Einflussfaktoren der Mikrorissbildung	32
2.3.1	Einfluss von Oxiden	32
2.3.2	Abbildungsgenauigkeit der Gießwalzenrauigkeit	34
2.3.3	Gießwalzenmaterial	35
2.3.4	Inertgas	35
2.3.5	Gießgeschwindigkeit	36
2.3.6	Überhitzung	36
2.3.7	Stahlzusammensetzung	37

2.4	Heißrissbildungskriterien	38
2.4.1	Spannungsbasierende Kriterien	40
2.4.2	Dehnratenbasierende Kriterien	41
3	Experimentelle Simulation der Mikrorissbildung unter den Bedingungen des Zweirollendünbandgießverfahrens	44
3.1	Versuchsbeschreibung	44
3.2	Aufbau des Schmelztauchsimmers	46
3.3	Anlagenauslegung	51
3.3.1	Antrieb / Geschwindigkeitsverlauf	51
3.3.2	Tauchkörpergeometrie	54
3.4	Versuchsdurchführung	57
3.5	Versuchsauswertung	60
3.5.1	Wärmestromberechnung	60
3.5.2	Rissauswertung	64
3.6	Validierung der Mikrorissuntersuchung am Schmelztauchsimmulator durch Ver- gleich mit bandgegossenem Material	65
3.6.1	Probenauswahl	65
3.6.2	Gießbedingungen - Versuchsparameter	68
3.6.3	Erstarrungsstruktur	69
3.6.4	Rissbeurteilung	71
3.7	Parametervariation im Tauchversuch	82
3.7.1	Schmelzzusammensetzung	83
3.7.2	Überhitzung	87
3.7.3	Tauchgeschwindigkeit	88
3.7.4	Inertgasatmosphäre	88
3.7.5	Substratmaterial	89
3.7.6	Substratbeschichtung	91
3.7.7	Substratoberfläche	91
4	Diskussion der Versuchsergebnisse	96

4.1	Diskussion der Einflussfaktoren	101
4.1.1	Gießgeschwindigkeit	101
4.1.2	Viskosität	102
4.1.3	Walzenrauigkeit und Oberflächenstruktur	103
4.1.4	Inertgas	107
4.1.5	Grenzflächenspannung	108
4.1.6	Erstarrungsverhalten (ZST)	110
4.1.7	Wärmestrom	111
4.1.8	Überhitzung	112
5	Zusammenfassung	113
A	Erstarrungsbedingungen	A-126
A.1	Thermische Betrachtung der Erstarrung	A-126
A.1.1	Lokale Erstarrungszeit	A-128
A.1.2	Wachstumsgeschwindigkeit der Dendritenspitze	A-130
A.1.3	Temperaturgradient im 2-Phasengebiet	A-132
A.2	Beschreibung der Erstarrung	A-133
A.2.1	Anreicherung vor der Erstarrungsfront / Konstitutionelle Unterkühlung	A-133
A.2.2	Stabilitätsbereich gerichteter Erstarrung	A-136
A.2.3	Beschreibung dendritischer Erstarrung	A-138
A.2.4	Betriebspunkt der Dendritenspitze	A-139
A.2.5	Dendritenarmabstände	A-146
A.2.6	Mikroseigerung	A-151
B	Topologische Untersuchung der Probenoberflächen	B-161
B.1	Aufbau und Durchführung	B-161
B.2	Ergebnisse der Rauigkeitsmessung	B-165
B.2.1	Vergleich von Band- und Tauchproben	B-165
B.2.2	C-Variation	B-168
B.2.3	Inertgasvariation	B-171
B.2.4	Geschwindigkeitsvariation	B-177

B.2.5	Variation der Überhitzung	B-178
B.2.6	Variation der Substrate	B-179
C	Ablagerungen an der Substratoberfläche	C-184
C.1	Allgemeine Beschreibung der Ablagerungen	C-184

Abbildungsverzeichnis

1-1	Weltkarte mit eingezeichneten Betriebs-, oder betriebsnahen Anlagen. Blau beschriftete Anlagen gehören zur Forschungszusammenarbeit unter Eurostrip. Gelb eingezeichnet sind Anlagen nach dem Castrip-Prozess.	2
1-2	Schema mit wesentlichen Verfahrensschritten eine Dünnbandgießanlage	3
1-3	Walzenkokille mit charakteristischen Verläufen von Wärmefluss und RSF	4
1-4	Wärmestrom über der Erstarrungszeit	6
1-5	Wärmestrom über der Erstarrungszeit	7
1-6	Erstarrungsstruktur eines dünnbandgegossenen niedrigkohligen Mn/Si-beruhigten Stahles. (Pikrinsäureätzung)	14
1-7	Größenverteilung oxidischer Einschlüsse nach Blejde et.al. [34]	16
1-8	Gefüge mit skizzierten Streckgrenzanstieg bei unterschiedlichen Kühlraten während der $\gamma - \alpha$ -Umwandlung [?]	18
2-1	Festigkeits- und Zähigkeitsverlauf von Stählen	24
2-2	Makrorissbeobachtungen an gegossenem Dünnband mittels Oberflächentemperaturmessung. Im rechten Teilbild wurde eine höhere und gleichmäßigere Oberflächentemperatur erreicht, indem die Gießwalzen mit einer Struktur versehen wurden (z.B. Kugelstrahlen). [46]	26
2-3	Stereomikroskopische Aufnahmen der Oberfläche von gegossenen Fe360 Bandproben. Die Aufnahme verdeutlicht den Rissverlauf in Vertiefungen.	28
2-4	Stereomikroskopische Aufnahme von Bandoberflächen mit Vertiefungen, die auch Oxidabdrücke enthalten.	29

2-5	Primärstrukturätzung von niedriggekohltem (ca. 0,06 %) Mn/Si-beruhigtem Stahl in der Umgebung eines Mikrorisses (Chromoxidätzung).	30
2-6	Aufnahmen von Sprödbruchflächen entlang von Mikrorissen an Fe360-Band. . .	31
2-7	Skizze zum Verständnis der Risseinleitung.	33
2-8	Das kritische Temperaturintervall als Maß der Rissempfindlichkeit.	39
2-9	Schematische Darstellung der Übergangsbedingung nach Hunt und den typischen Bereichen von Erstarrungslagen nach dem Strangguss- und Dünnbandgussprozess. [84]	40
3-1	Schematische Darstellung der Mensikusbereiche von a) einer Dünnbandgießanlage und b) dem Tauchversuch und zugehörige Strömungsverhältnisse.	47
3-2	Schematischer Aufbau des Schmelztauchsimulators	48
3-3	Darstellung der Schleuse mit eingebrachtem Tauchkörper	49
3-4	typische Geschwindigkeits-Zeit-Profile von Tauchvorgängen	49
3-5	Schematischer Aufbau des Tauchkörpers	50
3-6	Screenshot der Versuchssteuerung mit den Versuchsprotokolleinträgen.	51
3-7	Tauchzeiten in Abhängigkeit der Substratposition für Tauchgeschwindigkeiten $1,0 \left[\frac{m}{s}\right]$ (blau); $1,5 \left[\frac{m}{s}\right]$ (rot); $2,0 \left[\frac{m}{s}\right]$ (grün) mit der Maximalbeschleunigung von $30 \left[\frac{m}{s^2}\right]$ und keiner Haltezeit im Bad. Die schwarze Kurve zeigt den Standardversuchsablauf mit $0,75 \left[\frac{m}{s}\right]$, $10 \left[\frac{m}{s^2}\right]$ Beschleunigung und $0,25 [s]$ Haltezeit.	53
3-8	Schematische Darstellung und Auszug aus Videoaufnahmen des Eintauchvorganges mit gegebener Tauchkörpergeometrie.	55
3-9	Einzelbilder der Videoaufzeichnungen der Tauchversuche im Wasserbehälter. . .	56
3-10	geänderte Tauchkörpergeometrie	57
3-11	Schematische Darstellung der Diskretisierungsverfahren: links FTCS, rechts BTCS	62
3-12	Berechneter Wärmestrom mit zugehörigen Temperaturen und Distanzaufzeichnungen, sowie Literaturangaben zum Wärmestrom.	63
3-13	Mikrorissauswertung an Probenmaterial (links: Bandmaterial; rechts: Tauchprobe)	65
3-14	Zerteilung des Probenmaterials zur Rissinspektion in $183 \times 40 [mm]$ große Stücke. Seite A mit der Probenbezeichnung, bzw. die gewendete Seite B.	67

3-15	Frisch montierter Tauchkörper vor dem ersten Tauchversuch, nach dem Tauchversuch und beidseitige Abbildung der zugehörigen Erstarrungsprobe	67
3-16	Primärstrukturätzungen (Pikrinsäure, 60 [°C], 10 [min]) von Querschliffen einer Band- und einer Tauchprobe der Stahlmarke Fe360.	69
3-17	Sekundärdendritenarmabstände aus Abb. 3-16 im Vergleich.	70
3-18	Stereomikroskopische Aufnahmen von Rissen an Tauchproben und gegossenem Bandmaterial	71
3-19	Spröd gebrochene Rissproben einer Tauchprobe links und einer Bandprobe rechts.	72
3-20	Zusammenstellung der Risshäufigkeiten der untersuchten Fe360-Bandproben. .	73
3-21	a) Verteilung der Risshäufigkeiten und Risssummen für die einzelnen Breitenklassen über der Bandbreite. b) Daten der Thermovisionskamera, welche die Temperaturen der Bandoberfläche nach dem Kokillenaustritt aufnimmt. . . .	75
3-22	Verteilung der Risshäufigkeiten und Risssummen der Breitenklassen über die gesamte Bandbreite	76
3-23	Risslängenverteilung der Versuchsserie aus Schmelze 007.	76
3-24	Risshäufigkeitsverteilung auf den Erstarrungsproben der Versuchsserie aus Schmelze 007.	77
3-25	Risslängenverteilung auf den Erstarrungsproben der Versuchsserie aus Schmelze 007.	78
3-26	Rissorientierungen der Tauchversuche aus Schmelze 007 und 010.	79
3-27	Vergleich der Gesamtrissindizes der Band- und Tauchproben.	81
3-28	Vergleich der Orientierungshäufigkeiten von Rissen an Band- und Tauchproben.	82
3-29	Rissindex über dem C-Gehalt der Schmelze und die Risslängenverteilung als Mittelwert der Rissanzahl der jeweiligen Risslängenklasse.	85
3-30	Orientierungsverteilung als Mittelwert der Rissanzahl der jeweiligen Klassen der Risswinkel. Im rechten Teilbild sind alle Winkel größer 90° auf Winkel zwischen 0 und 90° gespiegelt.	86
3-31	Mit Thermo-Calc berechnetes Fe-Fe ₃ C Zustandsschaubild unter der Berücksichtigung der realen Legierungsgehalte.	86
3-32	Rissindex über der Überhitzung der Schmelze.	88

3-33	Rissindex über der Eintauchgeschwindigkeit der Tauchkörper.	89
3-34	Gegenüberstellung des Rissindex der verwendeten Inertgasmischung für kugelgestrahlte, nickelbeschichtete Substrate und unbeschichtete Substrate.	90
3-35	Gegenüberstellung der Rissneigung an glatten unbeschichteten Elbrodur- bzw. Stahlsubstraten.	90
3-36	Rissindex über der Substratbeschichtung.	91
3-37	Aufnahmen der Erstarrungsproben und der Tauchkörper vor dem ersten Tauchvorgang.	93
3-38	Rissindex der Rissuntersuchung für Tauchproben der unterschiedlichen Substrate.	94
3-39	Gegenüberstellung der mittleren Klassenhäufigkeiten der Rissorientierungen unterschiedlicher Substratoberflächen.	95
4-1	Meniskusbildung im Dünnbandgießprozess mit der schematischen Darstellung der Bildung von Gaseinschlüssen in Vertiefungen der Gießwalzenoberfläche.	97
4-2	Berechnete Oberflächentemperaturen der erstarrenden Schmelze und Gastemperaturen des miteingezogenen Inertgases. Im rechten Teilbild ist der Einfluss der Inertgassorte dargestellt.	99
4-3	Berechnete Volumszunahmen des eingeschlossenen Inertgases nach Szegely [69] und der idealen Gasgleichung bezogen auf das Ausgangsvolumen.	100
4-4	Viskosität von Stahlschmelzen mit unterschiedlichem C-Gehalt, 0,7 % Mn und 0,2 % Si aus der IDS-Datenbank [79].	103
4-5	Querschliffe von Erstarrungsproben der Pyramiden- und Rillenoberflächen (Pikrinsäureätzung: a) Pyramidenstümpfe mit Seitenlängen $a = 0,5; 1,0; 1,5$ [mm]. b) Mikroriss an der Pyramidenstumpfkante. c) Vergrößerung der Primärstruktur aus Teilbild a) und skizzierte Primärkornbildung. c) Rillen mit 300 und $[\mu m]$ Teilung.	105
4-6	Lokale Betrachtung der Grenzfläche Stahlschmelze-Gießwalzenoberfläche.	109
4-7	Berechnete Schrumpfspannungen aus dem Dehnratenabhängigen Heißrissbildungsmodell (Kapitel 2.4.2) verglichen mit den gefundenen Rissindizes.	111

A-1	Skizze des vereinfachten Modells zur Erstarrungsberechnung mit eingesetzten Randbedingungen	A-127
A-2	Skizzierung der Angewandten Funktion des Wärmeentzuges aus Gleichung A-1	A-127
A-3	Schematische Darstellung der Legierungslagen der Legierungen aus Tabelle A.II im $Fe - Fe_3C$ -System und entsprechende temperaturabhängige Verläufe der bestimmenden Größen der Temperaturleitfähigkeit.	A-129
A-4	Erstarrungsgeschwindigkeiten aus den Erstarrungsberechnungen	A-131
A-5	Wachstumsgeschwindigkeit der Dendritenspitze und lokale Erstarrungszeiten aus den Erstarrungsberechnungen für Mn/Si beruhigte Stahllegierungen mit unterschiedlichem C-Gehalt.	A-131
A-6	Mittlerer Temperaturgradienten im 2-Phasengebiet und zugehörige Gradienten an der Dendritenspitze der Erstarrungsberechnungen für Mn/Si beruhigte Stahllegierungen mit untersch. C-Gehalt.	A-132
A-7	Erstarrungsgeschwindigkeiten und lokale Erstarrungszeiten der Erstarrungsberechnungen für eine Mn/Si beruhigte Stahllegierung, konstanten Wärmeentzug mit $9 \left[\frac{MW}{m^2} \right]$ und unterschiedlicher Überhitzung der Schmelze.	A-134
A-8	Konzentrationsanreicherung vor der Erstarrungsfront	A-135
A-9	Darstellung der konstitutionellen Unterkühlung. Im linken unteren Teilbild ist der wahre Temperaturverlauf unter der jeweiligen Liquidustemperatur gezeigt (durchgezogene Linie). Die gepunktete Linie zeigt einen Temperaturverlauf, bei dem keine konstitutinelle Unterkühlung erreicht wird	A-136
A-10	Schematische Darstellung der Spitzenradien nach absoluter Stabilität (R_e) und morphologischer Stabilität (R_s)	A-140
A-11	Berechneter Verlauf des Dendritenspitzenradius über der Erstarrungsgeschw. für die Legierungen aus Tabelle A.II.	A-141
A-12	Berechneter Verlauf der Unterkühlung an der Dendritenspitze über der Erstarrungsgeschw. für die Legierungen aus Tabelle A.II.	A-142
A-13	C-Konzentrationen an der Dendritenspitze im Steady State der betrachteten Legierungen	A-143

A-14 Mn-Konzentrationen an der Dendritenspitze im Steady State der betrachteten Legierungen	A-144
A-15 Si-Konzentrationen an der Dendritenspitze im Steady State der betrachteten Legierungen	A-145
A-16 Berechneter Verlauf des primären Dendritenarmabstandes über der Erstarrungsgeschw. für die Legierungen aus Tabelle A.II	A-148
A-17 Berechneter Verlauf der sekundären Dendritenarmabstände über der lokalen Erstarrungszeit für die Legierungen aus Tabelle A.II im Vergleich zu Literaturdaten [89, 96].	A-149
A-18 Schematische Darstellung der Ausgleichsvorgänge der Mikroseigerung.	A-152
A-19 Schematische Darstellung der Veränderungen unter Berücksichtigung von Rückdiffusion.	A-153
A-20 Darstellung der errechneten Konzentrationsverläufe bei fortschreitender Erstarrung über eine λ_2 -Länge.	A-157
A-21 Darstellung der errechneten Konzentrationsverläufe für die betrachteten Legierungen.	A-158
A-22 Berechneter Verlauf der Solidusttemperatur über dem Erstarrungsfortschritt / Feststoffanteil	A-159
A-23 Darstellung der auftretenden Phasen und deren Anteile zwischen Liquidus- und Solidustemperatur.	A-160
B-1 3-dimensionales Probenabbild und die zugehörige Fremdfarbandarstellung. . .	B-162
B-2 Erstarrungstopographie eines repräsentativen Ausschnitts mit zugehörigem Rauigkeits- und Welligkeitsprofil.	B-164
B-3 Topographische Aufnahmen der Erstarrungsproben der Stahlqualität Fe360 bei betriebsnahen Tauchparametern, sowie der Band-Referenzprobe der gleichen Stahlmarke.	B-165
B-4 Verhältnis aus wahrer zu projizierter Fläche über den Eintauchvorgängen unter Darstellung der Einzelergebnisse aus den 3 gebildeten Abschnitten.	B-167
B-5 Fraktale Dimension D_f über den Eintauchvorgängen unter Darstellung der Einzelergebnissen aus den 3 bebildeten Abschnitten.	B-167

B-6	Bilder der Proben mit erhöhtem C-Gehalt und die Falschfarbenaufnahme der, für die Rauigkeitsanalyse benutzten, gefilterten Obeflächendaten.	B-169
B-7	Flächenverhältnis und fraktale Dimension über dem C-Gehalt der Schmelze, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.	B-170
B-8	Relative Mittelwerte von Flächenverhältnis und fraktaler Dimension über dem C-Gehalt der Schmelze, bzw. den zugehörigen relativen Mittelwerten der gemessenen Gesamtrisslängen. Zu den untersuchten C-Lagen sind stereomikroskopische Oberflächenaufnahmen beigelegt.	B-172
B-9	Bilder der Erstarrungsproben aus der Versuchsreihe variierender Inertgassorten und die Falschfarbenaufnahme der, für die Rauigkeitsanalyse benutzten, gefilterten Obeflächendaten.	B-173
B-10	Flächenverhältnis und fraktaler Dimension über der Inertgaszusammensetzung, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.	B-174
B-11	Relative Mittelwerte von Flächenverhältnis und fraktale Dimension im Vergleich zu relativen Mittelwerten der Gesamtrisslänge über der Inertgaszusammensetzung.	B-175
B-12	Aufnahmen der topographischen Oberfläche der ausgewerteten Probenausschnitte von Tauchproben unterschiedlicher Tauchgeschwindigkeit.	B-176
B-13	Flächenverhältnis und fraktale Dimension über der Tauchgeschwindigkeit, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.	B-177
B-14	Flächenverhältnis und fraktale Dimension über der Tauchgeschwindigkeit, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.	B-178
B-15	Flächenverhältnis und fraktale Dimension über der Überhitzung der Schmelze, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.	B-180
B-16	Flächenverhältnis und fraktale Dimension über der Überhitzung der Schmelze, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.	B-180
B-17	Abbildungen der untersuchten Oberflächen von Substraten unterschiedlicher Oberflächenbehandlung.	B-181
B-18	Welligkeitsparameter Flächenverhältnis und fraktale Dimension der Substratvariationen und über der Gesamtrisslänge).	B-182

B-19	Relative Mittelwerte von Flächenverhältnis, fraktaler Dimension und Gesamtrisslänge für verschiedene Substrate (Material, Oberflächenbehandlung).	B-183
C-1	Bildliche Zusammenfassung der Veränderung eines Substrates von ursprünglich gereinigten Zustand und bis hin zum Endzustand nach 7-maligem Tauchen . .	C-185
C-2	Übersichts-REM-Aufnahmen der abgelagerten Schichten auf den Substraten nach sieben Tauchvorgängen.	C-185
C-3	Übersichtsaufnahme der a)gesamten abgetragenen Stelle; b) und c)festen Oxide in Bereich 1; d) und e) des tropfenförmigen Oxides in Bereich 2	C-186
C-4	Vergrößerung der Schnittflächen mit schematisch dargestellter Lage der Trennfläche zum Grundwerkstoff.	C-187
C-5	Untersuchte Stellen und Oberflächenabbildungen des REM	C-188
C-6	Beispielhafte Punkte der Oxidanalysen im 3-Stoffsystem $MnO - FeO - SiO_2$ und zugehörige binäre Randsysteme [?].	C-190
C-7	Analysenpunkte der REM-EDX-Untersuchungen der Substratoberflächen mit unterschiedlichen Randbedingungen der Tauchversuche.	C-191
C-8	Aufnahmen aus drei ausgewählten Bereichen von, bei Argon-Wasserstoffatmosphären verwendeten, Tauchkörpern mit 400-facher in der oberen und 1500-facher Vergrößerung in der unteren Zeile.	C-192
C-9	Im Dreistoffsystem eingetragene Analysepunkte eines in A304-Stahl getauchten substrates.	C-193
C-10	Aufnahmen von Oberflächen, der in A304 getauchten Substrate.	C-194

Tabellenverzeichnis

1.I In der Literatur genannte Strukturparametergrößen von gegossenem Dünnband	15
1.II Erzielbare Streckgrenzen bei gleicher Stahlanalyse und unterschiedlichen Kühlraten im Zuge der $\gamma - \alpha$ Umwandlung	18
1.III Der Literatur entnommene Materialkennwerte von gegossenem Dünnband. . .	20
3.I gemittelte Schmelzanalysen der einzelnen Versuchsserien	68
3.II Analyse der Referenzserie (Schmelze 23).	83
3.III Analysen der Anfangs- und Endproben, bzw. deren Mittelwerte, der verwendeten Schmelzen der C-Variation.	84
3.IV Analysen der Anfangs- und Endproben, bzw. deren Mittelwerte, der Verwendeten Schmelzen der S-Variation.	87
A.I Physikalische Daten der Temperaturleitfähigkeit des Kokillenmaterials	A-128
A.II Materialdaten der berechneten Legierungen	A-128
A.III Faktoren der linearen Korellation der lokalen Erstarrungszeit t_f über der Schmelzendicke.	A-130
A.IV Parameter der Fitfunktionen für G , G_0 und V	A-133
A.V Literaturangaben zum Koeffizienten K_1 und Exponenten n aus Gleichung A-28	A-150
A.VI Maximale Konzentrationen der Legierungselemente in der Schmelze und Solidustemperaturen der betrachteten Legierungen nach der Mikroseigerungsrechnung mit DICTRA und dem Modell von Ueshima [98].	A-157

B.I	Rauigkeitsparameter der Teilbereiche für Tauchproben mit 0,05%C und bandgussähnlichen Versuchsparametern und der Bandgussreferenzprobe aus Abb. B-3.	B-166
B.II	Rauigkeitsparameter der Teilbereiche für die Proben mit erhöhtem C-Gehalt (0,12 bis 0,7 %) aus Abb. B-6	B-168
B.III	Rauigkeitsparameter der Teilbereiche für die Proben mit unterschiedlichen Intertgassorten aus Abb. B-9	B-171
B.IV	Rauigkeitsparameter der Teilbereiche für die Proben mit unterschiedlichen Tauchgeschwindigkeit aus Abb. B-12	B-175
B.V	Rauigkeitsparameter der Teilbereiche für Proben unterschiedlicher Überhitzung.	B-179
C.I	Größenordnungen der, mit Hilfe der EDX, gefundenen Analysen der einzelnen Phasen der Ablagerungen.	C-188

1. Einleitung und Problemcharakterisierung

Die permanente Weiterentwicklung des Stahlherstellungsprozesses, sowie ökonomische und ökologische Überlegungen führten in den letzten Jahrzehnten zur Entwicklung von endabmessungsnahen Gießverfahren für Flachprodukte bis hin zur Betriebsreife. Unter vielen Konzepten hat sich das direkte Gießen von Warmband nach dem Bessemerverfahren durchgesetzt, das gleichzeitig in diversen Forschungsprojekten und -kollektiven separat voneinander entwickelt wurde. Mehrere Versuchsanlagen werden betrieben, deren Status von reinen Laboraufbauten bis hin zu betriebsreifen Produktionsanlagen reichen: [1]

- *Versuchsanlagen:* RWTH Aachen, Institut für Bildsame Formgebung (Aachen, Deutschland), MPI für Eisenforschung (Düsseldorf, Deutschland), British Steel (Teesside, Großbritannien), IRSID (Maizieres-les-Metz, Frankreich), IMI-Bessemer-Projekt (Boucherville, Kanada)
- *Pilotanlagen:* Pacific Metals/Hitachi Zosen-Projekt (Japan)
- *Betriebsanlagen oder betriebsnahe Anlagen:* TKN (Krefeld, Deutschland), AST (Terni, Italien), Nippon Steel (Hikari, Japan), Usinor/Thyssen (Isbergues, Frankreich), BHP/IHI (Port Kembla, Australien), Posco/RIST-Projekt (Pohang, Südkorea)

In der Weltkarte in Abb. 1-1 sind bestehende Betriebs- und betriebsnahe Anlagen eingetragen. Mit dem Castrip-Prozess (gelb eingetragene Anlagen) und dem Eurostrip-Projekt (blau eingetragene Anlagen) bildeten sich zwei Forschungsgemeinschaften, welche die ersten Betriebsanlagen betreiben.

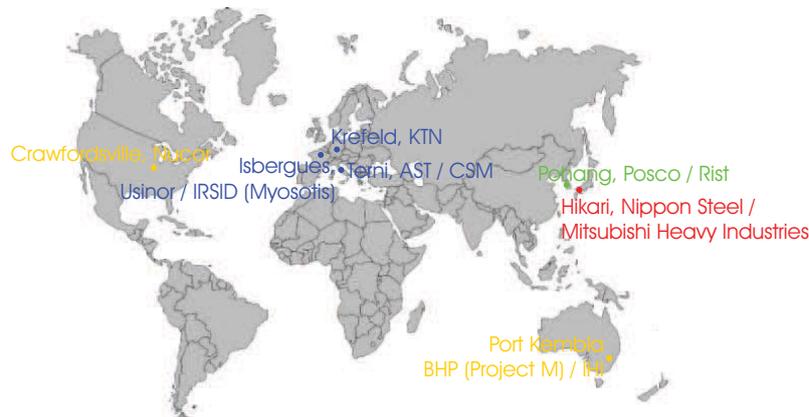


Abbildung 1-1.: Weltkarte mit eingezeichneten Betriebs-, oder betriebsnahen Anlagen. Blau beschriftete Anlagen gehören zur Forschungszusammenarbeit unter Eurostrip. Gelb eingezeichnet sind Anlagen nach dem Castrip-Prozess.

1.1. Aufbau einer Dünnbandgießanlage nach dem Bessemerverfahren

Warmband wird erzeugt, indem flüssiger Stahl in einer speziellen Kokille an zwei gegeneinander rotierende Walzen erstarrt und beim Austritt zu Warmband mit Dicken zwischen 1,1 und 5 [mm] zusammengefügt wird.

An die Kokille ist die Inertisierungskammer angeschlossen, in der mit verringertem Sauerstoff-Partialdruck übermäßige Verzunderung der Bandoberfläche verhindert wird. Neben Materialverlusten unterbindet diese Vorkehrung Zundereinwalgungen in einem nachfolgenden in-line geschalteten Warmwalzstich. Diese Warmverformung bezweckt die Schließung von vorhandenen Poren in der Füge- und Enderstarrungszone der beiden vormals getrennt voneinander erstarrten Bandschalen. Von vollständiger Rekristallisation kann bei den aufgebrauchten Umformgraden jedoch nicht ausgegangen werden. Das fertige Warmband wird mit Dicken von 0,9 bis 4,5 mm aufgehaspelt (Abbildung 1-2).

Die Bandführung bzw. Zentrierung erfolgt durch die sogenannte steering pinch roll, die zwischen Inertisierungskammerende und Walzgerüsteinang plaziert ist. Typische Gießgeschwindigkeiten liegen für diesen Prozess bei ca. $60 \left[\frac{m}{min} \right]$, können jedoch entsprechend der gewünschten Banddicke im Bereich zwischen 15 und $140 \left[\frac{m}{min} \right]$ variieren. Diese, im Vergleich zu Endwalzge-

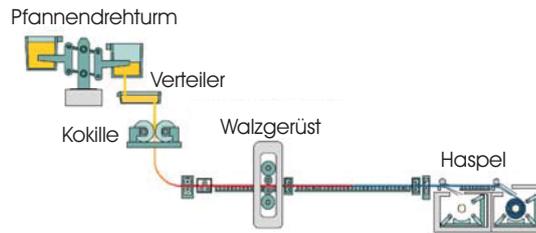


Abbildung 1-2.: Schema mit wesentlichen Verfahrensschritten eine Dünnschichtgießanlage

schwindigkeiten in Warmwalzwerken, geringe Transportgeschwindigkeit bietet gute Möglichkeiten zu inline geschalteten Wärme- und thermomechanischen Behandlungen, um direkt verkaufsfähige Stahlbänder zu erhalten.

In Abbildung 1-3 ist das Kernstück der Anlage, die Walzenkokille, schematisch dargestellt. Innen wassergekühlte Gießwalzen mit einem Durchmesser von 500 bis 1500 [mm] und einer maximalen Breite von ca. 1400 [mm] umschließen zusammen mit den stirnseitig aufgepressten BN-Platten den schmelzegefüllten Bereich der Kokille. Die Abschirmung der blanken Stahloberfläche in der Kokille gegenüber der Atmosphäre zwecks Reoxidationsschutz erfolgt durch eine Abdeckung, die mit Inertgas unterspült ist. Die Gießwalzen sind mit Hartchrom oder Nickel beschichtet und üblicherweise mit einer durch Kugelstrahlen erzeugten Rauigkeit versehen. [2] Die beiden an den Gießwalzenoberflächen anwachsenden Bandschalen werden im Kissing Point unter Ausübung der sogenannten Bandformkraft bzw. Roll Separating Force (RSF) zum Warmband zusammengefügt.

Zusätzlich bewirkt die Bandformkraft, unter Berücksichtigung der geometrischen Verhältnisse, das Zurückdrängen von teilerstarrtem Material in den höherliegenden Bereich. Über die Höhe der Bandformkraft wird der Anteil an ausgequetschtem Material gesteuert. Die Kokille verlässt ein durcherstarrtes Stahlband. Die Bandbildung beim Bandgießen zeichnet somit eine äußerst kurze Durcherstarrungszeit aus. Näherungsweise kann diese mit der Durchlaufzeit der Walzen durch den benetzten Teil der Kokille gleichgesetzt werden. Die benetzte Länge l des Gießwalzenumfangs ergibt sich aus:

$$l = d \pi \frac{\alpha}{360} \quad (1-1)$$

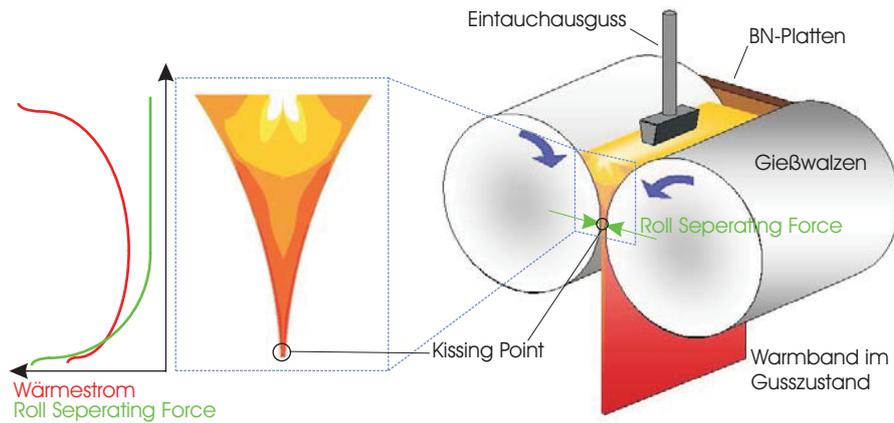


Abbildung 1-3.: Walzenkille mit charakteristischen Verläufen von Wärmefluss und RSF

Bei einem benetzten Winkel von $\alpha = 34^\circ$ und einem Gießwalzendurchmesser von $d = 1500$ [mm] ergibt sich eine benetzte Länge $l = 445$ [mm]. Bei einer Umfangsgeschwindigkeit der Gießwalzen von 1 [$\frac{m}{s}$] folgt eine Durchlauf- und Durcherstarrungszeit von $0,445$ [s]. Beim Stranggießen (Bramme und auch Dünnbramme) vergehen bis zur völligen Durcherstarrung mehrere Minuten [3]. Mit der errechneten Kontaktzeit kann aus dem sogenannten Wurzel-t-Gesetz,

$$x_s = k \sqrt{t} \quad (1-2)$$

der vereinfachten Neumann'schen Lösung der Wärmeleitgleichung für konstante Oberflächentemperatur, die Erstarrungsdicke abgeschätzt werden. Angeglichene Erstarrungskonstanten ($k = 20$ [4]; $k = 16,25$ [6]) liefern gut übereinstimmende Werte für die erstarrte Banddicke. Aus Messergebnissen abgeleitet sind in der Literatur folgende Werte für K und auch n (abweichend von $n = 0,5$ aus dem Wurzel-t-Gesetz) zu finden, mit denen Beobachtungen an Pilotanlagen gut abgebildet wurden [7,8]:

$$x_s = 29,7, t^{0,6} \quad x_s = 24,5 t^{0,575} \quad (1-3)$$

Aus der Kontaktzeit und dem zugehörigen Schalenwachstum lässt sich eine auf die Bandbreite bezogene Produktionsleistung ableiten. Büchner und Tacke [4] konstruierten mit diesen Angaben ein Produktivitätsdiagramm. Aus diesem geht hervor, dass bei Produktivitäten von 1000

$[\frac{kg}{min\ m}]$, Banddicken von 2 bis 4 $[mm]$ und einer Bandbreite von 1400 $[mm]$ mit einer Anlagenverfügbarkeit von 68 % eine Jahresleistung von 500.000 $[t]$ erreicht werden kann. Dies entspricht der typischen Auslegungsgröße einer industriellen Dünnbandgießanlagen. [5] Die Gießgeschwindigkeit wirkt sich vor allem auf die erstarrte Banddicke aus, weshalb bei Steigerung dieser die Produktionskapazität nicht mehr weiter erhöht werden kann.

1.2. Wärmeabfuhr und Erstarrung unter Dünnbandgießbedingungen

Die Erstarrung beim Dünnbandgießen nach dem Bessemerprinzip zeichnet sich neben der kurzen Durcherstarrungszeit vor allem auch durch sehr hohe Wärmeströme aus. Gründe hierfür finden sich im

- Wegfall des Gießpulvers (→ direkter Kontakt zwischen Schmelze und Kokillenoberfläche),
- Wegfall der Relativbewegung zwischen Kokille und Gussprodukt,
- guten Kontakt zwischen Gussprodukt und Kokille infolge der Bandformkraft.

Abbildung 1-3 zeigt den schematischen Verlauf des Wärmeflusses in der Kokille über die Länge der Kokille. Der Kurvenverlauf hat zwei Maxima: eines zu Beginn im Meniskusbereich und eines am Ende der Erstarrung im Kissing Point. Zur Ausbildung dieses charakteristischen Verlaufes tragen mehrere, dem Erstarrungsverlauf zuordenbare, Faktoren bei:

Anfänglich herrscht ein direkter Kontakt zwischen Gießwalze und Schmelze, welcher mit hohen Wärmeströmen verbunden ist, bis die Überhitzung vollständig abgebaut ist und die Erstarrung einsetzt. Zunehmende Schalendicken sind mit zunehmenden Wärmeleitungswiderstand verbundenen und vermindern somit den Wärmestrom. Das Minimum wird erreicht, wenn durch Schrumpfkkräfte in den erstarrten Bandschalen das Abheben von der Gießwalzenoberfläche hervorgerufen wird. Ein zweites Wärmestrommaximum wird erreicht, wenn das Band mit der Bandformkraft im Kissing Point wieder an die Gießwalzenoberfläche angepresst wird.

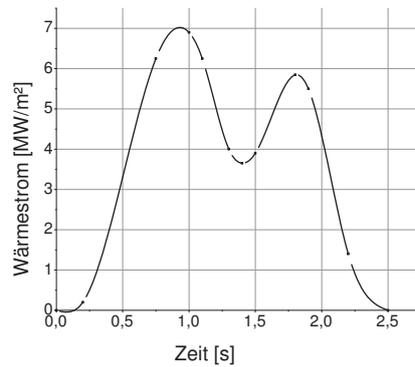


Abbildung 1-4.: Wärmestrom über der Erstarrungszeit

Der Wärmeübergang zwischen Stahl und Gießwalze wurde sowohl in Anlagen- als auch in Laborexperimenten untersucht. Traves et.al. [9] bestimmten die Wärmestromdichte an der Oberfläche der Gießwalze über einen inversen Algorithmus aus gemessenen Temperaturen (Abb. 1-4). Die eingangs geschilderten Verhältnisse mit den beiden Maxima der Wärmestromdichte sind hier gut zu erkennen. Die Maximalwerte liegen bei 6 bis 7 $[\frac{MW}{m^2}]$. Cramb [10] spricht im Zuge von Untersuchungen an Dünnbandgießanlagen, ohne detailliertere Angaben, von Wärmeströmen von 10 bis 15 $[\frac{MW}{m^2}]$.

In Laborexperimenten wurden sowohl Tauchversuche als auch Tropfenstarrungsversuche angewendet. Die Ergebnisse sind in Abb. 1-5 dargestellt.

Strezov et.al. [11] führten Tauchversuche durch. Sie sprechen von Wärmeströmen mit einem Maximum von ca. 25 $[\frac{MW}{m^2}]$. Phinichka [12] und Todoroki et.al. [13] ermittelten in Tropfenstarrungsversuche ein Maximum von ca. 35 $[\frac{MW}{m^2}]$. Die bestimmten Maximalwerte liegen damit in Bereichenn von 6 und 35 $[\frac{MW}{m^2}]$, was sich nicht ausschließlich durch Unterschiede in den Versuchsparametern erklären lässt. Hier spielt teilweise auch die Trägheit und Ungenauigkeit der Temperaturmessung eine Rolle. Im Tropfenversuch, bei dem die Oberflächentemperaturen an den erstarrenden Schmelzetropfen optisch gemessen wurden, konnte ein Wärmestrommaximum in den ersten Millisekunden festgestellt werden, das bei allen anderen Veruschsaufbauten nicht aufgelöst werden konnte und somit zu viel höheren Werten führt. Als wesentliche Einflussgrößen sind bei Versuchen Gießwalzenmaterial, Beschichtung und Rauheit der Gießwalze,

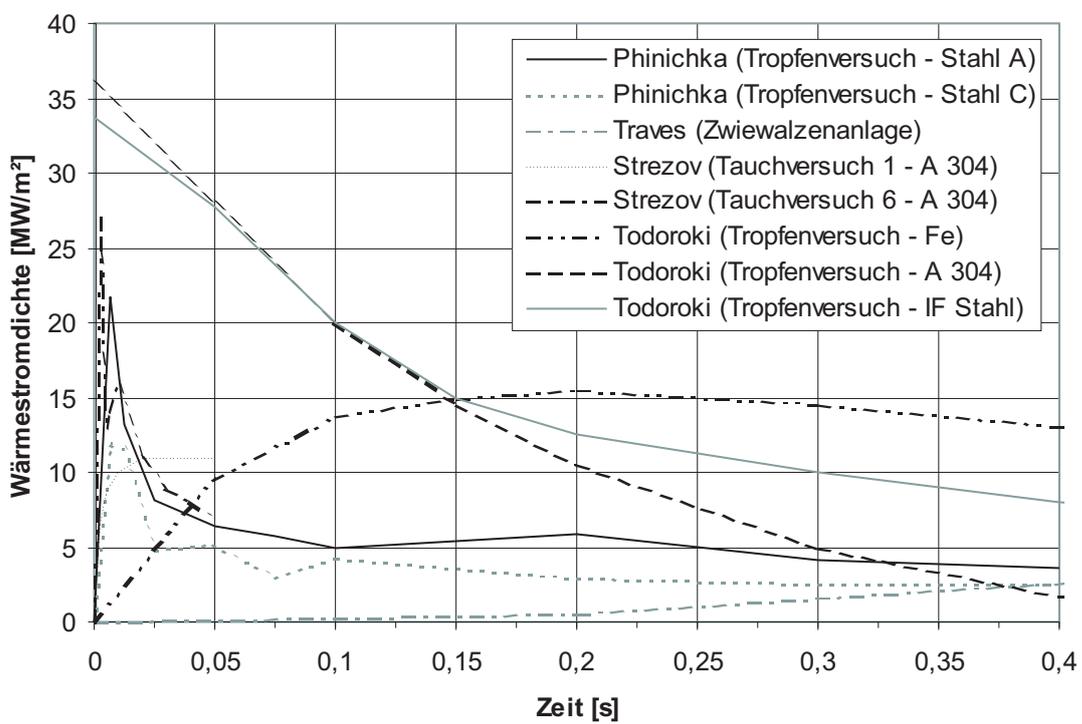


Abbildung 1-5.: Wärmestrom über der Erstarrungszeit

das Vorhandensein von Oxiden an der Oberfläche der Gießwalze, Überhitzung und die Oberflächenspannung des vergossenen Stahles, sowie die Gießgeschwindigkeit genannt worden:

- *Gießwalzenmaterial*: Mehrere Autoren [14,15,16,17] beschrieben diesen Einfluss in Erstarrungsexperimenten verschiedenster Anordnung unter der Verwendung von Al-Legierungen. Die Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Schmelze und Kokille nehmen demnach mit steigender Wärmeleitfähigkeit des Kokillenmaterials zu. In gleicher Weise steigt auch die Anzahl an Keimen pro Flächeneinheit mit der Wärmeleitfähigkeit des Kokillenmaterials.
- *Oberflächenrauheit*: Erstarrungsversuche mit Al-Legierungen [14], als auch Gießversuche mit A304 Stahl an Dünnbandgießanlagen [18] zeigen, dass mit steigender Oberflächenrauheit der Wärmeübergangskoeffizient bzw. Wärmefluss im Zuge der Erstarrung sinkt. Mit zunehmender Rauigkeit nimmt, infolge der Oberflächenspannung der Schmelze, der Anteil der Schalenoberfläche ab, der in direktem Kontakt mit der Gießwalzenoberfläche steht. In den Zwischenräumen befindet sich miteingezogenes Gas der umgebenden Atmosphäre. Hier kann Wärmeübertragung nur durch Konvektion und Strahlung erfolgen und erreicht deshalb nur ein sehr begrenztes Ausmaß. Strezov und Herbertson [11] bestätigen bei Tauchversuchen in Mn/Si-beruhigtem Stahl, dass die gesamte abgeführte Wärme bei glatten Substraten höher ist, als bei Substraten mit aufgebrachtter Rauigkeit. Mehr noch ist der maximale Wärmefluss am Anfang der Erstarrung bei Substraten mit eingefrästen Oberflächenrillen von 100 bis 200 [μm] Teilung größer als bei glatten Substraten. Eine Erklärung liefert die Keimbildung: Erstarrungsproben glatter Substrate zeigen grobe an den Probenoberflächen sichtbare dendritische Erstarrung mit geringer Keimdichte. Erstarrungsproben von Substraten mit Rillen besitzen eine große Keimdichte, die mit den Rillen der Substrate übereinstimmt und keine sichtbare Dendritenausbildung an den Probenoberflächen. Der Wärmefluss steigt linear mit der Keimdichte. Eine Erklärung für dieses Verhalten wird von den Autoren nicht gegeben. Die selben Autoren leiten in einer anderen Arbeit [19] aus Versuchsdaten lokale Wärmeströme an Spitzen einer aufgetragenen Pyramidenstruktur von ca. $605 \left[\frac{\text{MW}}{\text{m}^2} \right]$ ab. Dieser Wert steht in guter Übereinstimmung mit Abschätzungen unter der Annahme von direktem Kontakt des Substratmaterials mit der Schmelze und wegfallendem Wärmeleitwiderstandes. Werden die Summenwärmeströ-

me aus den benetzten Pyramidenoberflächen und den Zwischenräumen gebildet, wird der beobachtete Einfluss der Oberflächenstruktur bei Tauchversuchen sehr gut nachgezeichnet.

Moujekwu et.al. [14] berichten von zunehmend ebenen Erstarrungsproben bei der Verwendung von Substraten mit aufgebrachtter Rauigkeit. Prates und Biloni [15] zeigen örtliche Übereinstimmung von Rauigkeitsspitzen und den gebildeten Keimstellen, bzw. der zellularen vordendritischen Anfangserstarrung bei Al-Legierungen.

- *Oberflächenspannung des vergossenen Stahls:* Evans et.al. [20] zeigen die Zunahme des maximalen Wärmestromes bei der Ersterstarrung von niedriglegierten Stählen infolge abnehmender Oberflächenspannung durch Zugabe von Schwefel. In gleicher Weise nimmt auch die Keimdichte mit sinkender Oberflächenspannung linear zu. Diese Tendenz bestätigen auch die Untersuchungen von anderer Autoren an Aluminiumlegierungen und Stählen [14, 15, 12]. Eine Erklärung liefert die bereits beschriebene begrenzte Benetzung der Kokillenoberfläche gemäß deren Rauheit und der Oberflächenspannung der Schmelze. Verbessert sich die Benetzung mit sinkender Oberflächenspannung, so steigt auch der Wärmestrom.
- *Oxide an der Gießwalzenoberfläche:* Die Ausscheidung flüssiger Mn-Si-Oxide an der Substratoberfläche während der Erstarrung bei Tauchexperimenten führte zum signifikanten Anstieg des Wärmeflusses von ursprünglich 10 auf 47 [$\frac{MW}{m^2}$]. Ein hinreichend dicker Film lagerte sich nach 6 Eintauchvorgängen (ca. 8-10 [μm]) ab. Das Oxid entsprach etwa der Verbindung $MnSiO_3$ ($MnO \cdot SiO_2$) im binären System $MnO - SiO_2$. Die zugehörige Oberfläche der Erstarrungsproben verändert ebenfalls deren Erscheinungsbild mit dem Auftreten der Oxide. Bei reinen Substraten bilden sich an den Erstarrungsproben oberflächlich dendritische Strukturen aus. Bei oxidbehafteten Substraten zeigten sich Oberflächenstrukturen ohne die vorher beobachteten dendritischen Strukturen und mit Anzeichen von geschmolzenen Oxiden. Die Benetzung des Stahles für die Tauchkörperoberfläche wurde mit dem Vorhandensein der Oxide deutlich verbessert. Im Querschnitt dieser Erstarrungsproben zeigen sich Bereiche diffusionsloser Erstarrung, ohne Anzeichen von Mikroseigerung des enthaltenen Chromes, Nickels oder Mangan im austenitischen Rost-

freistahl A304. Dies lässt äußerst hohe Kühlraten vermuten. Die Autoren sprechen von maximal $30.000 \left[\frac{K}{s}\right]$ gegenüber $8.500 \left[\frac{K}{s}\right]$ bei blanken Substraten. Die Erstarrungsproben der Tauchversuche mit oxidbehafteten Substraten waren jedoch trotz der hohen maximalen Wärmeflüsse dünner. Dies wird mit dem Wärmeleitungswiderstand der erstarrten Oxide nach unterschreiten der Schmelztemperaturen der Oxide sofort nach Erstarrungsbeginn der Stahlprobe erklärt. [19]

Blejde et. al. [21] berichten von einer positiven Beeinflussung der Ersterstarrung durch das Ausscheiden flüssiger Oxide (bzw. Desoxidationsprodukte) auf zwei Arten: Der Wärmestrom in die Gießwalzen kann durch die Ausbildung einer flüssigen Oxidschicht erhöht werden. Einschlüsse im Stahl tragen zur Keimbildung bei und führen bei genügend großer Anzahl zu rascher Anfangserstarrung. Die Oxide im Stahl bestehen je nach verwendeter Desoxidationspraxis aus den Metalloxiden Al_2O_3 , MnO , SiO_2 und CaO . Aus genannten Gründen schlagen die Autoren einen Mindest-Summensauerstoffgehalt der Schmelze von 100 ppm vor.

Erstarrungsexperimente von Misra et.al. [22] bestätigen die Steigerung maximaler Wärmeströme im Meniskusbereich von ca. 10 auf $25 \left[\frac{MW}{m^2}\right]$ durch die Bildung von Oxiden an der Kokillenoberfläche. Untersuchungen an Mn-Si und Al-Ca desoxidierten Stählen stützen die Vermutung, dass die abgeschiedenen Oxide aus der Schmelze kommen, da deren Zusammensetzung jener der Desoxidationsprodukte der Schmelze entspricht. Es werden 4 mögliche Ausscheidungsmechanismen diskutiert, wobei nach Meinung der Autoren der Großteil interdendritisch durch die Kapillarwirkung an die Oberfläche befördert werden dürfte. Durch Seigerung steigen die Legierungsgehalte der Restschmelze in den Dendritenzwischenräumen an. Es kommt zur Ausscheidung von flüssigen Oxiden ($T_l^{MnSiO_3} = 1251^\circ C$, $T_l^{12CaO \cdot 7Al_2O_3} = 1413^\circ C$). Die Stahlschmelze besitzt gute Benetzbarkeit für diese Oxide. Mit fortschreitender Abkühlung nimmt diese jedoch sehr stark ab. Benetzen die Oxide die Korngrenze nicht mehr, werden diese durch die Kapillarwirkung ausgeschieden. Limitierend für die Bildung und Ausscheidung dieser Oxide ist der Sauerstoffgehalt der Schmelze. Da dieser bei der verwendeten Al-beruhigten Stählen sehr viel geringer ist als bei Mn/Si-beruhigten, wurden bei diesen nur geringe Mengen an Oxidablagerungen vorgefunden.

Die Verdampfung von Mangan und Silizium und anschließende Oxidation unter Bildung des $MnSiO_3$ -Oxides spielt durch die geringe Verdampfungsneigung von Silizium eine sehr geringe Rolle. Dieser Mechanismus gewinnt bei Oxiden mit höheren Mangangehalten an Bedeutung.

Die Anforderungen an Oxide, die der Steigerung des maximalen Wärmestromes dienen, lassen sich wie folgt zusammenfassen [23]:

- Sie müssen bei der Solidustemperatur des vergossenen Stahls noch flüssig sein.
 - Sie müssen für die Oberfläche des flüssigen Stahls benetzbar sein, um den Kontakt zwischen Schmelze und Kokille zu verbessern und den Wärmeleitungswiderstand verringern zu können.
 - Sie müssen genügend geringe Viskosität aufweisen, um in Riefen und Rauheitstiefen eindringen zu können.
- *Überhitzung der Schmelze:* Muojekhu et.al. [14] und Todoroki et.al. [13] demonstrieren, dass bei zunehmender Überhitzung der vergossenen Schmelze sowohl der Wärmefluss als auch der Wärmeübergangskoeffizient zunehmen. Als Resultat besitzen Erstarrungsproben, die mit höherer Überhitzung erzeugt wurden geringere Sekundär-Dendritenarmabstände und ebenere Oberflächen (auf glatten Substraten). Diese Beobachtungen begründen sich in einem besseren Kontakt zwischen Schmelze und Kokillenoberfläche, da die Viskosität der Schmelze abnimmt. Weiters zeigen Berechnungen, dass bei geringerer Überhitzung in der ersten Erstarrungsphase das Schalenwachstum schneller voranschreitet, jedoch durch die somit auch stärker ausgeprägte Kontraktion Kontakt verloren geht, wodurch das Schalenwachstum stark schwindet. Strezov et.al. [19] variierten die Überhitzung der Schmelze bei Tauchversuchen mit glatten Substraten zwischen 10 und 100 [°C]. Der maximale Wärmestrom in den ersten 50 [msec] der Erstarrung und die Keimdichte verringerte sich mit steigender Überhitzung. Die Erstarrungsproben weisen grob dendritische Strukturen an der Kontaktfläche zum Substrat auf. Der erwartete Effekt der Steigerung des Wärmeflusses durch bessere Rauigkeitsabbildung wurde durch die Verringerung des maximalen Wärmestroms infolge geringerer Keimdichte völlig überschattet.

- *Inertgasatmosphäre:* Strezov et.al. [11] variierten den Heliumgehalt in Argon im Bereich von 0 bis 100 Prozent. Mit steigendem He-Gehalt war ein deutlicher Anstieg des maximalen Wärmeflusses beobachtbar. Die Erstarrungsproben hatten bei allen Versuchen gleiches Oberflächenaussehen und gleiche Keimdichte. Die Steigerung im maximalen Wärmefluss kann daher nur mit der Verbesserung der Wärmeleitfähigkeit des miteingezogenen Gases argumentierbar sein. Choo et.al. [24] führten Gießversuche unter Argon- und Stickstoffatmosphären durch. Stickstoff verbessert die Benetzbarkeit des Substrates durch die Stahlschmelze im Vergleich zu Argon (da es die Oberflächenspannung der Schmelze verringert), bzw. besitzt höhere Wärmeleitfähigkeit und eine bessere Löslichkeit in Stahlschmelzen. Bei der Verwendung von Stickstoff wird die Gießwalzenstruktur besser, unter der Entstehung kleinerer Gasspalte, durch die Bandoberfläche abgebildet. Diese Faktoren führen zu einem höheren Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Schmelze und Gießwalze für Stickstoff- oder stickstoffhaltige Atmosphären gegenüber argonhaltigen Atmosphären.
- *Gießgeschwindigkeit:* Die Änderung der Eintauchgeschwindigkeit von glatten und mit Rillen versehenen Substraten von Strezov et.al. [11] zeigte einen Anstieg des maximalen Wärmestromes mit steigenden Eintauchgeschwindigkeiten. Die Erstarrungsproben waren von feinerer Oberflächenstruktur mit größerer Keimdichte. Diese Beobachtungen ließen auf besseren Kontakt zwischen Schmelze und Substratoberfläche schließen.

1.3. Eigenschaften von direktgegossenem Dünnband

Aus dem eben beschriebenen Wärmefluss in der Kokille folgen entsprechende Kühl- und Erstarrungsbedingungen in der Schmelze. Als Kennwerte der Erstarrung werden vor allem der Gradient im 2-Phasengebiet, die Fortschrittsgeschwindigkeit der Dendritenspitze und die lokale Erstarrungszeit verwendet. Der mittlere Temperaturgradient im 2-Phasengebiet ergibt sich aus dem Erstarrungsintervall $\Delta T = T_l - T_s$ und den Schalendicken für einen Feststoffanteil von 0 Prozent ($f_s = 0$) und jener für 100 Prozent Feststoffanteil ($f_s = 1$):

$$\bar{G} = \frac{\Delta T}{s_{(1)} - s_{(0)}} \quad (1-4)$$

Für eine korrekte Beschreibung müßte die Änderung des Gradienten in Abhängigkeit des Feststoffanteils berücksichtigt werden. Für eine Abschätzung der Verhältnisse ist der mittlere Temperaturgradient ausreichend. Die lokale Kühlrate entspricht dem Produkt des Temperaturgradienten im 2-Phasengebiet und der Fortschrittsgeschwindigkeit der Liquiduslinie in der Schmelze V .

$$\dot{T} = \bar{G}V \quad (1-5)$$

Die lokale Erstarrungszeit

$$t_f = \frac{\Delta T}{\dot{T}} \quad (1-6)$$

gibt die Zeit an, die vom Augenblick der beginnenden Erstarrung bis zum völligen Durcherstarren eines betrachteten Volumenelementes vergeht. Wie bereits durch die, gegenüber dem Strangießprozess erhöhten Wärmeflüsse aus der Schmelze zu vermuten ist, zeigen sich beim Bandgießprozess höhere Temperaturgradienten und Kühlraten. In der Literatur sind z.B. von Senk et.al. [25] Angaben zur Erstarrungsgeschwindigkeit aus Untersuchungen an einer höherkohligen Stahlsorte (ca. 0,67 Gew-% C) auf einer Laborbandgießanlage zu finden. Es werden Erstarrungsgeschwindigkeiten von 5 [$\frac{mm}{s}$] bei 0,1 [mm] Schalendicke und 2 [$\frac{mm}{s}$] bei 1 [mm] Schalendicke angegeben. Der mittlere Gradient und die lokale Erstarrungszeit sind, wie aus Gleichung 1-4 und 1-6 ersichtlich, vor allem von der Breite des 2-Phasengebietes bestimmt. Blejde et. al. [26] nennen einen durchschnittlichen Wert von 1700 [$\frac{K}{mm}$] für den Gradienten und 0,15 [s] für die lokale Erstarrungszeit von niedriglegierten C-Stählen.

1.3.1. Erstarrungsstruktur

Dünnbandgegossenes Material wird durch fein dendritisches Wachstum von den beiden Oberflächen ausgehend bis zum Zentrum charakterisiert. Im Zentrum sind teilweise Porositäten zu finden, die mit einem Inline-Walzstich geschlossen werden können (ab einem Mindestverformungsgrad von $\varepsilon \approx 30\%$ [27]). [28]



Abbildung 1-6.: Erstarrungsstruktur eines dünnbandgegossenen niedrigkohligen Mn/Si-beruhigten Stahles. (Pikrinsäureätzung)

Stahlsorte	λ_1 [μm]	λ_2 [μm]
0,05% C-Stahl, Al-beruhigt [28]	17-25	durchschn. 10
0,05% C-Stahl, Al-beruhigt [?]	max. 40	durchschn. 15
A304 [46]		4-7

Tabelle 1.1.: In der Literatur genannte Strukturparametergrößen von gegossenem Dünnband

In Bereichen großer Erstarrungsgeschwindigkeit stellten Strezov et.al. [19] im Zuge von Tauchversuchen mit A304 Rostfrei-Stahl eine Struktur fest, die zellulärer Erstarrung entspringt. Die Ausbildung von Dendritenarmen erfolgte erst ab einem gewissen Erstarrungsfortschritt, bei geringeren Kühlraten. Ein ähnliches Phänomen wurde bereits von Prates et.al. [15] beschrieben, der an Al-Cu Legierungen rund um die Keimstellen sogenannte *pre dendritic disks* - Zonen beschleunigter Erstarrung - feststellte, bevor sich mit zunehmendem Abstand von der Keimstelle und sinkender Erstarrungsgeschwindigkeit dendritisches Wachstum einstellte. Kurz und Fischer [29] leiteten diese Grenze mit dem absoluten Stabilitätskriterium des Dendritenwachstums her. In Abbildung 1-6 ist der Querschnitt eines direktgegossenen Bandes mit den beiden zusammengefügt, gerichtet erstarrten Bandschalen, zu sehen. Es ist augenfällig, dass die gerichtete, dendritische Erstarrung nicht normal zur Oberfläche orientiert ist, sondern mit einem gewissen Winkel in Gussrichtung geneigt ist. Eine Erklärung liefern Takatani et.al. [30] und Lee et.al. [31]. Sie modellierten dendritisches Wachstum unter dem Einfluss von Strömungen. Das Konzentrationsfeld um Dendriten ist in diesem Fall nicht mehr länger symmetrisch. Der Diffusionsgradient an der angeströmten Seite ist steiler, woraus eine erhöhte Wachstumsgeschwindigkeit in diese Richtung resultiert und es in weiterer Folge zur Neigung der Dendriten kommt.

In einigen Arbeiten wird von einer globular erstarrten Mittenzone gesprochen, die mit unvollständiger Erstarrung des Bandes im *kissing point*, oder dem Ausquetschen der Restschmelze zusammen mit Dendritenfragmenten in höhere Bereiche erklärt wird. [9, 18, 32] Der erste Fall führt nach Jeong et al. [33] zur Ausbildung einer positiven Seigerung, während im zweiten Fall eine negativ geseigerte Mittelzone entsteht. Die Bandformkraft liefert hier den Hinweis, ob die Durcherstarrung in Kissing point bereits erfolgt ist. Werte für die Größenordnung der Strukturparameter sind Tabelle 1.3.1 zu entnehmen.

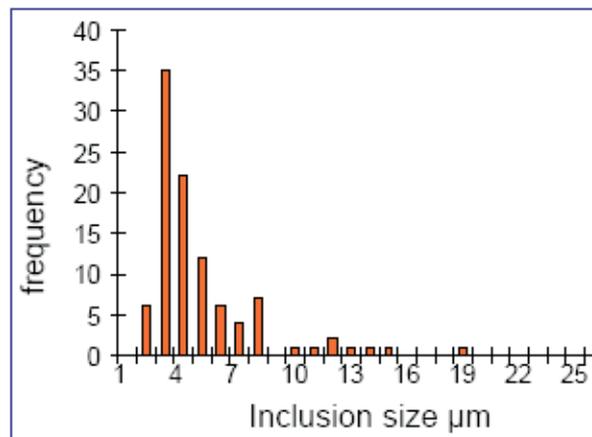


Abbildung 1-7.: Größenverteilung oxidischer Einschlüsse nach Blejde et.al. [34]

1.3.2. NM-Einschlüsse

Gegossenes Dünnband hat einen höheren Summensauerstoffgehalt als konventionell erzeugtes Band, weil die Möglichkeit der Abscheidung von Oxiden in eine Gießpulverschlacke fehlt. Die Oxideinschlüsse haben jedoch geringere Abmessungen. Große agglomerierte Einschlüsse, die qualitätsbeeinträchtigend wirken, fehlen gänzlich. Abbildung 1-7 zeigt eine Einschlussgrößenverteilung für Fe360 von Blejde et al. [34]. Gießversuche in Luft- und Argonatmosphären zeigten die Reduktion von NME von 1 % auf 0,2 % bei gleichzeitiger Größenreduktion. [35]

1.3.3. Gefüge

1.3.3.1. Hochtemperaturgefüge

Das *Austenitgefüge* von gegossenem Fe360 Dünnband wird durch grobe in Wärmeabzugsrichtung gestreckte, Körner charakterisiert. Die mittlere Breite dieser Körner beträgt in etwa 250 $[\mu\text{m}]$ und nimmt mit steigenden Kühlraten weiter ab. In Mittenregionen befinden sich kleinere globulare Körner. [9] Unterstützt wird die Tendenz durch die Beobachtung, bei denen festgestellt wurde, dass aufgebrachte Verformungen, währenddessen sich der Stahl noch im 2-Phasengebiet befindet, zur Kornfeinung führen. Guthrie et.al. [36] vermuten deswegen eine Austenitfeinung in Bereichen mit größeren Verformungen im Kissing Point. Bei direktgegossenem Band aus A304-Stahl kann es durch die erhöhte Abkühlungsgeschwindigkeit zur Existenz

von δ -Ferrit bei Raumtemperatur kommen. Dieser wirkt bei der Weiterverarbeitung als Kornwachstumsbremse. [33]

1.3.3.2. Raumtemperaturgefüge

Bei der Abkühlung konventioneller C-Stähle aus der Erstarrungswärme an der Luft stellt sich ein Ungleichgewichtsgefüge ein, das als Widmannstättengefüge bezeichnet wird. Es enthält, in Abhängigkeit des Legierungsgehaltes (insbesondere Kohlenstoff), Anteile an irregularem groben Ferrit, Widmannstättenferrit, geringere Anteile an feinerem globularem Ferrit und weitere Umwandlungsprodukte der $\gamma - \alpha$ Umwandlung. Diese liegen meistens in Form von Zwischenstufengefüge vor.

Anhand hochfester niedriggekohlter Stähle konnte gezeigt werden, dass das im Gusszustand ferritisch-bainitische Gefüge mit Hilfe des Inline-Walzstiches und anschließend geführter Kühlung in ein ferritisch-perlitisches Gefüge gewandelt werden konnte. Zugehörige Ferritkorngrößen waren ASTM 11 im Gusszustand und ASTM 12-13 im umgeformten Zustand. [27] Die Verformung wenige Sekunden nach der Erstarrung bewirkt eine Modifikation des ursprünglichen Gefüges, das durch ungleichmäßige Ferritkörner gekennzeichnet ist. Die Ferritkörner werden viel feiner und gleichmäßiger, wie es auch durch normalisierendes Glühen erreicht werden kann. [5] Auch bei mikrolegierten Stählen lässt sich durch einen Warmwalzstich mit einer Dickenabnahme von ca. 30 % ein Gefüge aus Ferrit und Perlit einstellen, das für den direkten Einsatz für das Kaltwalzen geeignet ist. [36] Für Tiefziehstähle ist deshalb ein Mindestmaß an Warmumformung zur Erreichung der Werkstoffeigenschaften, insbesondere des r -Wertes, notwendig. Im Gegensatz dazu behaupten andere Autoren, dass die geforderten Tiefzieheigenschaften auch ohne Warmverformung, mit einer geeigneten Folge aus Kaltwalz- und Glühschritten, eventuell der Einbeziehung der Austenitisierung und einer geeigneten Haspeltemperatur erreicht werden können. [37] Die planare Anisotropie zeigt sich im so hergestellten Kaltband generell gegenüber der konventionellen Fertigung verbessert, da schwächer ausgebildete Texturen gebildet werden, die homogen über den Querschnitt verteilt sind. Nichtrostender Stahl zeigt mit steigendem Umformgrad beim Kaltwalzen geringere Verfestigung. [37]

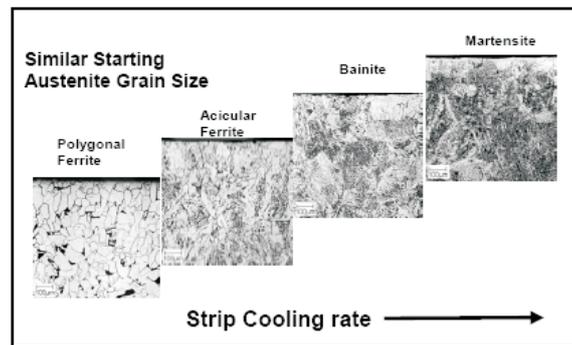


Abbildung 1-8.: Gefüge mit skizzierten Streckgrenzenanstieg bei unterschiedlichen Kühlraten während der $\gamma - \alpha$ -Umwandlung [?]

Kühlrate [$\frac{^{\circ}C}{s}$]	Gefüge	Streckgrenze [MPa]
< 1	polygonaler Ferrit	< 250
1-15	polygonaler und Widmannstättenferrit	250-300
15-100	polygonaler Ferrit, Bainit und Martensit	300-450
> 100	polygonaler Ferrit, Bainit und Martensit	> 450

Tabelle 1.II.: Erzielbare Streckgrenzen bei gleicher Stahlanalyse und unterschiedlichen Kühlraten im Zuge der $\gamma - \alpha$ Umwandlung

Bandgießmaschinen bieten durch deren (im Vergleich zu Endgeschwindigkeiten von Warmwalzwerken) niedrige Transportgeschwindigkeit gute Möglichkeiten zur Gefügebeeinflussung durch unterschiedliche Temperaturführung an, z.B. durch thermomechanische Behandlung. [38] Autoren rund um das Castrip Projekt [39] berichten von der Einstellung verschiedenster Band-eigenschaften durch geführte Kühlung während der $\gamma - \alpha$ Umwandlung. In Abbildung 1-8 sind den Kühlraten schematisch Gefüge zugeordnet und damit verbundene Streckgrenzenangaben in Tabelle 1.3.3.2 angeführt.

Dies ergibt, gegenüber der Herstellungsrouten über Stranggießanlage und Warmwalzwerk den Vorteil, dass mit einer einzigen Stahllegierung verschiedenste Materialeigenschaften einstellbar sind, die sonst nur mit chemischen Adaptionen der Stahlanalyse erreichbar wären.

Weiter verringerte Ferritkorngrößen könnten durch das Ersetzen der üblichen Warmumformung in einem Walzstich durch zwei Walzstiche mit geeigneter Temperaturführung zur zwischenzeitlichen Rekristallisation erzielt werden. [38]

1.3.3.3. Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften von bandgegossenem Material entsprechen nach erfolgtem Inline-Walzstich und entsprechender Abkühlung im Wesentlichen den Eigenschaften von konventionell hergestelltem Band und den geforderten Normwerten. In Tabelle 1.III ist eine Aufstellung aus Untersuchungen mehrerer Autoren gegeben.

1.4. Vorteile des Dünnbandgießens

Anlagenanbieter nennen unter anderem folgende Vorteile des Dünnbandgießprozesses gegenüber der herkömmlichen Route via Stranggießprozess und massiver Warmumformung: [40]

- Verkürzung der Prozessroute (Wegfall des Stranggießens, der Brammenzurichtung, der Brammenerwärmung und der Massiv-Warmumformung),
- kleinere Anlagengröße, verbunden mit geringeren Investitionskosten,
- Verminderung des Energieverbrauches um ($\sim 85\%$),
- Emissionsverminderung um 50 bis 90% ($CO_2 \sim 85\%$, $NO_x \sim 90\%$, $SO_2 \sim 70\%$),
- Teilweiser Entfall der Transporte,
- Verkürzung der Durchlaufzeit zwischen Stahlwerk und Kaltwalzwerk,
- Eignung für höherlegierte Stähle (Trip, TWIP, ...) und einem höheren Maß an Verunreinigungen im Einsatzmaterial (Cu, Sn, ...) durch kurze lokale Erstarrungszeiten und somit geringe Entmischung,

Material	R_e [MPa]	R_m [MPa]	A_{80} [%]	r_{90}	n_{90}
A304 bandgegossen [33]	245		61,22		
A304 konventionell erzeugt	244		63,08		
A304 bandgegossen, kaltgewalzt und gegläht [35]	310-350	570-700	43-56		
LC bandgegossen [5]	196	377	19		
LC normalisiert	213	317	17		
LC normalisiert, kaltgewalzt und gegläht	145	302	42	1,15	0,224
LC+Ti bandgegossen [5]	383	469	6		
LC+Ti normalisiert	326	377	43		
konventionell	≤ 320	≤ 410	≥ 30		
LC+Ti normalisiert, kaltgewalzt und gegläht	195	353	34	1,2	0,206
konventionell	≤ 210	270-350	≥ 38	1,6	0,18
HSLA bandgegossen [5]	502	628	20		
HSLA normalisiert	392	490	31		
konventionell	420	530-670	23		
HSLA normalisiert, kaltgewalzt und gegläht	396	479	23	0,97	0,188
konventionell	380-500	460-620	≥ 18		
St14+Ti bandgegossen [4]	356	480	6,8		
St14+Ti kaltgewalzt und gegläht	190	350	31	1,0	0,19
Normkaltband	140-210	270-350	≥ 38	$\geq 1,6$	$\geq 0,18$
ZStE380 bandgegossen [4]	469	648	3,5		
ZStE380 kaltgewalzt und gegläht	400	480	22		
Normkaltband	380-500	460-600	≥ 18		

Tabelle 1.III.: Der Literatur entnommene Materialkennwerte von gegossenem Dünnband.

- Entwicklungspotential für neue Werkstoffe,
- Geringere Produktionskosten.

Die anlagentechnische Beherrschbarkeit des Dünnbandgießprozesses ist gegeben. Zur uneingeschränkten großtechnischen Nutzung des Dünnbandgießens zur Stahlproduktion gilt es aber noch Fragen bezüglich qualitätseinschränkender Phänomene und der produzierbaren Legierungskonzepte zu klären. Das folgende Kapitel gibt einen Überblick über bekannte Schädigungen an gegossenem Dünnband.

1.5. Schädigungen an direkt gegossenem Band

- *Scums* sind eine der häufigsten Oberflächenfehler beim Dünnbandgießen. Oxide, entstanden durch Reoxidation, aus der Schmelze ausgeschieden oder durch Feuerfestabrieb sammeln sich an der Stahloberfläche in der Kokille. Kommen diese großflächigen Oxidsammlungen in den Bereich des Meniskus, so werden sie miteingezogen und zeigen sich an der Bandoberfläche als Oxidablagerungen und -einschlüsse wieder. Auch verzögertes Schalenwachstum ist die Folge.
- *Risse* (Makrorisse, Mikrorisse) Der Literatur sind verschiedenste Beschreibungen von Riserscheinungen an direktgegossenem Dünnband zu entnehmen. Die Entstehungsmechanismen fußen durchwegs auf Inhomogenitäten der Erstarrungsbedingungen. Die Literatur zu diesem Thema steht im Mittelpunkt der folgenden Kapitel.
- *Triangles* treten auf, wenn Stahl an den Seitenplatten erstarrt. Diese Anpackungen besitzen (bedingt durch die Geometrie der Kokille) eine dreieckige Form. Werden *Triangles* durch den Kissing Point gezogen werden sie um 90° gefaltet und in die Bandoberfläche eingewalzt.
- *Depressions* sind Einziehungen an der Oberfläche, die aus inhomogener Benetzung der Gießwalze und somit unebener Erstarrung stammen.

- *Beads* sind tropfenförmig ausgebauchte Erstarrungsformen an den Bandkanten. Sie begründen sich in verminderter Wärmeabfuhr durch die Seitenplatten und dem seitlichen Austritt von Stahlschmelze.
- *Bleeds* sind ebenfalls tropfenförmige Erstarrungsirregularitäten, jedoch an der Bandoberfläche.
- *Edge defects* stammen aus unzureichender Abdichtung der Seitenplatten.

Die meisten Schädigungsmechanismen konnten hinreichend geklärt und ihnen somit entgegengewirkt werden. Für gewisse Stahlsorten stellt sich das Problem von oberflächlichen Rissen, die in der Literatur zwar bereits beschrieben wurden, jedoch keinem eindeutigen Entstehungsmechanismus zuordenbar sind. Im folgenden soll deren Ausbildung genauer beleuchtet werden.

2. Risse beim Bandgießen

Unter den im vorigen Kapitel beschriebenen Schädigungen sind vor allem unterschiedliche Ausbildungsformen von Rissen hervorzuheben. Jeglicher Form von Rissen ist gemein, dass sie durch Spannungen entstehen, die zum Zeitpunkt der Rissentstehung für das Material überkritische Werte erreichen, welche durch andere ausgleichende Mechanismen (kriechen, gleiten) nicht mehr abgebaut werden können.

Bei der Betrachtung der Hochtemperatureigenschaften zeigen Stähle bei Steigerung der Temperatur einen kontinuierlichen Abfall der Festigkeit bis zur Null-Festigkeits-Temperatur (**Z**ero **S**trength **T**emperature). Der Verlauf der Zähigkeit ist hingegen durch das Auftreten ausgeprägter temperaturabhängiger Zähigkeitsminima und -maxima gekennzeichnet, bis diese die Null-Duktilitäts-Temperatur (**Z**ero **D**uctility **T**emperature) erreicht. [41] In Abb. 2-1 sind diese mit der Brucheinschnürung (**R**eduction of **A**rea) als Maß der Zähigkeit über der Temperatur nach Thomas et al. [42] schematisch dargestellt.

Eine Zusammenfassung der einschlägigen Literatur ist in [43] gegeben:

- *1. Zähigkeitsminimum:* Bei der dendritischen Erstarrung kommt es durch Entmischungerscheinungen zur Anreicherung seigernder Elemente. Stark seigernde Elemente wie P und S führen zur Verringerung der Solidustemperatur der Restschmelze, welche als flüssiger Film zwischen den Dendritenstämmen und -armen bis zur völligen Durcherstarrung vorliegt. Wie bereits in zahlreichen Untersuchungen gezeigt wurde steigt die Brucheinschnürung erst nach völliger Durcherstarrung sprunghaft an.
- *2. Zähigkeitsminimum:* Im Temperaturbereich von 1200 bis ca. 600 [°C] kommt es, abhängig von der Stahlzusammensetzung, zur Ausbildung eines zweiten Zähigkeitsminimums.

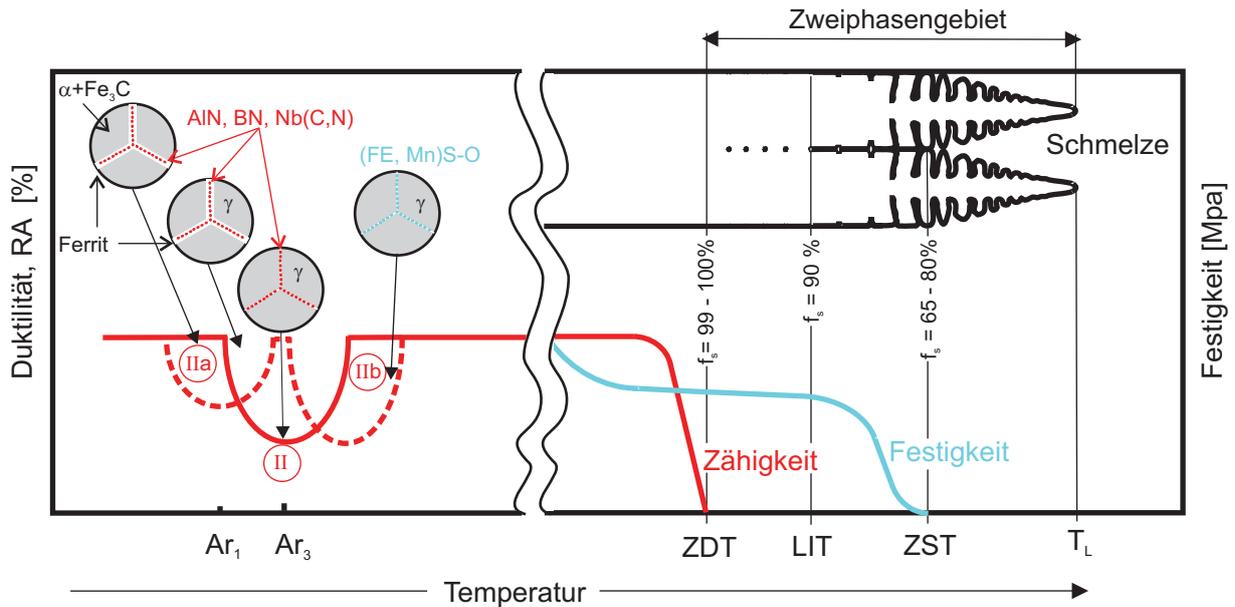


Abbildung 2-1.: Festigkeits- und Zähigkeitsverlauf von Stählen

Dafür sind mehrere, voneinander nicht leicht zu unterscheidende Mechanismen verantwortlich: Bei Temperaturen unter $1200 [^{\circ}C]$ kommt es, abhängig vom S-Gehalt und dem Mn/S-Verhältnis, zur Ausscheidung eisenreicher Sulfide oder Oxisulfide. Unter $1000 [^{\circ}C]$ führen Ausscheidungen von AlN und/oder Nb(C,N) an den Korngrenzen bzw. die beginnende Ferritsaumbildung an den Austenitkorngrenzen, wiederum in Abhängigkeit der Stahlzusammensetzung und der Abkühlbedingungen, zur Versprödung. Diese beiden Mechanismen können sich gegenseitig verstärken.

Höhere Gehalte an Spurenelementen wie Cu und Sn können den Zähigkeitsanstieg nach dem ersten Duktilitätsminimum stark verzögern, und im zweiten Duktilitätsminimum zur Versprödung beitragen.

Eine Einteilung der Risse und Brüche ist in [44] beispielsweise nach Entstehungsmechanismen getroffen:

- Der *Heißriss* ist eine Trennung, die beim Schweißen, Gießen oder Warmumformen bei Temperaturen entsteht, bei denen sich Teilbereiche des Werkstoffes zwischen Solidus- und Liquidustemperatur befinden und gleichzeitig Zugspannungen einwirken. Typisch für den Heißriss sind frei erstarrte Dendritenoberflächen bzw. Kornoberflächen und auf der

Heißrissfläche liegen die verursachenden Elemente meist als stabile Phasen vor (Sulfide, Phosphide, Carbonitride, usw.)

- Der *Erstarrungsriß* ist ein Heißriß, der zum Ende der Erstarrung von Schmelzen unter Wirkung schrumpfbedingter Zugspannungen auftritt.
- Der *Aufschmelzriß* ist ein interkristallin verlaufender Heißriß, der durch Verflüssigung niedrigschmelzender Phasen an Korngrenzen unter Wirkung von Zugspannungen entsteht.
- Der *Schrumpfriß* ist ein Riß, der durch Schrumpf- und/oder Umwandlungsspannungen während des Abkühlens eines stark erhitzten Werkstoffes entsteht.
- Der *Kriechriß und -bruch* ist eine Trennung, die durch langfristiges Einwirken von Spannungen bei erhöhten Temperaturen auftritt.
- Der *Thermoschockriß* ist eine Trennung, die an der Bauteiloberfläche aufgrund örtlicher Spannungs- und Dehnungsgradienten infolge einmaliger oder wiederholter schroffer Temperaturwechsel eingeleitet wird.

Neben dem Entstehungsmechanismus eignet sich vor allem auch die Orientierung des Risses zur Gießrichtung zur Rißbenennung. Man unterscheidet Längsriß, Querriß und Diagonalriß. Bei Rissen an direktgegossenem Dünnband wird sehr oft zwischen Mikro- und Makrorissen unterschieden. Gemäß der eingangs erwähnten Begriffsdefinition [44] liegt ein Mikroriß vor, wenn dessen Ausdehnung den Korndurchmesser nicht überschreitet. Im Zusammenhang mit dem Bandgießen wird dieser Begriff jedoch etwas verfremdet verwendet:

- Als *Makrorisse* werden Risse mit einer Ausdehnung über längere Bereiche (mehrere Zentimeter) bezeichnet. Makrorisse kommen meist in Form von Längsrissen vor. [45]
- *Mikrorisse* sind Risse, die meist oberflächennah ausgebildet sind, in Vertiefungen verlaufen und keine eindeutige Ausrichtung zur Gießrichtung besitzen. Die Risslänge kann dabei auch Größenordnungen von mehreren Millimeter erreichen.

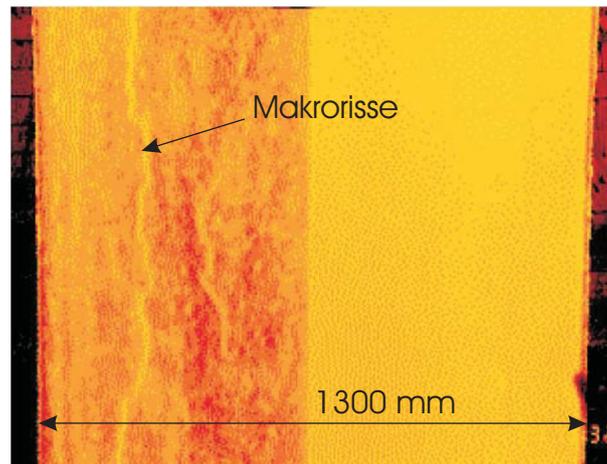


Abbildung 2-2. Makrorissbeobachtungen an gegossenem Dünnsband mittels Oberflächentemperaturmessung. Im rechten Teilbild wurde eine höhere und gleichmäßigere Oberflächentemperatur erreicht, indem die Gießwalzen mit einer Struktur versehen wurden (z.B. Kugelstrahlen). [46]

2.1. Makrorisse

Die mehrere Zentimeter langen, meist in Gießrichtung verlaufenden Risse werden in der englischsprachigen Literatur auch als *solidification cracks* bezeichnet (Abbildung 2-2). Metallographische Untersuchungen belegen den Verlauf dieser Risse in Wachstumsrichtung der Dendriten. Im tiefer im Material gelegenen Rissgrund befinden sich meist Mikroporositäten oder geseigte Bereiche. Diese werden mit Bereichen verzögerter oder langsamerer Erstarrung gegenüber dem restlichen Material in Zusammenhang gebracht. Für Erstarrungsinhomogenitäten werden vor allem Schwankungen [47, 48] der Schmelze (Wellenbewegungen) am Meniskus verantwortlich gemacht. Eine eingehende Beschreibung erfolgte im Zuge von Versuchsgüssen mit der Stahlqualität A304 bei Pohang. [47, 46, 45, 49]

Bei Rissuntersuchungen an direktgegossenem Dünnsband aus C-Stahl mit 0,6 %C einer Laboranlage begründeten Büchner et al. [4] die auftretenden Risse mit Bandfleckigkeit. Bandfleckigkeit (hellere und dunklere Bereiche am gegossenen Band nach dem Verlassen der Kokille) resultiert aus Temperaturunterschieden der Bandoberfläche, die aus unregelmäßiger Erstarrung herrühren. Stellen unterschiedlicher Banddicken haben im *kissing point* unterschiedlich guten Kontakt mit den Gießwalzen. Eine steigende RSF bewirkt einen steigenden Wärmeübergangskoeffizienten an den Stellen intensiven Kontaktes zwischen Walze und Bandschale und somit eine

Verstärkung der Temperaturinhomogenitäten an der Bandoberfläche. Risse traten überwiegend in den heißeren Bereichen entlang der Konturlinien der hellen Flecken auf. Zimmermann [50] bestätigt diese Beobachtungen in weiterreichenden Untersuchungen und zeigt, dass der Werkstoff diese Spannungen durch Kriechen nicht ausgleichen kann. Zugspannungen in den heißeren Bereichen werden durch eine $\delta - \gamma$ Umwandlung verstärkt. Diese führt zu Volumsänderung, die in den kälteren Bereichen zuerst auftritt. Erst nach vollständiger Umwandlung der heißeren Bereiche werden diese Spannungsspitzen wieder abgebaut. Bandfleckigkeit kann durch das Aufbringen einer Mindestrauheit auf die Gießwalzen vermieden werden. Große lokale Inhomogenitäten werden verhindert, indem sie infolge der Rauigkeit aufgeteilt werden. Autoren nennen Mindestrauheiten von 8-9 [μm] [45].

Verbesserungen der Makrorissbildung konnten durch

- Verhinderung von Meniskusschwankungen und einem ruhigem Badspiegel in der Kokille,
- gleichmäßige Rollenrauheit,
- Begrenzung der RSF,
- die Verwendung von Stickstoff als Inertgas (gute Benetzbarkeit und Löslichkeit in der Schmelze) und
- Minimierung von Oxideinschlüssen in der Schmelze

erreicht werden [47, 46, 45, 49, 51, 52, 48, 4, 50]. Bei größeren Banddicken (3 [mm]) beschreibt Rudolphi [53] Oberflächenrisse, die ausschließlich in kalten Bereichen zu finden waren. Eine Erklärung hierfür findet er in der größeren Zugbeanspruchung an der Oberfläche von dickeren Bändern durch das Ein-Punkt-Richten beim Verlassen der Walzenkokille.

2.2. Mikrorisse

Die Beschreibung der Mikrorisse der entsprechenden Literatur ist im folgenden durch eigene Untersuchungen an bandgegossenem Material aus niedriggekohtem Mangan/Silizium beruhigtem Stahl der Marke Fe360 aus Versuchsgüssen an der betriebsnahen Anlage in Terni ergänzt.

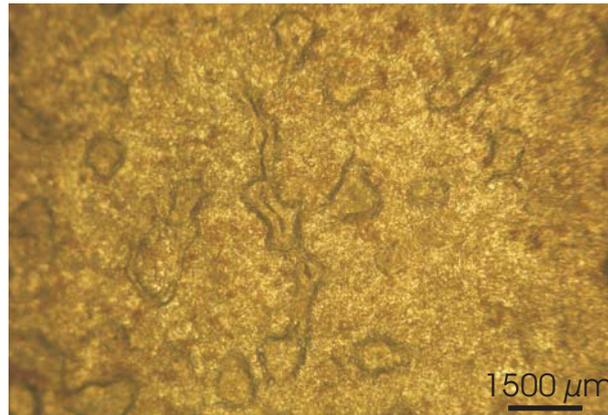


Abbildung 2-3.: Stereomikroskopische Aufnahmen der Oberfläche von gegossenen Fe360 Bandproben. Die Aufnahme verdeutlicht den Rissverlauf in Vertiefungen.

Die Visualisierung der Oberfläche der Bänder mit einem Stereomikroskop bringt eine mit einer gewissen Rauigkeit, bzw. überlagerten Welligkeit, behaftete Fläche zum Vorschein (Abb. 2-3). In der Oberfläche sind zusätzlich Vertiefungen zu finden. Es handelt sich dabei um Einbuchtungen, die etwa 50 bis 100 $[\mu m]$ tief und von runder bis ovaler Form sind. Einige Vertiefungen sind längsgestreckt. Die Größenordnungen der Vertiefungen sind jedoch immer größer als es jenen topographischen Abmessungen, die durch Kugelstrahlen auf die Oberfläche der Gießwalzen aufgebracht werden, entspricht.

Am Grund der Einziehungen verlaufen die Mikrorisse. Deren Orientierung entspricht im allgemeinen der Längsausrichtung der Vertiefungen, wobei sich Risse auch, nicht zwingender Weise mit Unterbrechungen, über mehrere Vertiefungen fortsetzen können.

Die Einziehungen benennen Choo et al. [45] bei Untersuchungen an bandgegossenem A304-Material mit *tortoise shell shaped depressions*. Diese sind 40 bis 60 $[\mu m]$ tief und maximal 1 bis 3 mm breit. Unter Verwendung von glatten Gießwalzen ist laut diesen Autoren eine Ähnlichkeit zu Einziehungen der gegossenen Oberfläche des *chill casting* zu bemerken. Auch bei diesem Prozess herrscht direkter Kontakt zwischen erstarrender Schmelze und der Kokillenoberfläche, ohne Verwendung von Gießpulver. Als wesentlicher Bildungsmechanismus wird ein inhomogener Wärmeübergang benannt, der in einem lokalen Abheben der erstarrenden Bandschale von der Gießwalze endet. Ausschlaggebende Faktoren für die Bildung von Einziehungen sind laut Choo et al. [45]:

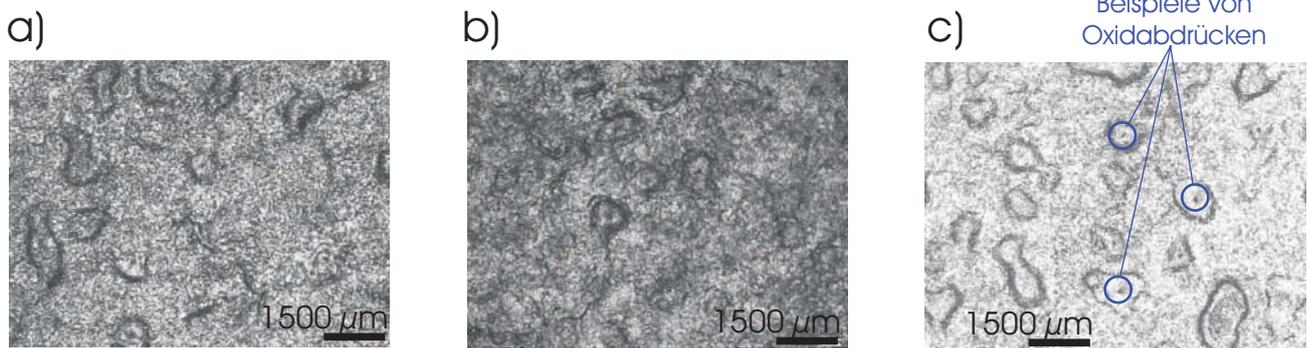


Abbildung 2-4.: Stereomikroskopische Aufnahme von Bandoberflächen mit Vertiefungen, die auch Oxidabdrücke enthalten.

- Luftspalte zwischen Schmelze und Kokillenoberfläche
- die Kühlrate
- und die Inertgasatmosphäre

Oft wurden in den Vertiefungen der Oberfläche auch Stellen gefunden, die durch einen scharfkantigen Abdruck in Erhöhungen innerhalb dieser Vertiefungen auffielen (Abb. 2-4). Diese Abdrücke könnten von Oxiden stammen, die entweder herausgefallen, oder durch die Beizbehandlung zur Entfernung der Zunderschicht verloren gegangen sind. In diesen Bereichen waren ebenso Risse zu finden. Andere Autoren berichten ebenfalls von Rissen, deren Ursprung in direktem Zusammenhang mit oxidbehafteten Stellen steht und nannten diese *scum induced cracks* [51].

Metallographische Untersuchungen an Querschliffen von rissbehafteten Stellen (Abb. 2-5) verraten einen senkrecht zur Oberfläche und in Wachstumsrichtung der Dendriten führenden Rissverlauf. Bei der Schliifpräparation durch Chromoxidätzung werden vor allem die Primärdendritenstämme sichtbar, die parallel zu den Rissflanken verlaufen. Unter dem Riss sind in Rissachse fortführend oxidische Einschlüsse zu finden, die interdendritisch ausgeschieden scheinen. Die eingehende Betrachtung des Risses und der Primärstruktur um den Riß erweckt den Eindruck des interdendritischen Verlaufes von Mikrorissen. Die Wachstumsrichtung der Dendriten lässt weiters auf ein bevorzugtes Rissaufkommen an Primärkorngrenzen schließen, da die Dendritenstämme der beiden Rissflanken wiederkehrend nicht exakt parallel ausgerichtet waren, sondern einen geringen Winkel miteinander einschlossen. Weitere Aufschlüsse verspricht



Abbildung 2-5.: Primärstrukturätzung von niedriggekohltem (ca. 0,06 %) Mn/Si-beruhigtem Stahl in der Umgebung eines Mikrorisses (Chromoxidätzung).

die Musterung von Sprödbbruchflächen, entlang dem Rissverlauf, gebrochener Bandproben. Abbildung 2-6 enthält ein Beispiel eines solchen Sprödbrechens, der durch Kühlung mit Flüssigstickstoff herbeigeführt wurde.

Die Risse können in Tiefen, wie Teilbilder a und d eindeutig zeigen, der Bandmitte gehen, wo die dargestellten in Porositäten enden. Bei größeren Betrachtungen der Mittenporositäten werden frei wachsende Spitzen von Dendriten der dunkler erscheinenden Rissflächen sichtbar (Abb. 2-6 b). Die Vergrößerung der Rissflanke (Abb. 2-6 c) gibt den Blick auf dendritisches Wachstum frei. Es erweckt den Eindruck von büscheliger Anordnung, wie sie beim Zusammenwachsen von leicht schräg angeordneten Dendriten an Primärkorngrenzen entstehen. Oberflächennah ist die Rissflanke frei von dendritischen Strukturen und hat das Erscheinungsbild von intergranularem Rissverlauf.

Risse dieses Aussehens könnten ihren Ausgang als interdendritische Risse an Primärkorngrenzen nehmen. Bevorzugt würden diese unter Einziehungen der Oberfläche entstehen, wo infolge geringeren Wärmeentzugs die Schalendicke dünner ist, Festigkeiten in lokal wärmeren Bereichen geringer sind und in den geringeren Querschnitten Spannungskonzentrationen resultieren. Die heißrissbehafteten Bereiche werden bei weiterer Abkühlung beansprucht, sodass es zum Risswachstum kommt. Die geringste Wachstumsenergie zur Rissausbreitung benötigen diese entlang von Fehlstellen der Stahlmatrix. Risse würden dadurch bevorzugt entlang von Korngrenzen (auch Sekundärkorngrenzen) wachsen, wo die Fehlstellenkonzentration am größ-

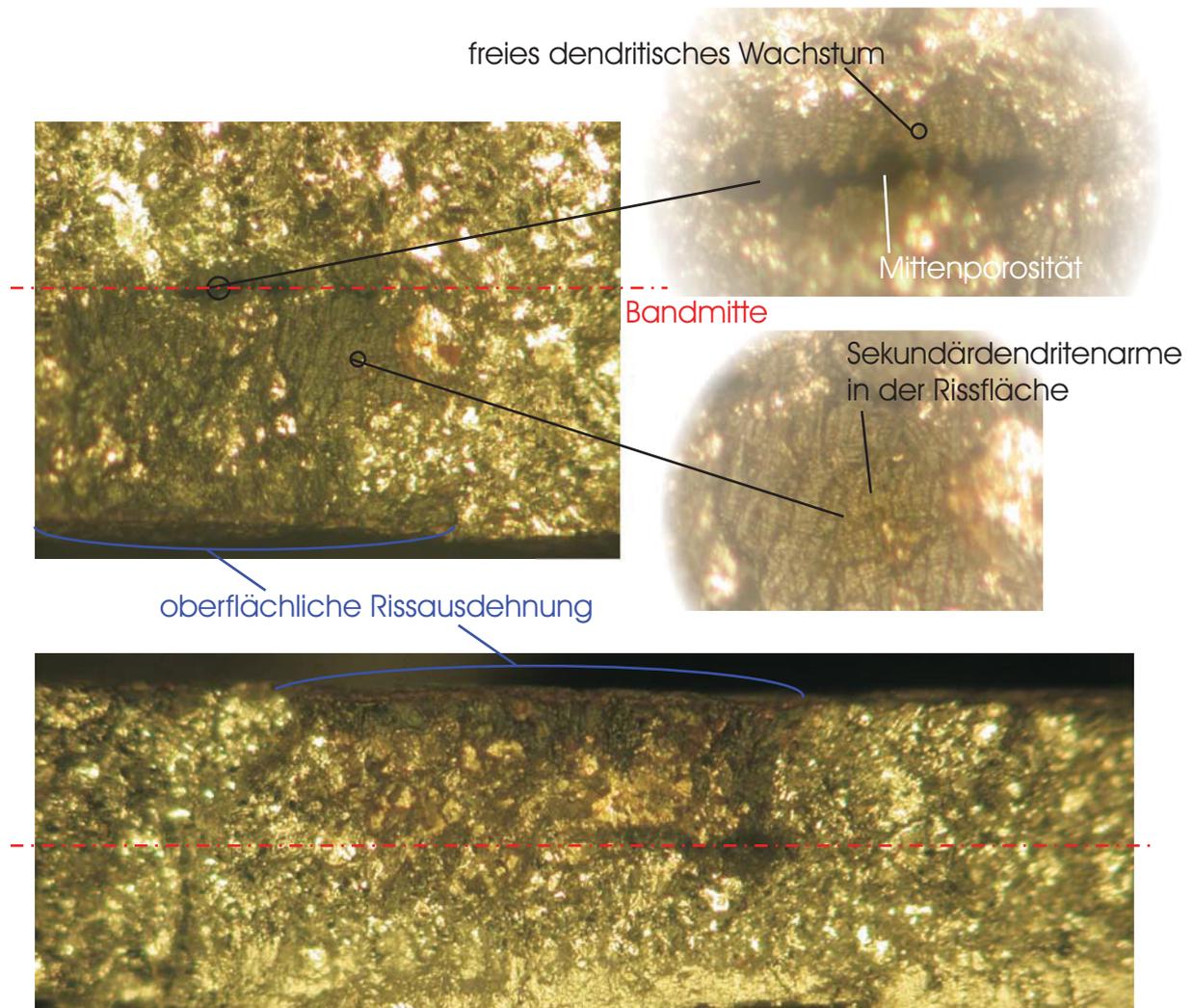


Abbildung 2-6.: Aufnahmen von Sprödbruchflächen entlang von Mikrorissen an Fe360-Band.

ten ist. Erhöhte Ausscheidungskonzentrationen an Korngrenzen können die Rissausbreitung somit begünstigen (Abb. 2-7).

Ausführliche metallographische Auswertungen von diversen Rissen bestärken die Vermutung der bevorzugten Rissentstehung an Primärkorngrenzen. Choo et al. [45] beschreiben den Verlauf von Mikrorissen als interdendritisch und die Körner in der Umgebung des Risses, im Gegensatz zur üblichen globulitischen Kornform, als große langgestreckete Körner. Mikrorisse gehen laut Beobachtung dieser Autoren meist von Schnittpunkten dieser groben Körner aus. Im Weiteren ist, als Indiz geringer Kühlraten, bei A304-Stählen in der Umgebung von Mikrorissen meist nicht umgewandelter δ -Ferrit (white spots) zu finden. [47, 45]. Andere Autoren sprechen auch von größeren Strukturparametern in Rissumgebung verglichen mit anderen Bereichen des gegossenen Bandes. [46]

Das Ergebnis der metallographischen Rissinspektion bestärkt den Verdacht, dass Mikrorisse in bandgegossenem Material einem Entstehungsmechanismus, ähnlich jenem von Heißrissen, unterliegen. Zieht man die bereits zitierte Definition von Heißrissen [44] heran, so trifft diese über weite Bereiche der Rissflächen eindeutig zu. Choo et al. [45] erwägen für Mikrorisse, wie auch für Makrorisse, eine Entstehung in gewissen Abständen zur Bandoberfläche nach verwandten Vorgängen zum Bildungsmechanismus von Heißrissen, die sich dann zu beiden Seiten an die Oberfläche und zur Bandmitte hin ausbreiten.

2.3. Einflussfaktoren der Mikrorissbildung

2.3.1. Einfluss von Oxiden

Die Anzahl der Mikrorisse nimmt, nach Beobachtungen von Ha et al. [47], mit der Anzahl an vergossenen Chargen zu. Es wird ein Mechanismus der Oxidablagerung an der Gießwalzenoberfläche mit der Mikrorissbildung in Zusammenhang gebracht. Analysen des abgelagerten schwarzen Oxides zeigten, dass dieses hauptsächlich aus Mangan (ca. 65 %; Rest: S, Si, Cr, Al) besteht. Manganreiches Oxid wurde an Gießwalzenoberflächen in zwei Formen gefunden:

- Pulverform - lose an der Gießwalzenoberfläche

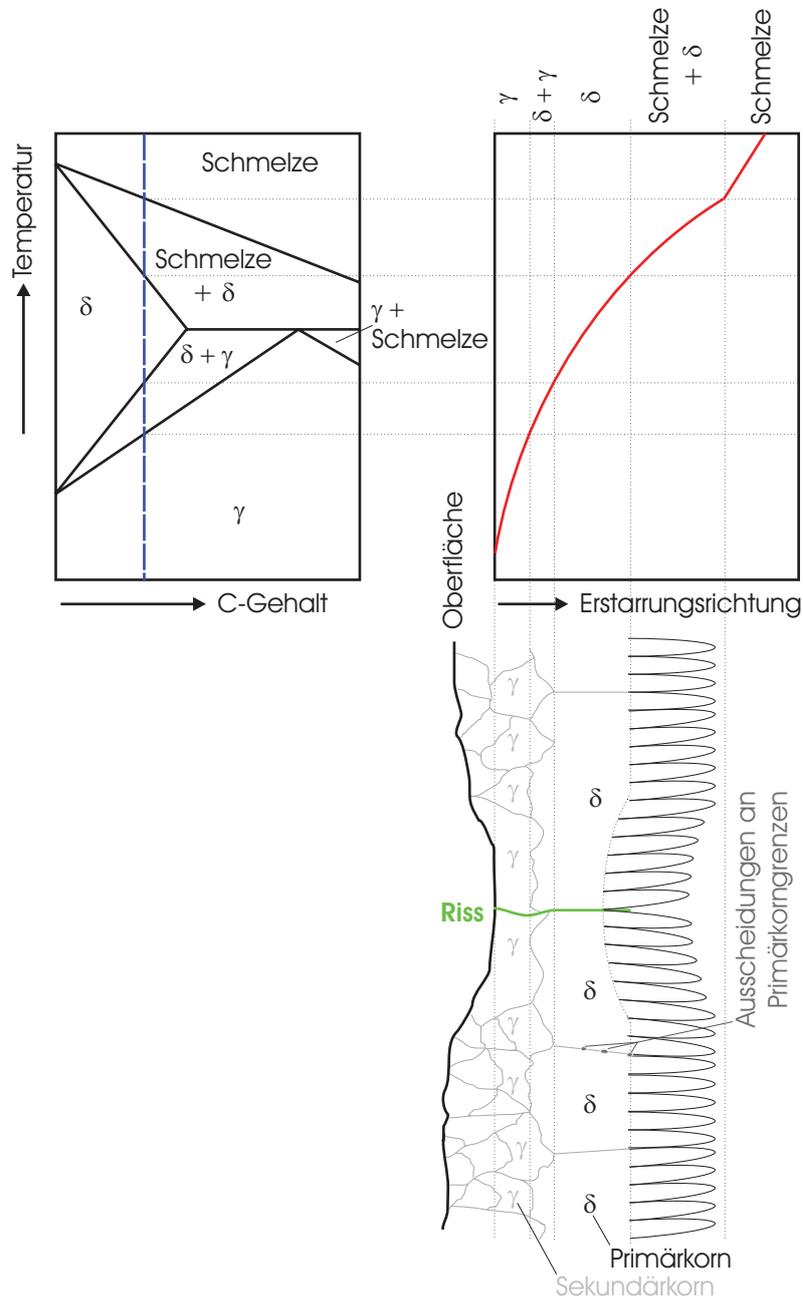


Abbildung 2-7.: Skizze zum Verständnis der Risseinleitung.

- Schichtform - dünne (ca. 8-9 $[\mu m]$ dick), fest anhaftende, die Gießwalze völlig bedeckende Schicht mit dichter Struktur

Es wird angenommen, dass pulverförmige Oxide durch das Abdampfen von Mangan aus der Schmelze an deren blanken Oberfläche und Reoxidation mit Sauerstoff der umgebenden Atmosphäre gebildet werden und an der Gießwalzenoberfläche haften bleiben. Ein Vergleich mit Analysen von Schlacken zeigt einen viel zu hohen Mangangehalt (ca. 65 % gegenüber ca. 20 %), sodass diese Oxide nicht von der Badoberfläche miteingezogene Schlacke sein können. Ha et.al. [47] vermuten daher, dass es sich bei der Schichtform der Oxide an der Gießwalzenoberfläche ebenfalls um ursprünglich abgedampftes Mangan aus dem Stahl handelt, dass jedoch durch den Kontakt mit der Schmelze im benetzten Teil der Kokille mit der Anzahl an Umdrehungen fester anhaftet und somit aus der ursprünglichen Pulverform her stammt. Ihre Beobachtungen bekräftigen die Autoren mit der Tendenz dickerer Oxidschichten bei höherem Mangangehalt der Schmelzen, die in einem Tauchtest formulierten. Mit der Bildung der Oxidschichte nimmt der Wärmeübergangskoeffizient zwischen Gießwalze und Schmelze ab und die Wärmeübertragung wird inhomogen (daraus folgen Einziehungen). Eine Erklärung hierfür liefert die Benetzbarkeit, die durch das Vorhandensein der Oxide verschlechtert wird. Das erstarrende Band hebt lokal mehr von der Gießwalze ab und der Luftspalt wird größer. Die abgehobenen Bereiche bilden wärmere Stellen und neigen zur Rissbildung.

Ha et al. [47] schlagen zur Verbesserung der Bandoberflächenqualität das Abbürsten der beschriebenen Oxidschicht vor. Andere Autoren [54] schlagen vor, der Inertgasatmosphäre über dem Meniskus zur Reduktion der auftretenden Oxide einen Volumenanteil von 0,5 bis 7,5 % Wasserstoff beizumengen. Das abgelagerte Oxid wird von diesen Autoren als $MnO \cdot SiO_2$ -Phase mit Spuren von FeO identifiziert.

2.3.2. Abbildungsgenauigkeit der Gießwalzenrauigkeit

Die Form der Oberflächeneinziehungen der tortoise shell depressions treten vor allem bei glatten Gießwalzen auf. Eine Bandoberfläche mit geringerer Fehlerhäufigkeit, jedoch höherer Rauigkeit wurde bei aufgebrachtter Gießwalzenrauigkeit mittels kugelstrahlen [56], bzw. eingefrästen Rillen [55], erzielt. Paradis et al. [56] schlagen kugelgestrahlte Oberflächen mit Eindrücken in der

Gießwalze zwischen 700 und 1500 [μm] im Durchmesser und von 80 bis 120 [μm] in deren Tiefe vor. Choo et al. [45] zeigen ebenfalls abnehmende Rissbildung mit zunehmender Gießwalzenrauheit.

Ha et al. [47] beobachteten dieses Phänomen ebenfalls bei Güssen mit Nickel beschichteten und kugelgestrahlten Gießwalzen. Nach erneutem Abbeizen und Kugelstrahlen der Gießwalzen wurde am gegossenem Band jeweils eine signifikante Abnahme der Mikrorissanzahl festgestellt. Die glatten Bandoberflächen änderten sich wieder zugunsten rauerer Oberflächen mit geringerer Mikrorisshäufigkeit. Neben der Gießwalzenrauigkeit trägt hierbei laut genannten Autoren auch der Einfluss der abgelagerten Oxide auf die Grenzflächenspannung Schmelze-Kokille bei. Mit zunehmender Oxidschichtdicke wurde abnehmende Benetzung der Gießwalzen beobachtet. Die Struktur dieser Bänder zeigte gleichzeitig auch inhomogenere Primärkorngrößen die auf ungleiche Wärmeflüsse schließen lassen und eher zur Mikrorissbildung neigen.

Todoroki et al [13] verringern mit zunehmendem Schwefelgehalt im gleichen Sinne wie Strezov et al. [19] mit zunehmendem Tellurgehalt die Viskosität von Stahllegierungen um bessere Oberflächenabbildungen zu erhalten. Der verbesserte Kontakt dient neben der Erhöhung des Wärmestromes auch zu dessen Vergleichmäßigung und somit zu abnehmender Risshäufigkeit.

2.3.3. Gießwalzenmaterial

Bei der Verwendung von verschiedenen Kokillenwerkstoffen wird von abnehmender Risshäufigkeit mit abnehmender Wärmeleitfähigkeit berichtet, wobei in diesem Zusammenhang auch von Thermoschockrisen gesprochen wird. [50] Andere Aussagen sind der Literatur hierzu nicht zu entnehmen.

2.3.4. Inertgas

In gleicher Weise wie eine abnehmende Grenzflächenspannung des vergossenen Stahls zur verringerten Rissneigung führt, bewirkt auch die Verwendung von Inertgasen, die bessere Abbildgenauigkeit der Gießwalzenrauigkeit begünstigen, eine bessere Bandqualität. Durch das bessere

Diffusionsvermögen von Stickstoff gegenüber Argon erlangen Gaseinschlüsse in Gießwalzenrauhigkeiten geringere Ausdehnung. Resultat ist ein höherer und gleichmäßigerer Wärmestrom, durch den regelmäßigeren Erstarrungsformen erzielt werden. [24]. Die Schmelze kann viel mehr noch mit der Gießwalze auf mikroskopischer Ebene eine zeitweilige formschlüssige Verbindung eingehen. Somit kann keine Relativbewegung der erstarrten Schale und der Gießwalze entstehen, die mitunter eine Ursache der Entstehung von Oberflächenrissen ist. [54] Risseinleitende Spannungsmaxima, die sich aus der Aufsummierung thermisch eingebrachter Spannungen über weitere Bereiche ergeben, können bei der Unterbindung der Relativbewegung über kürzere Distanzen nicht entstehen.

Wasserstoff in der Atmosphäre wirkt sich, neben der hohen eigenen Diffusibilität, positiv auf Stickstoff aus, indem er als Katalysator dazu beiträgt, diesen in atomaren, leicht in die Schmelze eindiffundierbaren, Zustand zu bringen. Im Weiteren vermeidet der Wasserstoff das Auftreten von Oxideinschlüssen (scums) durch vorzeitige Reduktion. [54] Scums können Ausgang von Rissen sein. Choi et al. [51] benannten diese als scum-induzierte Risse.

2.3.5. Gießgeschwindigkeit

In der Literatur sind hierzu zwei Arbeiten zu finden, die mit unterschiedlichen Argumenten jeweils eine Verbesserung der Bandqualität mit steigender Gießgeschwindigkeit darstellen. Einerseits registrierten Strezov und Herbertson [11] bei Tauchexperimenten steigende Keimanzahl bei steigender Tauchgeschwindigkeit. Andererseits beobachteten andere Autoren steigende Bandaustrittstemperaturen mit zunehmender Gießgeschwindigkeit. Eingebrachte Temperaturgradienten werden somit kleiner und verringern damit die Mikrorisshäufigkeit. [57]

2.3.6. Überhitzung

Durch zunehmende Überhitzung des vergossenen Stahls nimmt die Anzahl an Keimen ab, die zu Primärkörnern führt. Die Erstarrungsproben bei Tauchversuchen von Strezov und Herbertson [11] zeigten auch an strukturierten Substraten gleiches Oberflächenaussehen, wie an glatten Substraten. Grob dendritische Erstarrung mit tiefen Einziehungen prägen diese Oberflächen.

2.3.7. Stahlzusammensetzung

Mascanzoni et al. [58] führten Gießversuche mit C-Stählen unterschiedlichster C-Gehalte durch. Hierbei fielen niedriggekohlte Stähle ($C \leq 0,05\%$) durch sehr gute Vergießbarkeit auf. Auch bei peritektischen Legierungen konnten die Güsse, wie auch bei den niedriggekohlten Legierungen, über die gesamte Pfannenkapazität von 20 [t] fortgeführt werden. Bei höherkohligen Stählen ($C > 0,4\%$) kam es zu vorzeitigen Gießabbrüchen infolge Ausbrüchen aufgrund ungleichmäßiger Erstarrung der Bandschalen. Die Autoren begründen die gute Vergießbarkeit der niedriggekohlten Stählen mit der Warmfestigkeit und Duktilität dieser Legierungen.

Die rasche Erstarrung führt zu geringerer Ausbildung der damit verbundenen Entmischung. Kritische Elemente wie z.B. Cu, die mit dem Schrott mit eingeschleppt werden sollten daher beim Dünnbandgießen nicht so starke Auswirkungen zeigen wie beim konventionellen Stranggießprozess. Campbell et al. [59] berichten von Stählen mit 0,6 % Cu, die auf der Betriebsanlage in Crawfordville erfolgreich gegossen und in-line warm gewalzt wurden.

Die Literatur, die gesichtet wurde und in diesem Kapitel zusammengefasst ist, legt nahe, dass die Risseinleitung im Meniskusbereich, bzw. im Zuge der Ersterstarrung anzuordnen ist. Die Rissentstehung ist gemäß der dargelegten Modellvorstellung erst nach gewissem Erstarrungsfortschritt nach einem Mechanismus, der jenem der Heißrissentstehung entsprechen könnte. Die erkannten Einflussfaktoren und zugehörigen Modellvorstellungen für die Mikrorissbildung sollen mit den Haupteinflussfaktoren an dieser Stelle noch einmal angeführt sein:

- Oxide an der Kokillenoberfläche
- Benetzbarkeit / Oberflächenspannung
- Gießwalzenrauigkeit
- Korngrößen der Ersterstarrung
- Gießwalzenmaterial
- Inertgas

- Gießgeschwindigkeit
- Überhitzung
- Stahlzusammensetzung

2.4. Heißrissbildungskriterien

Nachdem die Modellvorstellung der Rissentstehung aus Abb. 2-7 von einer Risseinleitung nach dem Heißrissbildungsmechanismus ausgeht, ist in diesem Abschnitt gängige Heißrissbildungskriterien vorgestellt, die im Anhang Kapitel A auf das Dünnbandgießen angewendet wurden.

Die Heißrissbildung von Stählen ist eng mit deren Seigerung zu verknüpft. Die Heißrissentstehung ist zwischen einem Festkörperanteil von ca. 0,9 bis 0,99 (LIT-ZDT) anzusiedeln. Dies bedeutet in Zonen, wo abgetrennte Bereiche nicht mehr mit Schmelze nachversorgt werden können, jedoch bereits Kräfte bei fehlender Duktilität übertragen werden können. Dieser Bereich wird vielfach als der kritische Temperaturbereich - oder *brittle temperature range* ΔT_B - bezeichnet. Einen ersten Aufschluss über die Heißrissneigung von Stahllegierungen kann die Breite in $[\text{°C}]$ dieses Bereiches geben (Abb. 2-8). Es ist zu erkennen, dass die empfindlichste Kohlenstofflage für Risse am Beginn des Peritektikums liegt, wo im Zuge der Abkühlung der gesamte gebildete Ferrit in Austenit umgewandelt wird und es somit zur größten Volumsänderung kommt.

Ausführlichere Modelle der Heißrissbildung, wie diese für die Bildung der Mikrorisse angenommen werden, sind der Literatur zu entnehmen. Eine ausführliche Zusammenfassung ausgewählter Modelle und der dabei angewendeten Beziehungen wurde von Pierer et al. [60] gegeben.

Eine oft benutzte Unterteilung der Modelle ist die Folgende:

1. Spannungsbasierende Kriterien
2. Dehnungsbasierende Kriterien
3. Dehnratenbasierende Kriterien

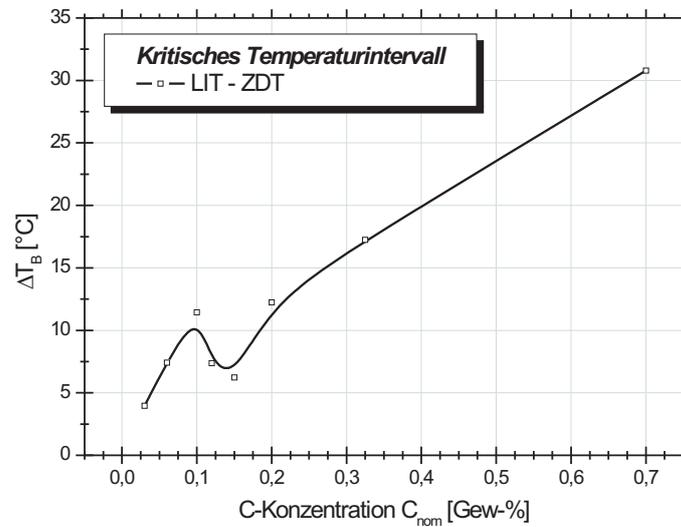


Abbildung 2-8.: Das kritische Temperaturintervall als Maß der Rissempfindlichkeit.

Im Folgenden wird ein spannungsbasierendes und ein dehnratenbasierendes Kriterium diskutiert. Auf dehnungsbasierende Kriterien wird hier nicht weiter eingegangen, da kritische Dehnungswerte für solche Modelle auf experimentell bestimmten Daten unter Stranggießbedingungen beruhen und für die herrschenden Bedingungen keine Daten verfügbar sind. Auch alle weitere veröffentlichte Modelle beziehen sich hauptsächlich auf den Stranggießprozess von Stählen. In Abb. 2-9 sind die Unterschiede in der Erstarrung des Dünnbandgießens in einer Darstellung angedeutet: Mit der Zunahme der Kühlrate infolge der beschleunigten Erstarrung beim Dünnbandgießen verschiebt sich das Gebiet der Erstarrung zu größeren Gradienten an der Dendritenspitze und höheren Erstarrungsgeschwindigkeiten. Dies führt zu feinen gerichtet dendritischen Strukturen. Eine globulitische Ausbildung ist gemäß der Anwendung des Hunt'schen Übergangskriterium nicht zu erwarten.

Eine Abschätzung der Auswirkung der veränderten Erstarrungsbedingungen des Dünnbandgießens auf Erstarrungsstruktur und die damit verbundene Seigerung ist im Detail dem Anhang zu entnehmen.

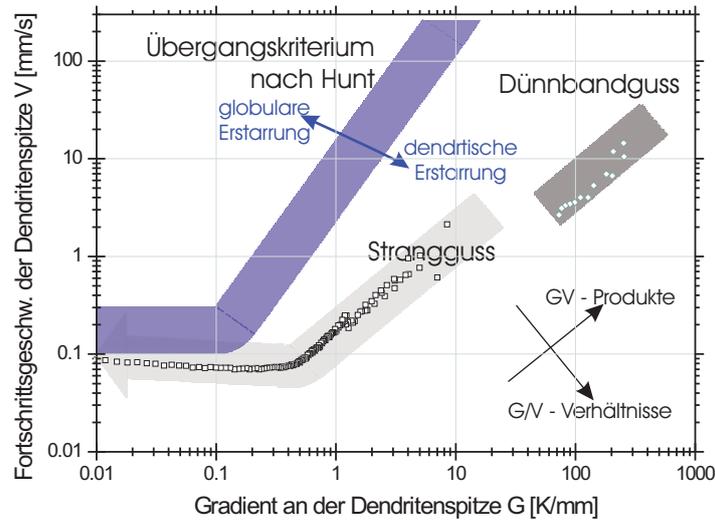


Abbildung 2-9.: Schematische Darstellung der Übergangsbedingung nach Hunt und den typischen Bereichen von Erstarrungslagen nach dem Strangguss- und Dünnbandgussprozess. [84]

2.4.1. Spannungsbasierende Kriterien

Sie basieren auf der Annahme, dass es im 2-Phasengebiet zur Bildung eines Risses kommt, wenn herrschende Spannungen (von außen aufgebracht, oder thermisch verursacht) die Festigkeit des Werkstoffes überschreiten. Das Modell nach Rogberg [61] setzt dabei voraus, dass die geringste Festigkeit mit der verbleibenden Restschmelze gegeben ist. Zwei Dendriten sind durch einen dünnen Schmelzenfilm der Dicke b getrennt und zur Trennung der Dendriten ist die Spannung σ_{fr} aufzubringen:

$$\sigma_{fr} = \frac{2 \gamma_{lg}}{b} \quad (2-1)$$

Keene [62] sammelte Angaben zur Grenzflächenspannung zwischen Gas und Schmelze γ_{lg} von Eisenschmelzen mit unterschiedlichem C-Gehalt. Demnach kann folgender Zusammenhang zwischen der temperaturabhängigen Oberflächenspannung und dem C-Gehalt von Eisenschmelzen angenommen werden:

$$\gamma_{lg} = 2,858 - 0,00051 T [K] - 0,01424 C_C [Atom - \%] \quad (2-2)$$

Die Dicke des Schmelzfilmes b ist naturgemäß von der geometrischen Betrachtung des 2-Phasengebietes und dem Erstarrungsfortschritt abhängig. Bei elliptischer Betrachtung der Primärdendriten kann daher für die Schmelzfilmdicke angesetzt werden:

$$b = \lambda_1 \sqrt{1 - (1 - f_s)^2} \quad (2-3)$$

2.4.2. Dehnratenbasierende Kriterien

Als Beispiel für diese Gruppe dient das Modell von Rappaz et al. [63], welches einer Anwendung des RDG (*Rappaz, Drezet, Gremaud*)-Modells für Aluminium-Legierungen auf den Stranggießporozesses von Stahl entspricht. Dieses basiert auf der Annahme, dass Restschmelze in das 2-Phasengebiet strömen muss, um die Schrumpfung bei der Erstarrung kompensieren zu können. Der Druck im 2-Phasengebiet nimmt von seinem ursprünglichen Wert, dem ferrostatischen Druck p_{Fe} , an der Dendritenspitze hin zur Dendritenwurzel ab. Fällt er unter einen kritischen (minimalen) Wert p_{min} , der dem Nachspeisdruck entspricht, so kann ein auftretender Riss von der Schmelze nicht mehr nachgespeist werden.

$$p_{min} = p_{Fe} - p_c = \Delta p_\epsilon + \Delta p_{sh} \quad (2-4)$$

Der Nachspeisdruck setzt sich aus dem ferrostatischen Druck p_{Fe} und dem Kapillaritätsdruck p_c zusammen:

$$p_c = \frac{4 \gamma_{sl}}{\lambda_2} \quad (2-5)$$

mit

$$\gamma_{sl} = \gamma_{lg} + \gamma_{sg} - 2 \Phi \sqrt{\gamma_{lg} \gamma_{sg}} \quad \text{und} \quad \Phi = \frac{4 V_l V_s}{(V_l^{(1/3)} + V_s^{(1/3)})^2} = 0,96 \quad (2-6)$$

γ_{lg} bezeichnet die Grenzflächenspannung zwischen Gas und Schmelze und kann mit Gleichung 2-2 ermittelt werden. γ_{sg} bezeichnet die Grenzflächenspannung zwischen Feststoff und

Gas. Das Verhältnis $\frac{\gamma_{sg}}{\gamma_{lg}}$ wird in der Literatur mit 1,09 bis 1,33 angegeben. Für diese Berechnungen wurde es mit 1,18 gewählt, weshalb auch geschrieben werden kann:

$$\gamma_{sl} = 1,18 \gamma_{lg} - 2 \Phi \sqrt{1,18 \gamma_{lg}^2} \quad (2-7)$$

Δp_ε bezeichnet den Druckabfall infolge Verformungen und Δp_{sh} den Druckabfall infolge der Schrumpfung, die sich folgendermaßen berechnen:

$$\Delta p_\varepsilon = \frac{180 \eta (1 + \beta) \dot{\varepsilon}}{\lambda_2^2 G} \int_{T_{cg}}^{T_l} \frac{f_s^2 \int f_s dT}{G(1 - f_s)^3} dT = K_1 \dot{\varepsilon} B \quad (2-8)$$

mit

$$B = [(1 + \beta_\gamma) B_\gamma + (1 + \beta_\delta) B_\delta] \quad \text{und} \quad B_i = \int_{T_{cg}}^{T_l} \frac{f_s^2 \int_{T_{cg}}^T f_i dT}{G(1 - f_s)^3} dT \quad (2-9)$$

$$\Delta p_{sh} = \frac{180 \eta \beta V}{\lambda_2^2 G} \int_{T_{cg}}^{T_l} \frac{f_s^2}{(1 - f_s)^2} dT = K_1 V A \quad (2-10)$$

mit

$$A = [\beta_\gamma A_\gamma + \beta_\delta A_\delta] \quad \text{und} \quad A_i = \int_{T_{cg}}^{T_l} \frac{(f_i^0 - f_i) f_s^2}{(1 - f_s)^3} dT \quad (2-11)$$

Wobei sich K_1 jeweils aus $\frac{180 \eta}{\lambda_2^2 G}$ zusammensetzt. β bezeichnet den Schrumpffaktor, der laut Kurz und Fischer [29] bei Stählen 5,1 % für Austenit und 3,6 % für Ferrit ist. η steht für die Viskosität der Schmelze. Die Obergrenze der Integration ist die Liquidustemperatur. Die Untergrenze ist die Koaleszenztemperatur T_{cg} , die bei $f_s = 0,99$ zwischen zwei Primärkörnern und $f_s = 0,95$ zwischen zwei Dendriten des selben Primärkorns liegt. f_i^0 entspricht dem Anteil der Phase i (γ oder δ) am Ende der Erstarrung. Setzt man Gleichung 2-8 und 2-10 in Gleichung 2-4 ein, so ergibt sich als Bestimmungsgleichung der kritischen Dehnrates, die angewendet werden kann, bevor Heißrisse entstehen, folgende Beziehung:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{p_{Fe} - p_c}{K_1 B} - \frac{V A}{B} \quad (2-12)$$

Verfolgt man den Ansatz, dass Mikrorisse alleine durch Schrumpfspannungen hervorgerufen werden, so kann der Druckabfall infolge Verformungen Δp_ε vernachlässigt werden und der

Druckabfall infolge Schrumpfung Δp_{sh} separat als Maß der Rissempfindlichkeit betrachtet werden.

Die eben genannten Rissbildungskriterien gemäß dem offensichtlich wirkenden Heißrissbildungsmechanismus sollen mit entsprechender Literatur und eigenen Beobachtungen im Diskusstiel (Kapitel 4) weitergehend betrachtet werden.

3. Experimentelle Simulation der Mikrorissbildung unter den Bedingungen des Zweirollendünnbandgießverfahrens

3.1. Versuchsbeschreibung

Im einleitenden Teil der vorliegenden Arbeit wurden vorrangig zwei Aspekte des Zweirollendünnbandgießverfahrens betrachtet: der Wärmeübergang zwischen den Rollen und dem erstarrenden Band und die Ausbildung von Mikrorissen an der Bandoberfläche. Aus den bisher veröffentlichten Untersuchungsergebnissen lässt sich ein klarer Zusammenhang zwischen Wärmeübergang und Mikrorissbildung ableiten: je höher oder je ungleichmäßiger die Wärmeabfuhr während der Anfangserstarrung desto größer die Neigung zur Mikrorissbildung. Der Schlüssel zu einer experimentellen Untersuchung der Mikrorissbildung im Labormaßstab liegt somit in der Abbildung der Anfangserstarrung im Meniskusbereich. Dafür lassen sich folgende Anforderungen an ein Experiment ableiten:

- *Relativgeschwindigkeit*: die angestrebten Gießgeschwindigkeiten im Dünnbandgießprozess, diese entsprechen auch der Relativgeschwindigkeit zwischen flüssigem Stahl und der Rolle, liegen bei mehr als 1,5 m/s. Die Relativgeschwindigkeit ist zusammen mit der Benetzung der Rollen durch den flüssigen Stahl ausschlaggebend für die Ausbildung des Meniskus.

- *Kontaktzeit:* im Dünnbandgießprozess ergeben sich Kontaktzeiten zwischen Band und Rolle von wenigen Zehntel Sekunden. Dies ist ausschlaggebend für die Abkühlung des Bandes, und damit auch für die Ausbildung von Mikrostruktur und thermisch induzierten Spannungen.
- *Rollenmaterial, Beschichtung und Ausbildung der Oberfläche:* der Wärmeleitfähigkeit des Rollenmaterials oder der Beschichtung kommt ebenso entscheidende Bedeutung zu, wie der Beeinflussung des Wärmeübergangs durch das Aufbringen einer bestimmten Struktur (Topographie) auf die Rollenoberfläche.
- *Stahlzusammensetzung, sekundärmetallurgische Vorbehandlung:* neben der exakten Einstellung der gewünschten Stahlanalyse ergibt sich die Forderung nach einer praxisnahen Vorbehandlung des Stahls um die Ausbildung nichtmetallischer Einschlüsse und deren Auswirkung auf den Wärmeübergang simulieren zu können.
- *Inertgasatmosphäre, Vakuum:* die Vorbehandlung des Flüssigstahls hat ebenso wie die Erstarrung unter einer kontrollierten Atmosphäre zu erfolgen.
- *Überhitzung:* die Überhitzung des Flüssigstahls muss in einem weiten Bereich variiert werden können.
- *Spannungszustand im erstarrenden Band:* Mikrorisse werden durch Spannungen erzeugt, welche durch die lokale Behinderung der thermischen Kontraktion des Bandes durch die Haftung an der Rollenoberfläche entstehen. Zusätzliche globale Spannungen müssen vermieden werden.

Um die eben geschilderten Charakteristika des Zweirollengießverfahrens in einem ebenso einfachen wie gut kontrollierbaren Experiment abzubilden, wurde auf ein Versuchsprinzip zurückgegriffen, das im einleitenden Teil schon mehrmals als *Tauchversuch* angesprochen wurde. Der Tauchversuch wurde in der Vergangenheit in erster Linie zum Studium des Wärmeübergangs zwischen Band und Rolle verwendet. Durch einige Modifikationen und Veränderungen am Versuchsaufbau und am Versuchsablauf konnte das Prinzip für die Untersuchung der Mikrorissbildung unter dünnbandgießähnlichen Bedingungen adaptiert werden. Dabei taucht ein Substrat

schnell und für kurze Zeit in eine Schmelze ein, wobei an der Oberfläche eine dünne Schale erstarrt, in welcher sich oberflächlich Mikrorisse ausbilden können. Die Versuchsdurchführung erfolgt in einem Vakuuminduktionsofen, wodurch auch die Kontrolle der Atmosphäre während des Erschmelzens und der Versuchsdurchführung gewährleistet ist. Die Ausführung des Substrats entspricht jener der Rollenoberfläche: unterschiedlichste Materialien, Beschichtungen und Oberflächenstrukturen können verwendet werden. Durch eine Reihe von Optimierungsmaßnahmen konnte die Geometrie des Tauchkörpers soweit verbessert werden, dass die erstarrende Schale ausschließlich durch das Wechselspiel aus thermischer Kontraktion und Haftung an der Substratoberfläche belastet wird.

Durch die Einfachheit des Versuchs ergeben sich gegenüber einer Labor-, oder Pilotgießanlage natürlich auch Einschränkungen. Als Beispiel sei hier nur das Fehlen der RSF und des mit ihr verbundenen Wiederanstiegs des Wärmeübergangs vor dem „Kissing point“ genannt.

Die Entwicklung des Versuchsaufbaus dauerte mehr als drei Jahre. Basierend auf einer umfassenden Studie über bisher verwendete Versuchsaufbauten wurde die Konstruktion einer Vorversuchsanlage in Angriff genommen. Die ermutigenden Ergebnisse der ausführlichen Vorversuche führten zur Entscheidung zum Bau einer Versuchsanlage unter Berücksichtigung der gewonnenen Erfahrungen. Die Konstruktion und Fertigung der Anlage passierte unter Einbindung der Firma *vatron*. Von der Inbetriebnahme bis zur Validierung der Versuchsergebnisse an Hand von Vergleichsproben aus Gießversuchen an einer Pilotanlage vergingen nur mehr wenige Monate. Das folgende Kapitel streift die Entwicklungsphase nur und befasst sich überwiegend mit dem letztlich verwendeten Versuchsaufbau und der Versuchsdurchführung, sowie der Auswertung der Versuche und der Validierung der Ergebnisse.

3.2. Aufbau des Schmelztauchsimulators

Der Schmelztauchsimulator (STS) ist eine Versuchsvorrichtung, welche Tauchkörper mit Hilfe einer Linearverschiebeeinrichtung bei unterschiedlichen Geschwindigkeiten und unter definierter Gasatmosphäre in ein Stahlbad getaucht werden. Der Winkel zwischen dem Flüssigstahl

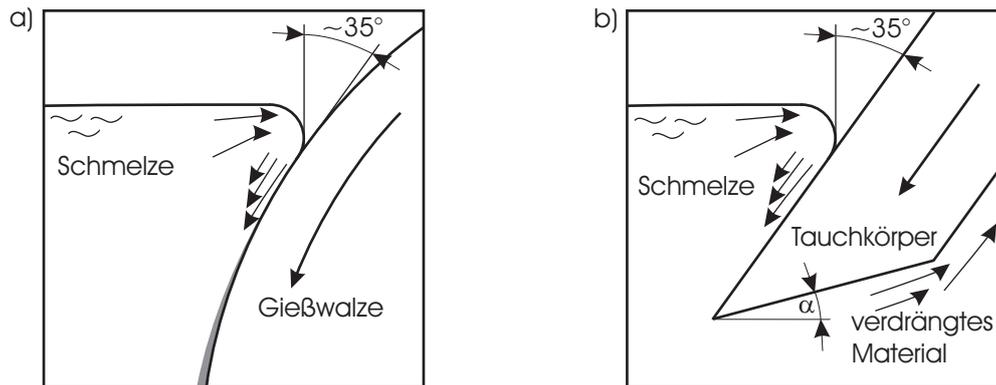


Abbildung 3-1.: Schematische Darstellung der Mensikusbereiche von a) einer Dünnschmelzgießanlage und b) dem Tauchversuch und zugehörige Strömungsverhältnisse.

und der Rolle wird durch den Eintauchwinkel gebildet (Abb. 3-1). In Abbildung 3-2 ist die Versuchsanlage skizziert.

Der 125 [kW] *Vakuuminduktionsofen* zur Stahlpräparation hat ein Fassungsvermögen von 20 [kg] Stahl und kann bei Inertgasatmosphäre und Absolutdrücken bis minimal 3 [mbar] betrieben werden. Einschmelzzeiten liegen im Bereich von 40 Minuten. Die Zustellung besteht aus wahlweise hoch-*MgO* oder hoch-*Al₂O₃* haltigen vorgebrannten Tiegeln. Der Ofen ist zusätzlich mit Vorrichtungen zur Badtemperaturmessung, Legierungseinbringung und Probennahme unter vermindertem Druck oder Inertgasatmosphäre ausgestattet. Die Abbildung aller industriell verwendeten sekundärmetallurgischen Stahlbehandlungsverfahren im Labormaßstab ist dadurch gewährleistet. Das Kernstück des Schmelztauchsimmers, die Linearverschiebeeinheit mit Schleusenkammer und allen notwendigen Anbauten, wird an den geschlossenen Ofendeckel angeflanscht.

Das direkt an den Flansch angebaute Vakuumschott trennt die Schleusenkammer während der Einbringung und Entnahme von Substraten von der Ofenatmosphäre (Abbildung 3-3). Schleuse und Ofen können voneinander entkoppelt und individuell regelbar mit dem selben Inertgas gespült werden. Das Einbringen und Wechseln von Tauchkörpern kann somit unabhängig von Ofeninnendruck und Gasatmosphäre, bei gleichzeitig ablaufenden metallurgischen Behandlungsverfahren im Ofen erfolgen. Die Ofenatmosphäre wird durch diese Trennung vor Sauerstoffaufnahme bei der Tauchkörpermanipulation geschützt. Auch die Verschubstange der Linearverschiebeeinheit ist gegenüber der Außenatmosphäre abgedichtet in die Schleuse einge-

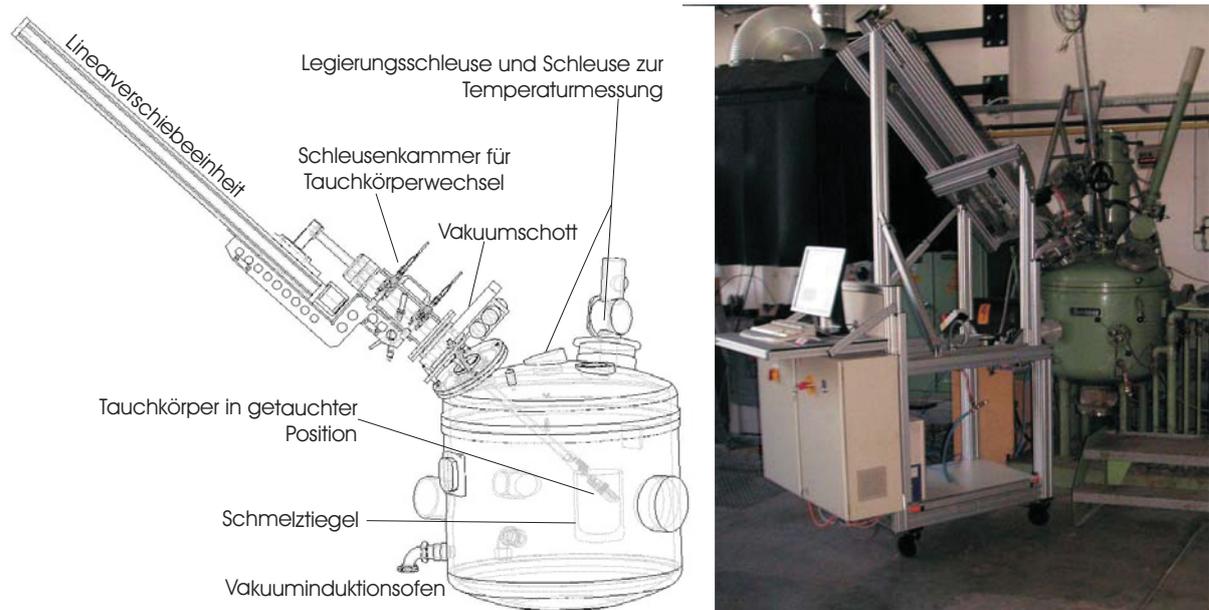


Abbildung 3-2.: Schematischer Aufbau des Schmelztauchsimmers

führt. Der Sauerstoffpartialdruck in der Schleuse kann demgemäß durch Spülen mit Inertgas reduziert werden, bevor das Schott zum Ofen geöffnet wird.

Die maximale Verschieblänge der *Linearverschiebeeinheit* beträgt 950 [mm] und ergibt sich als Distanz zwischen der Ausgangsposition des Tauchkörpers in der Schleusenkammer und dem Erreichen der hinteren Tiegelwand. Der Antrieb ist pneumatisch ausgeführt und erlaubt maximale Geschwindigkeiten von 2,5 [$\frac{m}{s}$], bei Beschleunigungen/Verzögerungen von 30 [$\frac{m}{s^2}$]. Innerhalb dieser Schranken sind beliebige Beschleunigungs- und Geschwindigkeitsprofile über die gesamte Verfahrlänge definierbar (Abb. 3-4).

Die Füllhöhe des Tiegels mit Schmelze ist auch bei gleichem Einsatzgewicht keine konstante Größe, da Anpackungen am Tiegel und Verschleiß des Tiegels zu sich ständig ändernden Volumina führen. Um trotzdem die genaue Eintauchlänge des Tauchkörpers steuern und den Zeitpunkt des Eintauchens dedektieren zu können wurde eine Vorrichtung zur Messung des Badspiegels konstruiert, die auf dem Prinzip des Kurzschlusses eines Stromkreises durch das Berühren der Schmelze mit zwei Elektroden basiert.

Der *Tauchkörper* (Abbildung 3-5) besteht aus

- dem Substrat,

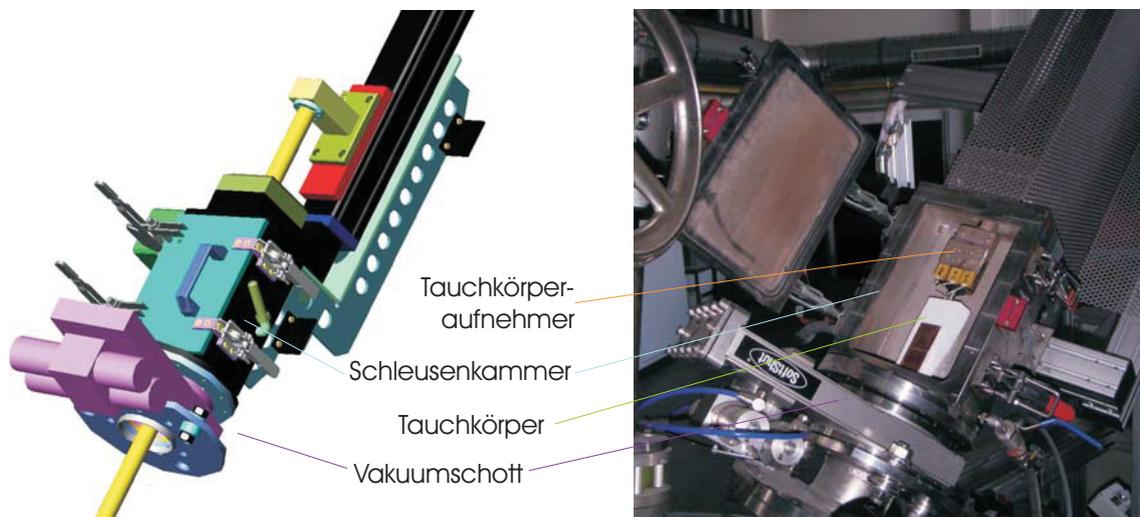


Abbildung 3-3.: Darstellung der Schleuse mit eingebrachtem Tauchkörper

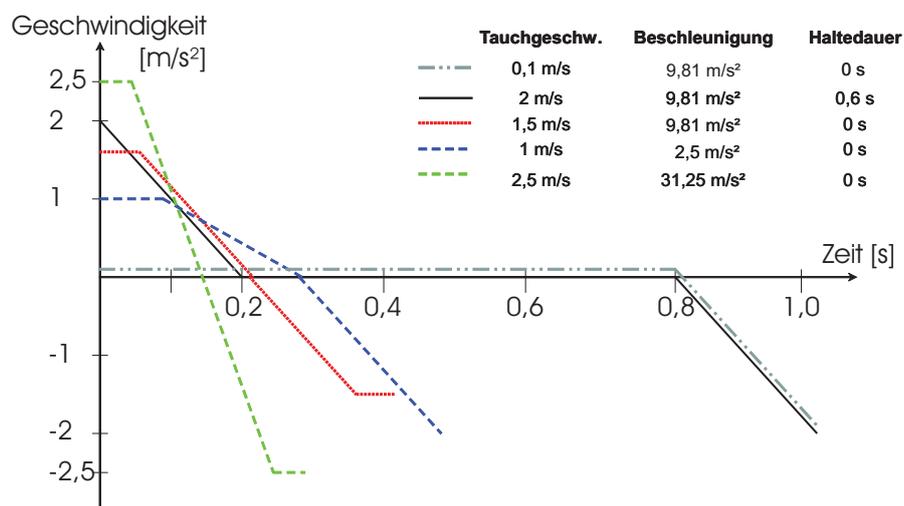


Abbildung 3-4.: typische Geschwindigkeits-Zeit-Profile von Tauchvorgängen

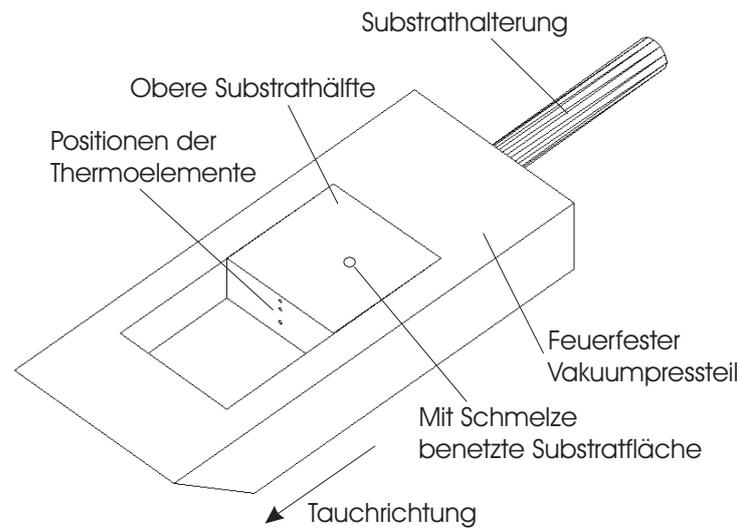


Abbildung 3-5.: Schematischer Aufbau des Tauchkörpers

- drei darin eingebrachten Thermoelementen,
- einer feuerfesten Ummantelung
- und der Substrathalterung.

Die verwendeten *Substrate* bestehen aus zwei 10 [mm] dicken Metallquadern, die zusammen eine Oberfläche von 80×40 [mm] bilden. In der Teilungsebene sind drei Ni/Cr-Ni Thermoelemente in unterschiedlichem Abstand zur Oberfläche in vorgefertigte Vertiefungen eingepresst. Diese Klemmverbindung sichert einen guten Kontakt zwischen dem Substrat und dem Thermoelement und verhindert deren Abheben während des Versuches. Diese Anbringungsmethode der Thermoelemente soll eine möglichst geringe Trägheit und somit höchste Messgenauigkeiten erlauben. Für das Erreichen möglichst geringer Messfehler bei hoher Messfrequenz werden leistungsstarke Trennverstärker verwendet. Die Steuerungseinheit zeichnet jede tausendstel Sekunde, einen aus 10 Messungen gemittelten Werte dieser Thermoelemente auf und speichert diesen mit dem Wert der Position des Seilzugsensors zusammen als einen Eintrag im Versuchsprotokoll ab.



Abbildung 3-6.: Screenshot der Versuchssteuerung mit den Versuchsprotokolleinträgen.

Dieses Versuchsprotokoll beinhaltet neben den Temperatur- und Positionswerten, alle Versuchsparameter für jeden einzelnen Tauchvorgang. In Abbildung 3-6 sind alle Einträge anhand eines Screenshots präsentiert.

Substrat und Substrathalterung sind mit Ausnahme der von der Schmelze benetzten Substratfläche von einem feuerfesten Vakuumpressteil umgeben. Der Feuerfestteil ist zusätzlich mit Bornitrid beschichtet, um die Benetzung für die Schmelze zu vermindern. Dies garantiert die Begrenzung der Erstarrung auf den vorgesehenen Bereich und die Erzeugung von hinterschneidungsfreien Erstarrungsproben. Der Spannungsaufbau durch äußerlich eingeleitete Schrumpfkraften in der Erstarrungsprobe wird verhindert.

3.3. Anlagenauslegung

3.3.1. Antrieb / Geschwindigkeitsverlauf

Mit dem Entschluss, den Tauchversuch im Vakuuminduktionsofen durchzuführen, mussten die eingeschränkten Platzverhältnisse beim Versuchsdesign berücksichtigt werden. Erschwerend kam hinzu, dass der Deckel des Vakuuminduktionsofens bereits mit mehreren Öffnungen für Schaugläser, Mess- und Probenahmesonden und die Legierungsschleuse versehen war, und das

Anbringen einer zusätzlichen Öffnung für den Tauchsimulator damit nicht möglich war. Keine der vorhandenen Öffnungen befindet sich zentral vor dem Tiegel und normal zur Kippachse. Dies bedeutet, dass der Tauchversuch bei aufrechtstehendem Tiegel ablaufen muss da der Tiegel nicht während des Versuches angekippt werden kann, um mehr Platz und Tauchlänge zu erlangen. Bei optimiertem Zustellungskonzept durch den Einsatz fertiggebrannter Tiegel ist ein maximal möglicher Innendurchmesser des Ofens von 156 [mm] realisierbar. Bei dem gegebenen Eintauchwinkel von 35° (der dem Kontaktwinkel der Gießwalzen beim Bandgießen entspricht) durch das gewählte Deckelloch ergibt sich eine maximal mögliche Tauchlänge von 150 [mm]. Auf dieser Länge muss der Tauchversuch mit der nötigen Verzögerung und Umkehrung erfolgen. Unter Berücksichtigung, dass die gewünschte Tauchgeschwindigkeit zumindest über die halbe Tauchlänge aufrechterhalten wird, ergibt sich folgender *Verzögerungs- und Beschleunigungsweg*: Das Substrat besitzt 0,08 [m] Länge, die Hälfte davon steht für die Verzögerung zur Verfügung und die Substratoberkante kann zusätzlich 0,01 [m] tief eingetaucht werden. Somit kann der Beschleunigungsweg (ds) mit 0,05 [m] angenommen werden. Die *Tauchgeschwindigkeit* von 1,5 [$\frac{m}{s}$] (v_0) dient als Standardauslegungsgeschwindigkeit, wobei Geschwindigkeiten bis 2,5 [$\frac{m}{s}$] ermöglicht werden sollen. Somit errechnet sich folgender Beschleunigungswert für gleichbleibende Verzögerung:

$$dt = \frac{ds}{\frac{v_0}{2}} = \frac{0,05 m}{0,75 \frac{m}{s}} = 0,067 s \quad a = \frac{v_0}{dt} = \frac{1,5 \frac{m}{s}}{0,067 s} = 22,5 \frac{m}{s^2} \quad (3-1)$$

Der gewählte Antrieb besitzt eine Leistung, der bei den gegebenen bewegten Massen, Beschleunigungen von 30 [$\frac{m}{s^2}$] zulässt. Damit sind folgende maximale Tauchgeschwindigkeiten darstellbar:

$$a = \frac{\partial v}{\partial t} \quad \partial t = \frac{\partial s}{\frac{v_0}{2}} \quad \rightarrow \quad v_0 = \sqrt{2 a \partial s} \quad (3-2)$$

Beschleunigungslänge		max. Tauchgeschwindigkeit
$\frac{1}{2}$ - Substratlänge	40 [mm]	1,55 [$\frac{m}{s}$]
incl. 10 [mm] untertauchen	50 [mm]	1,73 [$\frac{m}{s}$]
$\frac{3}{4}$ - Substratlänge	70 [mm]	2,05 [$\frac{m}{s}$]

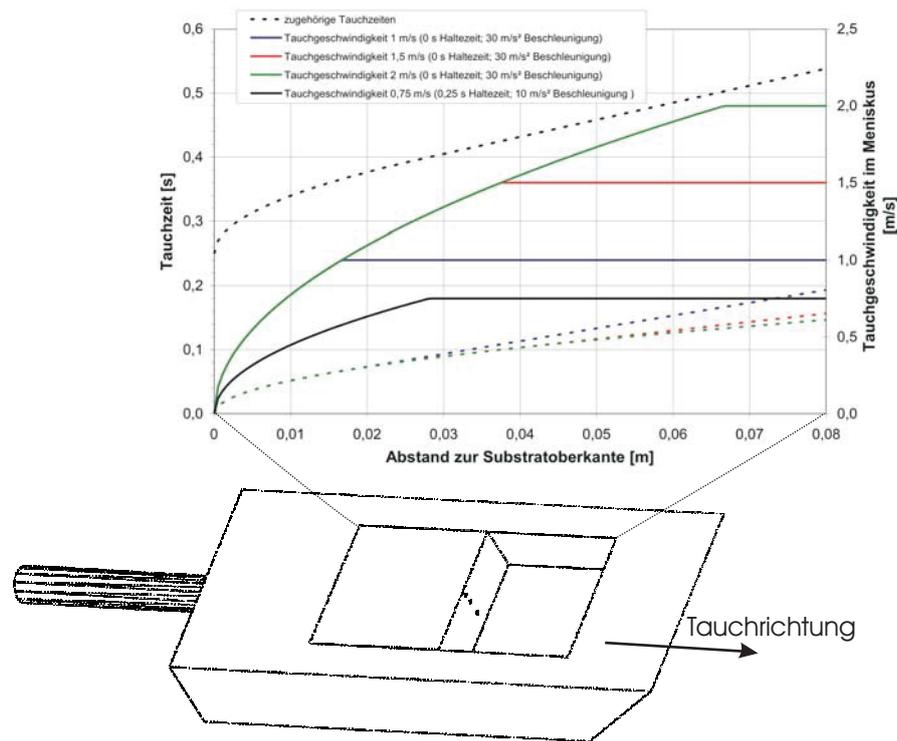


Abbildung 3-7.: Tauchzeiten in Abhängigkeit der Substratposition für Tauchgeschwindigkeiten $1,0 \left[\frac{m}{s}\right]$ (blau); $1,5 \left[\frac{m}{s}\right]$ (rot); $2,0 \left[\frac{m}{s}\right]$ (grün) mit der Maximalbeschleunigung von $30 \left[\frac{m}{s^2}\right]$ und keiner Haltezeit im Bad. Die schwarze Kurve zeigt den Standardversuchsablauf mit $0,75 \left[\frac{m}{s}\right]$, $10 \left[\frac{m}{s^2}\right]$ Beschleunigung und $0,25 [s]$ Haltezeit.

Bei gegebenen Beschleunigungen und Tauchgeschwindigkeiten ergeben sich zugehörige Geschwindigkeitsverteilungen im Meniskus über die Substratlänge (entspricht der Benetzungsgeschwindigkeit mit Stahl, oder der Gießgeschwindigkeit beim Dünnbandgießprozess), sowie daraus resultierende örtlich variierende Verweilzeiten in der Schmelze, im weiteren als Tauchzeiten bezeichnet. In Abbildung 3-7 sind Tauchzeiten zu verschiedenen Tauchgeschwindigkeiten und der maximal möglichen Beschleunigung von $30 \left[\frac{m}{s^2}\right]$ eingetragen. Auf eine Dünnbandgießanlage übertragen entspricht die Tauchzeit der Durchgangszeit eines Punktes am Gießwalzenumfang durch die Kokille, welche in Abhängigkeit der Gießgeschwindigkeit in etwa $0,45 [s]$ beträgt. Der in Abbildung 3-7 schwarz eingezeichnete Standardversuchsablauf am Schmelztauchsimulator entspricht in etwa diesem Wert, wenn man berücksichtigt, dass für die metallographischen Untersuchungen ein Querschnitt, $50 [mm]$ unter der Substratoberkante verwendet wird.

3.3.2. Tauchkörpergeometrie

Die Ausbildung des Meniskus einer Dünnbandgießanlage und die zugehörige Strömung wurde von mehreren Autoren untersucht, wobei vor allem auf negative Auswirkungen von Meniskus-schwankungen auf die Bandqualität hingewiesen wird. [64] Die möglichst genaue Simulation des Meniskusbereiches einer Dünnbandgießanlage im Tauchversuch ist daher wesentliche Voraussetzung, um Schädigungen abbilden zu können, deren Entstehung diesem Bereich zugeschrieben wird.

Der Meniskus von Dünnbandgießanlagen ist in Abhängigkeit u.a. der dynamischen Benetzbarkeit der Gießwalzen für den Stahl, der Rauigkeit und Umdrehungsgeschwindigkeit der Gießwalzen und der Viskosität des vergossenen Stahls mehr oder weniger mit einem davon abhängigen Radius eingezogen. Infolge der Reibung zwischen Gießwalze und Schmelze bildet sich in der Schmelze eine Grenzschicht aus, die tangential zur Gießwalze beschleunigt wird. Material aus angrenzenden Bereichen wird nachfließen (Abbildung 3-1). Wie bereits im Kapitel 1 beschreiben, kann es durch die hohen Einströmgeschwindigkeiten des Flüssigstahles zu einer Überlagerung dieser Strömungen kommen. Auch Gießspiegelschwankungen können die Verhältnisse beeinflussen. Diese Effekte können im Tauchversuch nicht abgebildet werden. Man versucht darum mit dem eindringenden Tauchkörper nur möglichst geringen Turbulenzen in der Schmelze zu erzeugen. Aus diesem Grund wurde die Spitze des Tauchkörpers so ausgelegt, dass die beim Eintauchen verdrängte Schmelze hinter dem Tauchkörper abfließt. Der Meniskus wird so, wie bei Dünnbandgießanlagen ausschließlich durch den Badspiegel gespeist und vor dem Substrat kann eine ähnliche Strömungsgrenzschicht aufgebaut werden. Bei der Tauchkörperkonstruktion wurde im Wesentlichen auf den Spitzenwinkel geachtet. Der Winkel wurde so gewählt, dass die abgeschrägte Fläche des Tauchkörpers mit der ebenen Schmelzbadoberfläche noch einen positiven Winkel einschließt (Winkel α in Abbildung 3-1).

Bei Tauchversuchen zeigte sich jedoch nicht die gewünschte Meniskusbildung. Starke Meniskus-schwankungen und Wellenbewegungen waren zu beobachten. Um diese Beobachtungen besser zu verstehen wurden Versuche in einem abmessungsgleichen Wasserbehälter durchgeführt. Es stellte sich heraus, dass die hinter den Tauchkörper verdrängte Schmelze einen ungleichen Anstieg des Badspiegels bewirkt.

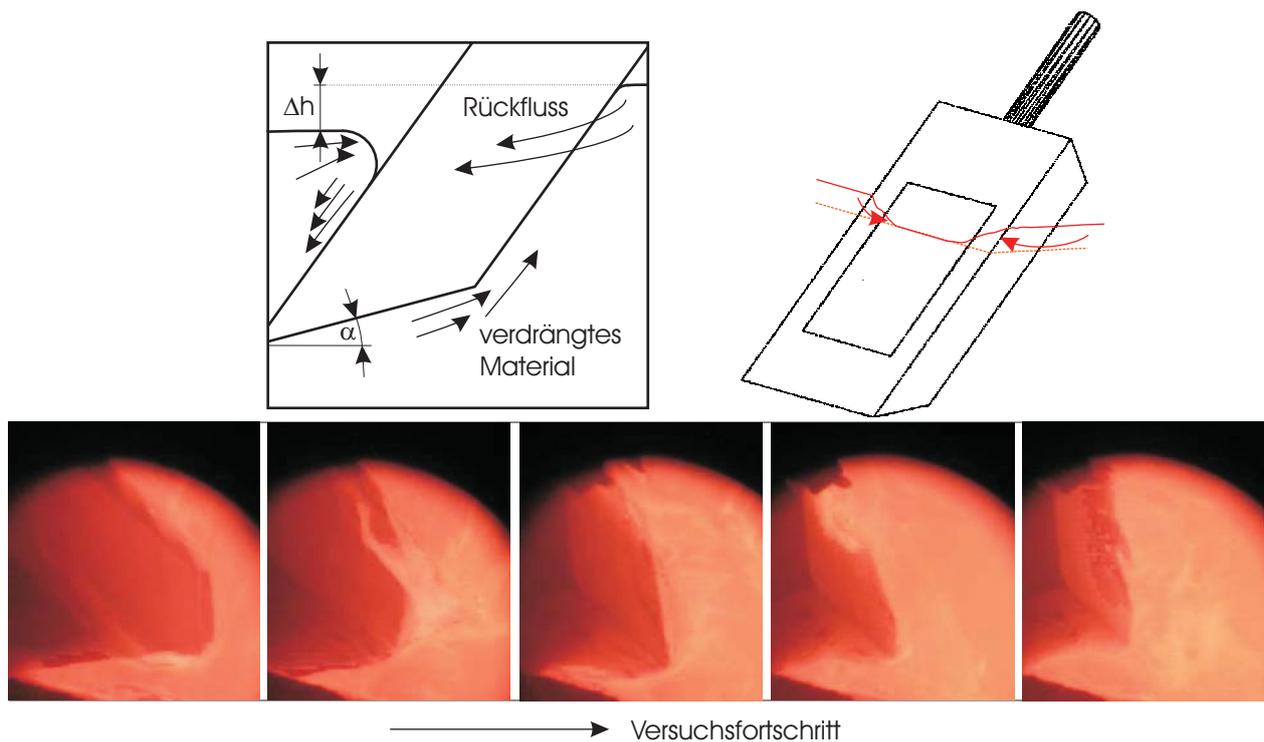


Abbildung 3-8.: Schematische Darstellung und Auszug aus Videoaufnahmen des Eintauchvorganges mit gegebener Tauchkörpergeometrie.

Bei der ursprünglichen Tauchkörpergeometrie steigt der Badspiegel vorerst nur hinter dem Substrat an. Daraus folgt eine starke Wellenbewegung an der Badoberfläche. Die Reflexion der Welle an der Tiegelwand bewirkt einen starken Rückstrom und die Ausbildung von Turbulenzen vor dem Substrat. Abbildung 3-8 zeigt den skizzierten Rückstrom von Schmelze und dessen Auswirkungen auf den Meniskus. Vorerst bildet sich in einem auf die Substratmitte begrenzten Bereich der gewünschte Meniskus aus, der jedoch zu einem tieferen Badspiegellevel (Δh) verschoben ist. Der ausgleichende Rückfluss von Schmelze um beide Seiten des Tauchkörpers erreicht eine Intensität, die beim Zusammentreffen der beiden Teilströme in der Tauchkörpermitte eine Wellenspitze initiiert, die sogar zu Spritzern in Richtung der Tauchkörperankoppelung führen kann. Dieser Effekt verstärkt sich mit größer werdenden Tauchkörpergeometrien infolge der größeren Menge an verdrängter Schmelze.

Dies veranlasste die Änderung der Tauchkörpergeometrie. Aus verschiedensten Geometrien wurde jene mit bester strömungstechnischer Eignung bei genügender Festigkeit des Vakuums

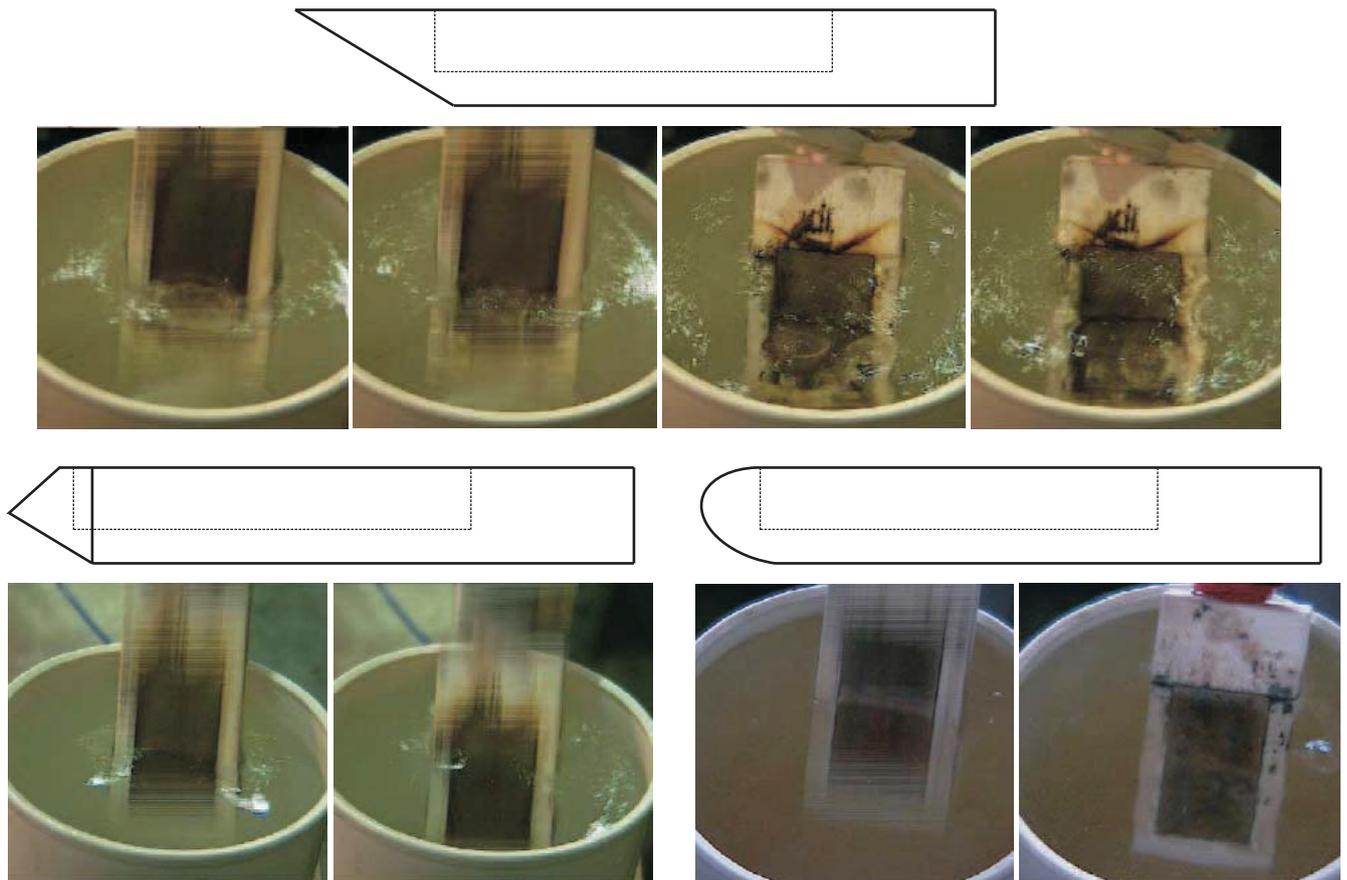


Abbildung 3-9.: Einzelbilder der Videoaufzeichnungen der Tauchversuche im Wasserbehälter.

pressteils gewählt. Abbildung 3-9 zeigt Einzelbilder der Videoaufzeichnungen der Versuche mit unterschiedlicher Substratgeometrie im Wasserbehälter.

Die Substratdicke wurden von ursprünglich 15 [mm] auf 10 [mm] und somit die Tauchkörperhöhe von 27 auf 22 [mm] reduziert, um dessen Verdrängung zu verringern. Die Tauchkörperspitze wurde gemäß den erkannten Strömungen weiter optimiert. Die vorerst einseitig abgeschrägte Spitze wurde durch beschneiden in eine 2-seitig abgeschrägte Spitze verändert. Bei deren Auslegung wurde darauf geachtet, dass im Zuge des Eintauchvorganges auch genügend Material vor den Tauchkörper verdrängt wird, um den Rückstrom zu unterbinden. Hierfür wurde die projizierte Fläche genau in der Hälfte geteilt und die Tauchkörperspitze an diese Position versetzt (Abbildung 3-10). Zusätzlich wurde eine Abschrägung der Seitenflächen vorgenommen, um auch Material in diese Richtung zu leiten und einen möglichst gleichmäßigen Badspiegelanstieg über die gesamten Badoberfläche zu ermöglichen. Die Einzelbilder aus Videoaufnahmen

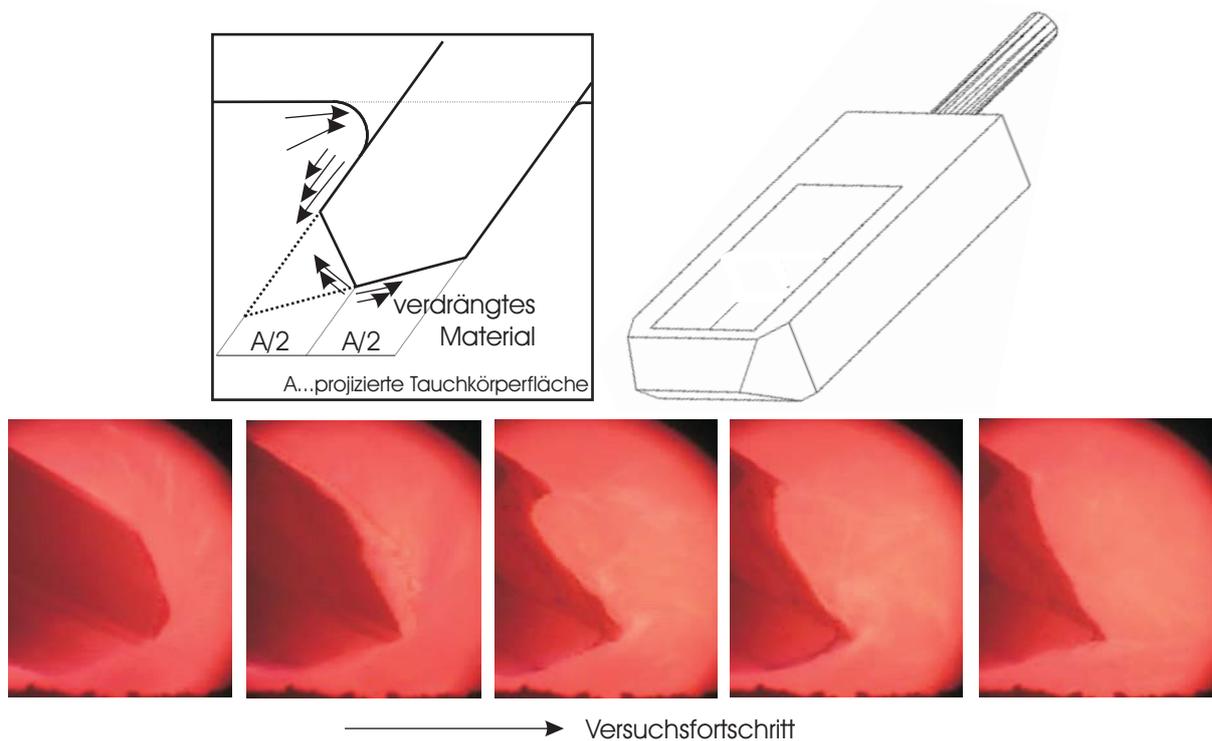


Abbildung 3-10.: geänderte Tauchkörpergeometrie

zeigen während der Eintauchphase einen gleichmäßigen Meniskus und auch nur sehr geringe Badspiegelbewegungen während der Haltephase. Weitere Änderungen am feuerfesten Vakuumpressteil führten zum Bruch aufgrund mechanischen Beanspruchungen (Impuls des Eintauchens, Auftrieb infolge der geringeren Dichte des Vakuumpressteils, ...) im Tauchversuch.

3.4. Versuchsdurchführung

Bei den ersten Tauchversuchen wurde die gesamte Legierungsarbeit im Vakuuminduktionsofen durchgeführt. Die Folge war die Bildung von Schlackenfilmen auf der Schmelzbadoberfläche, bzw. die Bildung von Ansätzen am Tiegelrand, die ab einer gewissen Größe zur Beschädigung und Zerstörung der Tauchkörper führten. Schlackenfilme an der Schmelzbadoberfläche bewirken den Verlust von zumindest den ersten Tauchversuchen einer Versuchsserie, da die vorhandene Schlacke über den Meniskus miteingezogen wird und an der Substratoberfläche erstarrt. Diese versuchsbehindernde Beeinflussung kann sich jedoch in unkontrollierbarer Weise über mehre-

re Tauchversuche fortsetzen. Ein weiterer Nachteil ergab sich durch nicht 100 %-ig identische Legierungszusammensetzungen bei Versuchskampagnen über mehrere Schmelzen. Aus genannten Gründen wurde dazu übergegangen, das Einsatzmaterial bereits vorab in der gewünschten Zusammensetzung herzustellen und die so erzeugten Blöcke vor dem Tauchversuch nur mehr umzuschmelzen. Für längere Versuchskampagnen erfolgt die Legierungseinstellung in größeren Chargen in einem Induktionsofen mit einem Fassungsvermögen von 150 [kg]. Es kann somit identisches Einsatzmaterial für ca. 7 Schmelzen hergestellt werden. Das in runde Kokillen mit 100 [mm] Durchmesser vergossene Einsatzmaterial wird in Stücke zu je 21 [kg] zerteilt. Diese Stücke entsprechen dem gewünschten Schmelzgewicht, um den Tiegel im Vakuuminduktionsofen bis in benötigte Höhen zu füllen. Die zylinderförmigen Einsatzmaterialstücke werden vor deren Einsatz im Vakuuminduktionsofen noch durch Sandstrahlen von etwaigem Zunder befreit.

Vor dem Einschalten des Vakuuminduktionsofens zu Beginn einer Versuchsserie erfolgen folgende Arbeitsschritte:

1. Einsetzen des vorlegierten Einsatzmaterials
2. Verschließen des Vakuuminduktionsofens
3. Anbauen des Schmelztauchsensors an den Deckel des Vakuuminduktionsofens und Verschließen des Schotts zum Ofen
4. Einstellen der Inertgasatmosphäre im Ofeninnenraum durch wechselndes Evakuieren und Fluten mit Inertgas

Das Einstellen einer Inertgasatmosphäre bereits vor dem Einschmelzbeginn sorgt zusammen mit dem Sandstrahlen des Einsatzmaterials dafür, dass die letzten Möglichkeiten zur Bildung von Schlacke an der Badspiegeloberfläche durch Einbringung von Oxiden oder Reoxidation des Einsatzmaterials ausgeschaltet werden. Zur Einstellung der Inertgasatmosphäre erfolgt eine dreimalige Evakuierung bis auf ca. 3 [mbar] Absolutdruck des Ofeninnenraumes und eine anschließende Flutung mit dem gewünschten Inertgas bis auf ca. 1000 [mbar]. Der Ofen wird während der gesamten Einschmelzphase und Versuchsserie im geringen Überdruck (ca. 50 mbar) betrieben, um das Ansaugen von Sauerstoff zu verhindern. Es besteht keine Möglichkeit der

ständigen Kontrolle der Inertgaszusammensetzung. Durch das beschriebene Vorgehen und dem ständigen Durchfluss von geringen Mengen an frischem Inertgas kann jedoch von reiner Inertgasatmosphäre ausgegangen werden.

Sobald der Einsatz komplett erschmolzen ist wird eine Anfangsprobe gezogen und der Badspiegel mit der bereits beschriebenen Vorrichtung gemessen. Die Messvorrichtung wird hierfür, wie alle Tauchkörper, zumindest 5 [min] vor dem Eintauchvorgang in die Schleusenkammer eingebracht. Diese wird getrennt vom Ofen mit Inertgas gespült wodurch der Sauerstoffeintrag in den Ofen verhindert wird. Die Messung selbst erfolgt nach einem vorgegebenen Programm und sehr geringer ($0,2 \frac{m}{s}$) Annäherungsgeschwindigkeit. Die mittels Kurzschluss detektierte Badspiegelhöhe wird zuzüglich der Tauchlänge als Endposition des Fahrweges der Linearverschiebeeinheit im System gespeichert. Anschließend kann mit der Versuchsserie begonnen werden. Dem System wird neben den Versuchsparametern (Beschleunigung beim Wegfahren, Tauchgeschwindigkeit, Eintauchlänge, Verzögerung im Schmelzbad, Haltezeit, Beschleunigung beim Herausfahren, Austauschgeschwindigkeit, Verzögerung beim Zurückfahren) ein Dateiname des Files vorgegeben, in dem die mit 1 [kHz] Frequenz durchgeführten Aufzeichnungen der drei im Substrat enthaltenen Typ-K Thermolemente bei gemessener Verfahrenlänge gespeichert werden. Zur selben Zeit wird die gewünschte Überhitzung der Schmelze eingestellt. Unmittelbar nach dem Einstellen der gewünschten Überhitzung der Schmelze erfolgt der Tauchvorgang. Nach Beendigung des Tauchversuches erfolgt eine neuerliche Messung der Badtemperatur. Alle Vorgänge, Messergebnisse und Tätigkeiten am Ofen werden in einem Schmelzprotokoll zu jeder Schmelze / Versuchsserie genauestens festgehalten. Nach erfolgtem Versuch wird der Tauchkörper aus der Schleuse entnommen und ein neuer eingesetzt. Die Abhebung der zumeist leicht anhaftenden Erstarrungsprobe vom Tauchkörper erfolgt sofort nach der Entnahme aus der Schleuse im weitgehend erkaltetem Zustand. Anfänglich sind einige Erstarrungsproben durch vorzeitiges Ablösen und Zurückfallen in den Ofeninnenraum verloren gegangen. Seitdem wird vor dem Einsetzen der Tauchkörper ein Draht befestigt, der von oben herab bis an die Oberkante des Substrates reicht und von dort über eine wenige Millimeter parallel zur Oberkante geführt wird. Die Probe erstarrt an dem Draht an und kann somit nicht mehr vorzeitig vom Substrat abfallen. Der Versuchsablauf und das Ergebnis werden dadurch nicht beeinflusst. Substratoberfläche und zugehörige Erstarrungsproben werden nach der Entnahme fotografiert,

um Veränderungen bei mehrmaligem Tauchen des Tauchkörpers verfolgen zu können. Nach spätestens 90 [min] wird die Versuchsserie mit dem Ziehen der Endprobe beendet. Längere Versuchszeiten können zu einer unzulässigen Veränderung der Zusammensetzung der Schmelze führen.

3.5. Versuchsauswertung

3.5.1. Wärmestromberechnung

Die Berechnung des Wärmestromes vom Band in das Substrat kann durch *direkte* oder *inverse Berechnungsverfahren* aus der 1D-Form der Fourier-Gleichung

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (3-3)$$

erfolgen. Bei direkten Verfahren können die aufgezeichneten Temperaturverläufe und die zu errechnenden Wärmeströme in das Substrat als Randbedingungen angesehen werden. Die örtlichen Randbedingungen lassen sich in drei Gruppen einteilen. Es kann an den Körperoberflächen

- die Temperatur als Funktion der Zeit und des Ortes auf der Oberfläche vorgeschrieben sein. Man spricht von einer Randbedingung *erster Art*.
- die Wärmestromdichte normal zur Oberfläche als Funktion der Zeit und des Ortes vorgeschrieben sein. Man spricht von einer Randbedingung *zweiter Art*.
- Berührung mit einem anderem Medium vorliegen. Man spricht von einer Randbedingung *dritter Art*.

Vernachlässigt man jeweils das wärmeabgebende Medium und betrachtet nur das Substrat, so entsprechen die aufgezeichneten Temperaturen Randbedingungen erster Art und der zu bestimmende Wärmestrom einer Randbedingung zweiter Art. Die Diskretisierung zwischen zwei Thermoelementpositionen kann nach der BTCS-Methode (**B**ackward **T**ime - **C**entral **S**pace)

erfolgen. Für den Bereich vom oberflächennächsten Thermoelement bis zur Oberfläche muss die FTCS-Methode (**F**orward **T**ime - **C**entral **S**pace) angewendet werden.

1. **FTCS** Approximation:

Mit der Nomenklatur T_i^m $\left\{ \begin{array}{l} i, \text{ Zeit-Index} \\ j, \text{ Orts-Index} \end{array} \right.$ und damit den partiellen Ableitungen:

$$\frac{\partial T}{\partial t} \Big|_{x=j}^{t=i} = \frac{T_j^{i+1} - T_j^i}{\Delta t} \quad \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \Big|_{x=j}^{t=i} = \frac{T_{j+1}^i - 2T_j^i + T_{j-1}^i}{(\Delta x)^2} \quad (3-4)$$

folgt die explizite Gleichung:

$$T_j^{i+1} = T_j^i + a(T_{j+1}^i - 2T_j^i + T_{j-1}^i) \quad (3-5)$$

Die Lösung und programmiertechnische Umsetzung dieser expliziten Gleichung ist sehr einfach, jedoch weist sie das für alle expliziten Formeln typische Merkmal der Entkopplung von physikalisch zugeordneten Größen auf. Zwischen den Temperaturwerten einer Zeitlinie besteht nach Gleichung 3-5 kein funktionaler Zusammenhang. Dieser Sachverhalt erweckt zumindest Skepsis gegenüber den Ergebnissen einer solchen Berechnung. [65]

2. **BTCS** Approximation:

Die implizite Formulierung von Gleichung 3-3 liefert folgende Form:

$$\frac{T_j^{i+1} - T_j^i}{\Delta t} = a \frac{T_{j+1}^{i+1} - 2T_j^{i+1} + T_{j-1}^{i+1}}{(\Delta x)^2} \quad (3-6)$$

nach der einzigen bekannten Größe T_j^i aufgelöst ergibt Gleichung 3-6:

$$-T_j^i = aT_{j+1}^{i+1} - (1 + 2a)T_j^{i+1} + aT_{j-1}^{i+1} \quad (3-7)$$

Daraus folgt die Notwendigkeit der simultanen Lösung aller $i - 2$ inneren Gitterpunkte einer Zeitlinie in einem Gleichungssystem (Abb. 3-11). Bei höherem Lösungsaufwandes ergeben sich vor allem Vorteile hinsichtlich der Stabilität dieser Lösung. Dies bedeutet, dass sich bei expliziter Berechnung Rundungsfehler, die bei der Berechnung auftreten, unkontrolliert verstärken können. Im Weiteren ist aus Abb. 3-11 zu entnehmen, dass bei

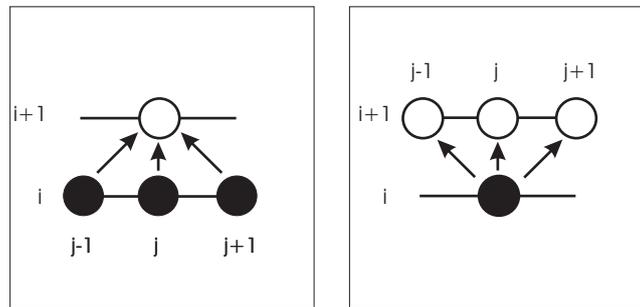


Abbildung 3-11.: Schematische Darstellung der Diskretisierungsverfahren: links FTCS, rechts BTCS

expliziter Berechnung pro Zeitschritt die Lösung eines Ortsschrittes verloren geht und somit das gelöste Temperaturfeld sehr schnell verkleinert wird. [65]

Direkte Berechnungen gemäß eben geschildeter finiter Volumen Methoden (gleichfalls bei finiten Differenzen Methoden) erfordern die Definition sämtlicher Randbedingungen und Stoffwerte zur Berechnung des Temperaturfeldes in einem Körper. Im Unterschied dazu ermöglichen inverse Berechnungsmodelle die Verwendung geschätzter Anfangswerte der gesuchten Ergebnisgrößen eines Wärmeleitproblems (z.B. Wärmestrom an der Oberfläche). In iterativer Rechenfolge und der Anwendung der Optimierung gemäß kleinster Fehlerquadrate erfolgt die Bestimmung der Ergebnisgrößen, die einem Temperaturfeld genügen, welches Randbedingungen genügt, wie diese in direkter Berechnung unter Verwendung stehen. Zur Anwendung kamen der Beck's Algorithmus, bzw. die Maximum-a-posteriori (MAP) Methode. [66]

Direkte und inverse Berechnungsmethode führten zu vergleichbaren Ergebnissen, wobei bei direkter Berechnungsmethode eine etwas größere Schwankungsbreite der gefundenen Punkte des Wärmestromes zu verzeichnen war. Diese Schwankungen lassen sich vor allem mit Schwankungen erklären, die durch die Extrapolation von Temperaturdaten auftreten. Bei der direkten Berechnungsmethode erfolgt die Berechnungsfeldes zwischen dem vordersten und hintersten Thermoelement nach der BTCS-Methode, wobei die gemessenen Temperaturverläufe als Randbedingung dienen. Die Extrapolation des erhaltenen Temperaturfeldes bis an die Oberfläche erfolgt nach der FTCS-Methode. Kleine Schwankungen an der Thermoelementposition werden in der Oberflächentemperatur verstärkt abgebildet und resultieren in stärkeren Schwankungen im zeitlichen Wärmestromverlauf.

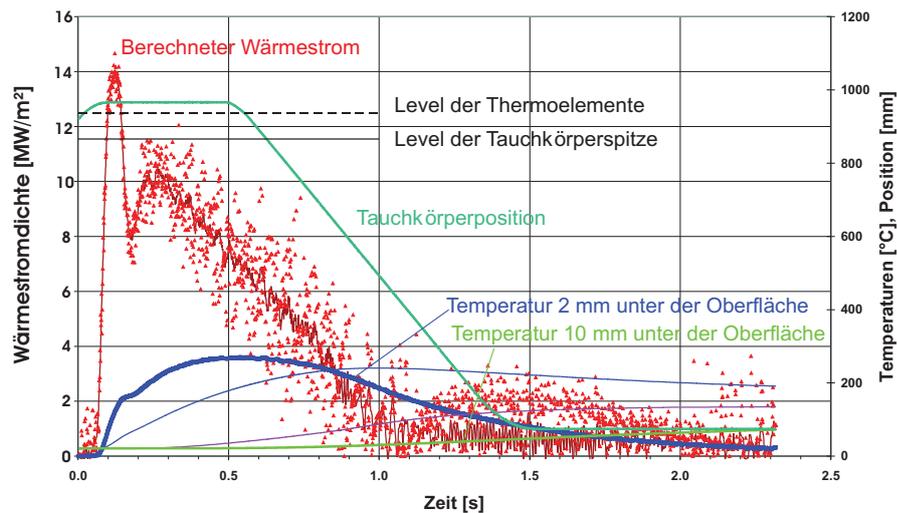


Abbildung 3-12.: Berechneter Wärmestrom mit zugehörigen Temperaturen und Distanzaufzeichnungen, sowie Literaturangaben zum Wärmestrom.

Der erhaltene zeitliche Verlauf der Wärmeströme zeigt einen Maximalwert zu Beginn des Tauchversuches. Dieses Maximum entspricht dem steilsten Anstieg im Temperaturverlauf, welcher sich direkt nach dem Abweichen vom anfänglichen wackelnden Signal befindet. Ein Beispiel ist in Abb. 3-12 mit den gemessenen Temperaturverläufen, dem daraus errechneten Wärmestrom und den Distanzmessungen dargestellt.

Der anfänglich hohe Wärmestrom wird vor allem durch den innigen Kontakt der flüssigen Schmelze mit der Kokillenoberfläche während des Abbaues der Überhitzung erreicht. Vergleicht man die Absolutwerte mit den in Bild 1-5 dargestellten Literaturwerten, lässt sich eine gute Übereinstimmung mit den Maximalwerten der Tauchversuche feststellen. Trotzdem muss man die Absolutwerte mit einer gewissen Vorsicht betrachten:

Einerseits erfolgt die Aufzeichnung der Temperaturentwicklung im Substrat mit einer gewissen Verzögerung. Diese ergibt sich aus dem Oberflächenabstand, in dem das Thermoelement positioniert ist, der Eigenmasse des Thermoelements, die so gering wie möglich gehalten werden muss und dem Wärmeübergangswiderstand zwischen Substrat und der Thermoelementspitze, der möglichst gering gehalten werden muss. Andererseits kann durch frühzeitiges lokales Abheben der Schale über dem Thermoelement ein vergleichsweise zu geringes Maximum der Wärmeabfuhr bestimmt werden. Die bestimmte Wärmeabfuhr wird somit immer zu gering sein im

Vergleich zur tatsächlichen Wärmeabfuhr. Diese Thematik soll in einer weiterführenden Arbeit noch einmal aufgegriffen werden, um noch genauere Aussagen über die Wärmeabfuhr treffen zu können.

3.5.2. Rissauswertung

Ein zentraler Punkt in der Versuchsauswertung ist die Quantifizierung des Rissbefalls an der Oberfläche. Dazu wurden mehrere Methoden getestet, wobei sich die Folgende als am besten geeignete herausgestellt hat: Die Untersuchung ist auf offene Risse an der Probenoberfläche beschränkt. Eine Beizvorbehandlung diente der Entfernung der Zunderschicht, um die darunterliegenden offenen Risse sichtbar zu machen. Die verwendete Beize besteht aus:

$$\begin{array}{l|l} 333 \text{ [ml]} & 30\text{-ige HCl} \\ 37 \text{ [ml]} & 65\text{-ige HNO}_3 \\ 130 \text{ [ml]} & \text{H}_2\text{O}_{(dest.)} \end{array}$$

Die Beizdauer beträgt in etwa 5 Minuten. Die Temperatur der Beize wurde bei 60 [°C] konstant gehalten. Das Beizbehandlungsende wird zusätzlich durch optische Kontrolle festgelegt, um ein Überbeizen und damit den Verlust von Oberflächendefekten geringer Ausdehnung und Tiefe zu verhindern. Die Aufnahme aller offenen Risse findet anschließend unter Verwendung eines Stereomikroskopes statt. Bei der fotografischen Erfassung der Risse wird auch deren Lage auf der Band-/ bzw. Tauchprobe festgehalten. Von allen Rissen werden anschließend mit einer Bildverarbeitungssoftware

- absolute Länge
- Sehnenlänge
- Orientierung

bestimmt (Abb. 3-13). Die absolute Länge entspricht der Risslänge gemäß dem Rissverlauf. Die Sehnenlänge ist die Länge der Verbindungsgeraden zwischen Rissanfang und -ende. Als Orientierung wird der Winkel dieser Sehne zur Gussrichtung bezeichnet. Der Guss-/ bzw. Tauchrichtung ist die Orientierung von 0° zugeordnet.

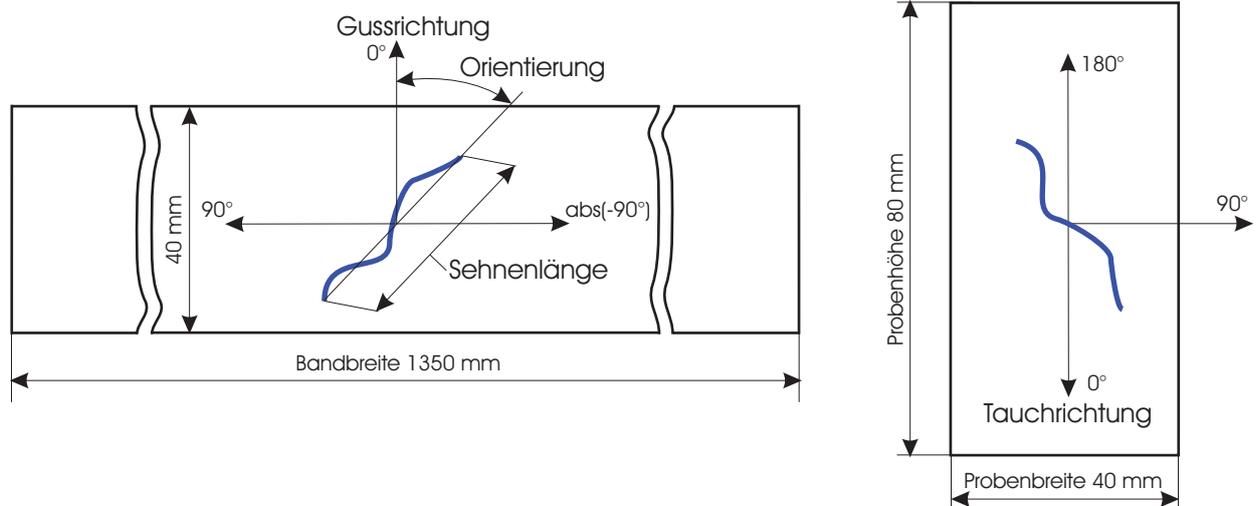


Abbildung 3-13.: Mikrorissauswertung an Probenmaterial (links: Bandmaterial; rechts: Tauchprobe)

3.6. Validierung der Mikrorissuntersuchung am Schmelztauchsimulator durch Vergleich mit bandgegossenem Material

Nach erfolgter Inbetriebnahme des Tauchversuches galt es zu überprüfen, ob der Versuch Aussagekraft für Dünnbandgießanlagen besitzen. Hierzu ist von der Pilotanlage in Terni stammendes Bandmaterial in gleicher Weise wie Erstarrungsproben des Tauchversuches auf Mikrorissbildung und Strukturparameter der Erstarrung untersucht worden. Im Tauchversuch wurden die Legierung und herrschende Gussbedingungen der Pilotanlage bei den betreffenden Versuchsserien mit den eingestellten Versuchsparametern bestmöglich nachgestellt. Der Vergleich bezeugt klar, wie gut die Versuchsergebnisse übertragbar sind.

3.6.1. Probenauswahl

3.6.1.1. gegossenes Band

Proben von gegossenem Bandmaterial von C-Stahlgüssen der Pilotanlage in Terni standen von den Versuchsgüssen 415, 416 und 417 zur Verfügung. Die Proben liegen in Gusszustand vor und

entstammen Gussperioden zu Gussbeginn und -ende, bei denen keine Inline-Verformung stattgefunden hat. Funkenspektrometeruntersuchungen ergaben für diese Proben folgende chemische Analysen:

Guss	C	Mn	Si	Ni	Cu	P	S	Cr
415	0,0710	0,8520	0,2050	0,2530	0,3360	0,0156	0,0080	0,1450
416	0,0623	0,7540	0,1880	0,0802	0,1120	0,0207	0,0096	0,0580
417	0,0636	0,9420	0,1650	0,2850	0,3770	0,0160	0,0160	0,2400

Darüber hinaus konnte ein DIN A4 großes Stück eines Versuchsgusses der rostbeständigen Stahlsorte A304 verwendet werden. Eine typische Analyse dieser Stahlsorte beinhaltet:

	C	Mn	Si	Ni	Cu	S	Cr	Mo
A 304	0,05	1,29	0,36	8,58	0,24	0,001	17,11	0,35

Vom bereitgestellten Probenmaterial wurden zwei 40 [mm] breite aufeinanderfolgende Streifen der gesamten Gussbreite von 1100 [mm] abgetrennt. Diese Streifen wiederum wurden in 6 Teilstreifen zerteilt, um Stückgrößen zu erlangen, mit denen unter einem Mikroskop gearbeitet werden kann. Der Breitenschnitt wurde mit einer Schlagschere ausgeführt, alle weiteren mit einer Bandsäge (Abbildung 3-14).

3.6.1.2. Erstarrungsprobe

In Anlehnung an die in Terni vergossene C-Stahlsorte Fe360 wurden anfänglich vereinfachte, auf die Hauptlegierungselemente reduzierte Schmelzen hergestellt. An Querschliffen hat sich gezeigt, dass die damit erzeugten Proben nicht ätzbar waren und somit keine Strukturen sichtbar gemacht werden konnten. In den an der Pilotanlage vergossenen Schmelzen ist ein höherer Grad an mit dem Schrott miteingebrachten Verunreinigungen enthalten. Diese bringen Seigerungserscheinungen mit sich, die chemische Potentialunterschiede auf mikroskopischer Ebene bewirken und somit für metallographische Ätzmittel angreifbar werden. Bei weiteren Schmelzen wurde ein etwas erhöhter Phosphor-, bzw. Schwefelgehalt eingestellt. In 6 Versuchsserien entstanden somit Tauchproben aus der C-Stahlgüte Fe360 mit leichten Adaptionen des S- und P-Gehaltes,

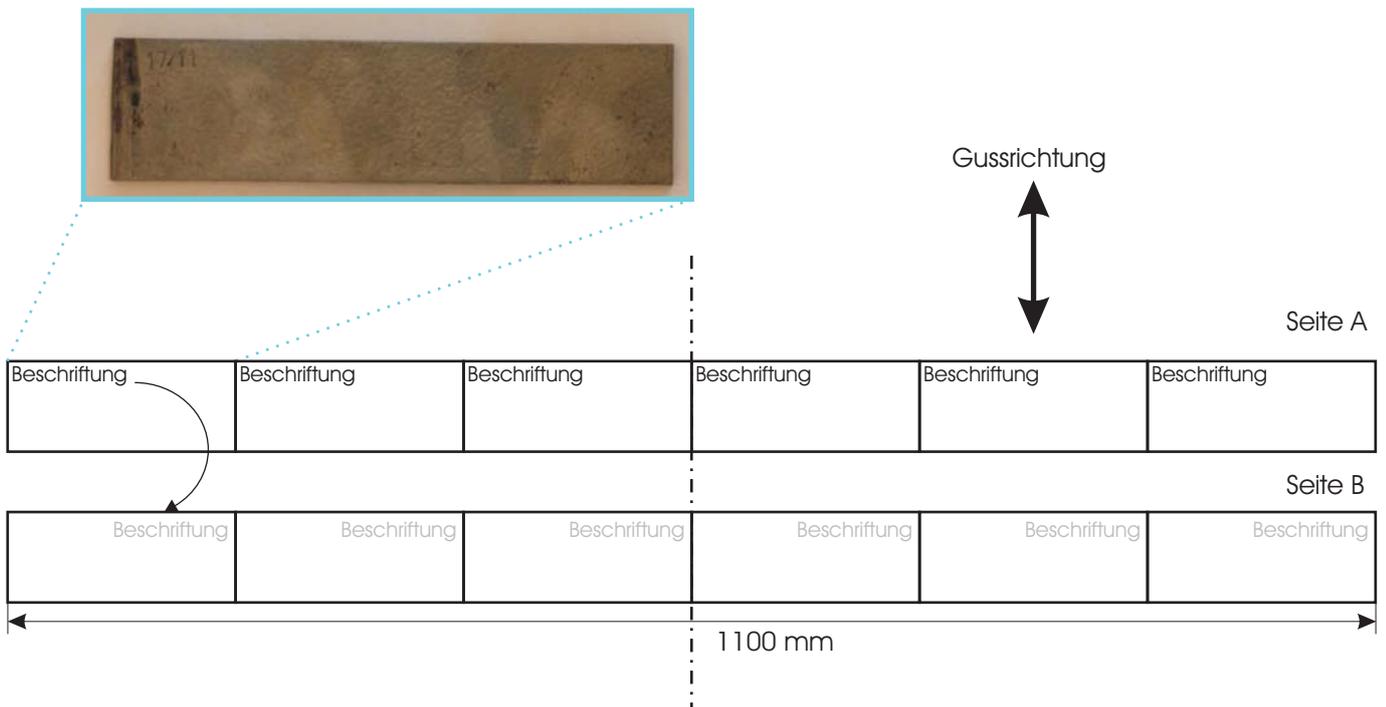


Abbildung 3-14.: Zerteilung des Probenmaterials zur Rissinspektion in 183×40 [mm] große Stücke. Seite A mit der Probenbezeichnung, bzw. die gewendete Seite B.

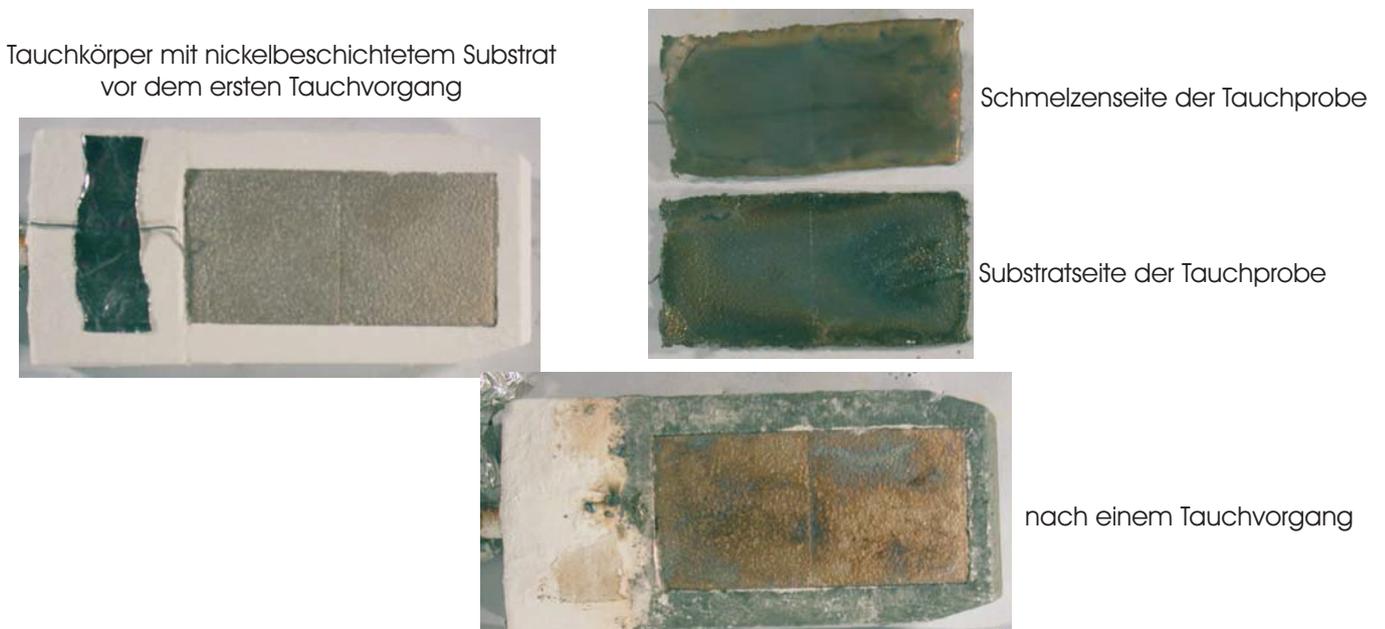


Abbildung 3-15.: Frisch montierter Tauchkörper vor dem ersten Tauchversuch, nach dem Tauchversuch und beidseitige Abbildung der zugehörigen Erstarrungsprobe

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
Fe360										
Schmelze01	0,069	0,194	0,901	0,010	0,016	0,037	-	0,030	0,062	-
Schmelze02	0,067	0,194	0,829	0,011	0,017	0,037	-	0,032	0,070	-
Schmelze03	0,072	0,206	0,881	0,009	0,015	0,036	-	0,029	0,067	0,009
Schmelze23	0,052	0,204	0,520	0,006	0,016	0,050	0,016	0,038	0,045	0,003
Fe360+S										
Schmelze05	0,033	0,161	0,366	0,004	0,052	0,033	-	0,009	0,017	-
Fe360+P										
Schmelze07	0,079	0,200	0,533	0,042	0,013	0,160	0,005	0,034	0,047	-
Schmelze10	0,067	0,227	0,581	0,042	0,010	0,025	-	0,015	0,025	-
A304										
Schmelze11	0,058	0,580	1,135	0,003	0,005	17,180	0,320	8,880	-	0,006

Tabelle 3.I.: gemittelte Schmelzanalysen der einzelnen Versuchsserien

sowie in einer Versuchsserie Proben der rostbeständigen Güte A304. In Abbildung 3-15 ist ein Beispiel eines Substrates mit der dazugehörigen Erstarrungsprobe (Schmelz- und Substratseite) gegeben. Tabelle 3.I enthält die Analysenmittelwerte aus Schmelzproben vor bzw. nach der Durchführung dieser Versuchsserien.

3.6.2. Gießbedingungen - Versuchsparmeter

Die Gießversuche an der Pilotanlage in Terni fanden bei Gießgeschwindigkeiten von 40 bis 50 [$\frac{m}{min}$] statt. Die erzeugten Banddicken bewegten sich zwischen 2,3 und 3 [mm]. Die Gießwalzen waren kugelgestrahlt und mit einer Hartchromschicht überzogen. Eine restlose Reinigung von Oxidablagerungen und anderen Oberflächenverunreinigungen fand zwischen den Versuchsgüssen nicht statt. Die Schmelzentemperatur im Verteiler war über die Gießdauer in etwa konstant und zeigte eine Überhitzung von etwa 60 [°C]. Das Inertgas bestand zum Zeitpunkt der Probenahme bei Guss 416 aus reinem Stickstoff, bei anderen Güssen waren bis zu 70 % an Argon beigemischt.

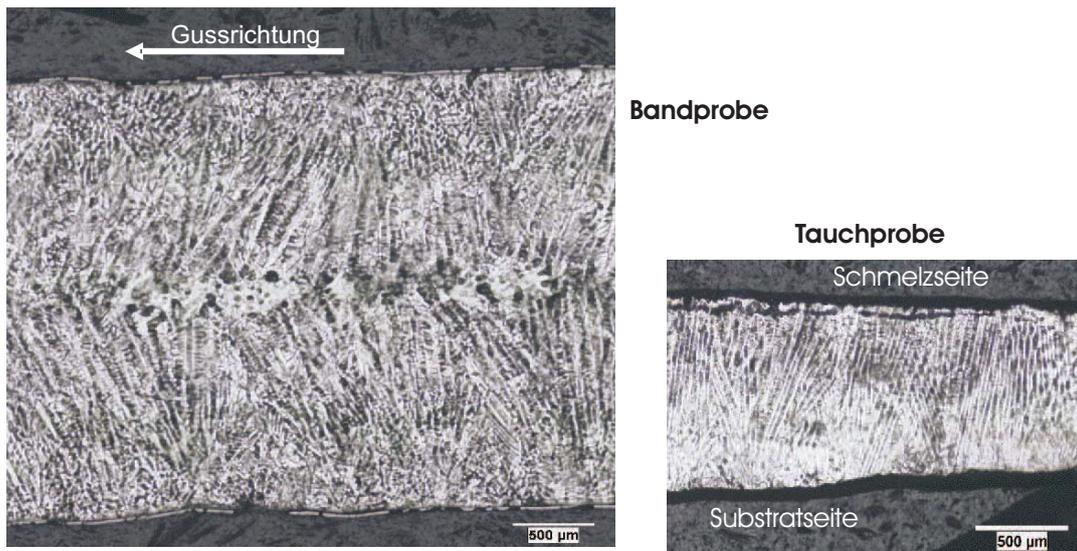


Abbildung 3-16.: Primärstrukturätzungen (Pikrinsäure, 60 [°C], 10 [min]) von Querschliffen einer Band- und einer Tauchprobe der Stahlmarke Fe360.

Alle untersuchten Proben befanden sich im *as cast*-Zustand, d. h. es wurde keine Warmverformung aufgebracht, um ausschließlich der Erstarrung zugehörige Risse in unveränderter Form vorzufinden.

Die Tauchproben wurden jeweils mit einer Tauchgeschwindigkeit von $0,75 \left[\frac{m}{s} \right]$ erzeugt. Eine Überhitzung von 60 [°C] zum Zeitpunkt der Tauchversuche wurde angestrebt. Ablaufbedingt ergeben sich hier leichte Schwankungen. Die Substrate waren kugelgestrahlt, aus Elbrodur gefertigt und teilweise auch mit Nickel beschichtet. Das Inertgas bestand bei den C-Stahlversuchen zu 100 % aus Argon. Bei den Tauchversuchen mit rostbeständiger A304 Qualität war das Inertgas reiner Stickstoff.

3.6.3. Erstarrungsstruktur

Die Ausbildung der Erstarrungsstruktur von gegossenem Dünnband wurden bereits in Kapitel 1.3.1 eingehend diskutiert. Abbildung 3-16 stellt die Erstarrungsstrukturen von Band- und Erstarrungsprobe an kugelgestrahlten Oberflächen gegenüber. Die obere Seite der Tauchprobe (rechts) ist die zur Schmelze gerichtete Seite. Der zugehörige Erstarrungsfortschritt im

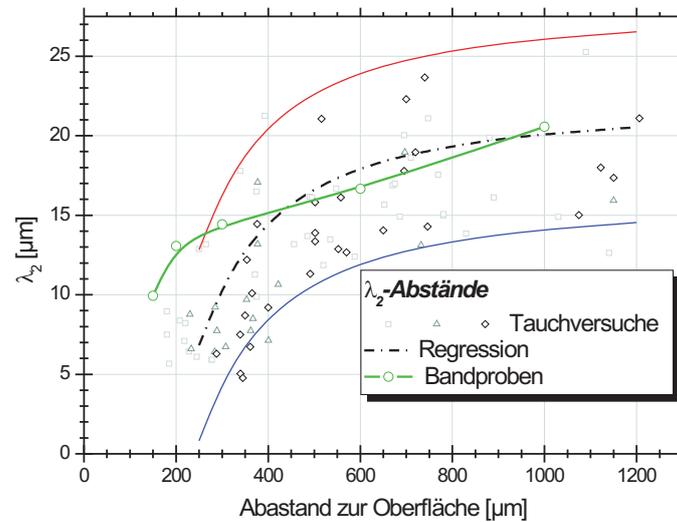


Abbildung 3-17.: Sekundärdendritenarmabstände aus Abb. 3-16 im Vergleich.

Dünnbandgießprozess entspricht der Fügezone der beiden Bandschalen. Die untere Seite der metallographischen Bilder ist die Kontaktfläche mit der Kokille, bzw. dem Substrat. Bei Band- und Tauchprobe ist größtenteils ausgeprägte, gerichtet dendritische Erstarrung zu erkennen, die von einem kleinen Bereich an der Oberfläche ausgeht und sich nach hinten erweitert. Am Beginn dieser Dendritenbüscheln, deren Wurzeln dem Erstarrungsbeginn an den Rauigkeitsspitzen entspricht, ist die Struktur mit Primär- und Sekundärarmen nicht ausgeprägt erkennbar. Es kann angenommen werden, dass auch in diesen Bereichen dendritische Erstarrung vorliegt, die jedoch durch anfänglich hohe Kühlraten äußerst fein ausgebildet und dadurch metallographisch schwer darstellbar ist. Die Betrachtung der Erstarrung unter Dünnbandgießbedingungen zeigt, dass es sich bei den herrschenden Kühlraten auch in diesen Bereichen jedoch noch nicht um planare Erstarrungsbildung handeln kann (Abb. A-11).

In Abb. 3-17 sind gemessene Sekundärdendritenarmabstände von metallographischen Aufnahmen von Band- und Tauchproben aus Abb. 3-16 eingetragen. Bei den Tauchproben konnten aus eben diskutierten Gründen in oberflächennahen Bereichen keine λ_2 -Abstände gemessen werden. Der gezeigte Verlauf ist von den lokalen, sich stark ändernden Erstarrungsbedingungen geprägt. Die Bandproben weisen bei geringem Oberflächenabstand etwas größere λ_2 -Werte auf.

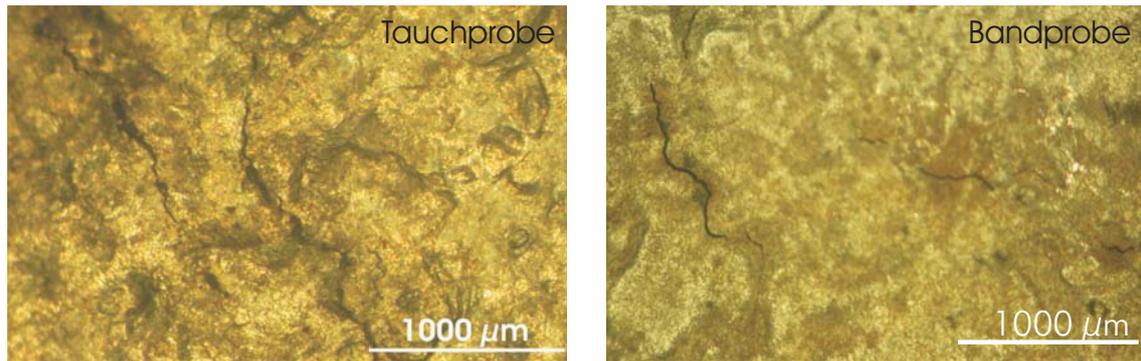


Abbildung 3-18.: Stereomikroskopische Aufnahmen von Rissen an Tauchproben und gegossenem Bandmaterial

Diese können durch Messpunkte erklärt werden, die aus Bereichen mäßigen Kontaktes zur Kokille stammen, und in Kombination mit einem allgemein höherem Gehalt an mit dem Schrott eingeschleppten Verunreinigungen zu dieser Sekundärarmausbildung führen. Darüber hinaus ist in diesen Bereichen durch die mäßige Ätzung schwer zwischen Messwerten zu unterscheiden, die aus dem Inneren von Primärkörnern stammen und von Messungen an den Primärkorn Grenzen, die immer etwas größere Werte annehmen.

Die λ_2 -Abstände der Bandprobe entsprechen einer Geradengleichung der linearen Regression von $\lambda_2 = 11,20 + 0,009 \cdot d_{Oberfl.}$.

Die Primärdendritenarmabstände der Tauchversuche können sehr gut in linearen Gleichungen abgebildet werden und entsprechen am Besten folgender Form:

$$\lambda_1 = 13,50 + 0,024 d_{Oberfl.} \quad (3-8)$$

$d_{Oberfl.}$ ist wiederum in [μm] einzusetzen.

3.6.4. Rissbeurteilung

3.6.4.1. Qualitativ

Abbildung 3-18 bietet eine Gegenüberstellung von offenen Rissen an einer Tauch- und einer Bandprobe. Die Bilder gleichen sich in Verlauf, Lage und Abmessungen. Die Risse befinden

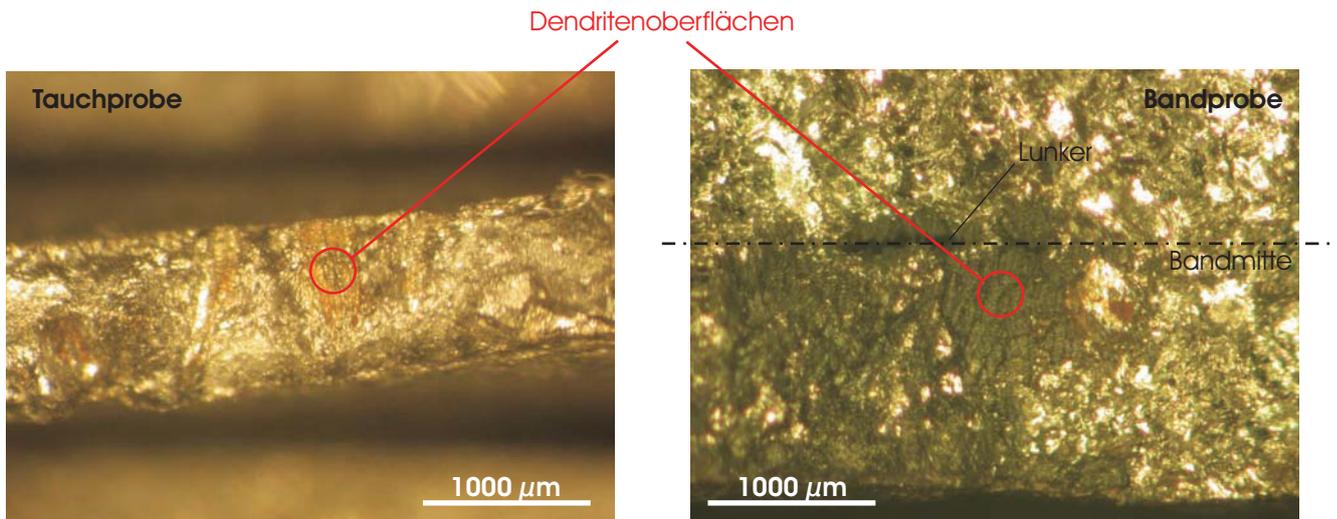


Abbildung 3-19.: Spröd gebrochene Rissproben einer Tauchprobe links und einer Bandprobe rechts.

sich jeweils in Einziehungen der Oberfläche. Um präzisere Eindrücke von den beiden Risse zu erlangen, wurden die entsprechenden Proben mit flüssigem Stickstoff gekühlt und anschließend entlang des Risses spröde gebrochen. In Abbildung 3-19 ist der Vergleich je einer Bruchprobe aus einem Tauch- und einer Bandprobe dargestellt. Die Tauchprobe weist ein vergleichbares Bruchbild mit dem Riss der Bandprobe auf. Die Bruchfläche zeigt oberflächennah ebenso glatte Bruchflächen. Ab einer gewissen Tiefe sind Sekundärdendritenarme zu sehen, welche im Fall der Bandprobe in einer Mittenporosität enden. Die in Kapitel 2.2 beschriebenen Beobachtungen werden somit auch für die Tauchproben bestätigt. Im Bereich der Mittenporosität lassen sich die Dendritenspitzen optisch auflösen. An Stellen verminderten Kontaktes zur Kokillenoberfläche wirkt das damit verbundene verzögerte Wachstum bis zum Ende der Erstarrung. Beim Kokillenaustritt erstarrt und schrumpft das mitgelieferte teilerstarrte Material wodurch Lunker entsteht. Insgesamt ist die Banddicke im Bereich des Risses deutlich geringer.

3.6.4.2. Quantitativ

- *gegossenes Band:*

In Abb. 3-20 sind die Häufigkeiten der in Klassen eingeteilten Risslängen aufgetragen. Die Verteilung entspricht einer logarithmischen Normalverteilung mit dem Maximalwert

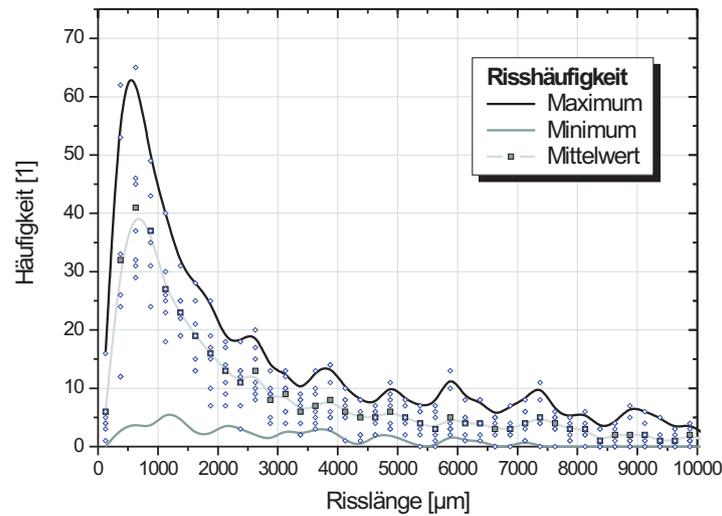


Abbildung 3-20.: Zusammenstellung der Risshäufigkeiten der untersuchten Fe360-Bandproben.

bei ca. 750 $[\mu m]$ Risslänge. Die Darstellungen der Einzelrisshäufigkeiten der einzelnen Bandproben sind in [67] nach den Probenbezeichnungen aufgeschlüsselt wiedergegeben.

Die Unterteilung der Bandbreite in 12 Abschnitte dient der Beschreibung der Rissverteilung. In den jeweiligen Klassen sind Summen der Einzelrisse und die absolute Häufigkeit gebildet. Die Auswertung dieser Abschnitte zeigt in allen Fällen eine charakteristische Tendenz der Rissverteilung über die Bandbreite. Die Tendenz wird noch deutlicher, wenn anstelle der Einzelproben durchschnittliche Werte aller Probenauswertungen betrachtet werden. Bei der Auftragung der Risslängen eines Abschnittes, oder der Anzahl der Risse eines Abschnittes über die Bandbreite, zeigt die Darstellung auf beiden Seiten neben der Bandmitte ein Maximum. An den beiden Bandrändern besitzt die Risshäufigkeit deren Minimalwerte (Abb. 3-21 a). Eine Erklärung hierfür könnte die gute Korrelation der Stellen vermehrtem Rissaufkommens mit durch eine Thermovisionskamera aufgezeichneten Streifen tieferer Oberflächentemperaturen nach dem Austritt des Bandes aus der Kokille geben. Abbildung 3-21 b zeigt beispielhaft die Aufzeichnungen des Gusses 416 mit Fe360 in Terni. Diese Daten belegen, dass die Bandoberflächentemperatur direkt nach dem Kokillenaustritt, wo diese Temperaturmessung angeordnet ist um ca. 100 $[^{\circ}C]$ schwanken

können und die kälteren Bereiche sehr gut mit den Streifen höherer Risshäufigkeit übereinstimmen. Diese Inhomogenitäten wurden nach Gesprächen mit dem Industriepartner vor allem mit dem Strömungsbild in der Kokille in Verbindung gebracht. Diese Annahmen deuten darauf hin, dass bei der makroskopischen Änderung der Einflussfaktoren der Mikrorissbildung bzw. Gießparameter große lokale Unterschiede in der Rissausbildung erkennbar sind.

Die Rissorientierung der Risse zeigt keine eindeutig bevorzugte Winkellage (Abbildung 3-22). Dies trifft vor allem auf kürzere Risse zu, die keiner bevorzugten Orientierung zuordenbar sind. Längere Risse besitzen eine gewisse Häufung im Bereich um 45° . Risssummen aus eindeutig in einer Linie fortlaufend ausgerichteten Rissen, neigen eher zur Längsorientierung.

- **Erstarrungsprobe:**

Die Untersuchungsmethodik ist gleich jener für die Untersuchung des gegossenen Dünnbandes. Die Erstarrungsproben wurden nach gleichbleibender Beizbehandlung auf offene Risse an der substratzugewandten Oberfläche untersucht.

Die Risslängenverteilung aller betrachteten Proben stimmt wiederum mit einer logarithmischen Normalverteilung gut überein. Die statistische Auswertung wird in dieser Arbeit am Beispiel der gesammelten Daten der Versuche der Stahlanalyse Fe360+P aus Schmelze 007 präsentiert. Darstellungen einzelner Auswertung für diese und alle weiteren aufgelisteten Tauchversuche sind in [67] enthalten. Abbildung 3-23 dokumentiert die Häufigkeitsverteilung der dedektierten Risse der Tauchproben aus Schmelze 007. Die Abbildung bestätigt das Maxima der Häufigkeit bei Risslängen von ca. 500 bis 750 [μm], wie dies auch an den gegossenen Bandproben der Fall war.

Zur Bestimmung der Rissverteilung auf den Proben wurden diese längs und quer in 10 [mm] breite Streifen unterteilt. Streifenweise wurden statistische Auswertungen über Risshäufigkeiten und Gesamtrisslängen erstellt. Beispielhaft zeigt Abbildung 3-24 die Häufigkeitsverläufe. Der Häufigkeitsverlauf über die Längsrichtung der Tauchproben weist ein tendenzielles Gefälle von der unteren, länger eingetauchten Seite zum oberen, kür-

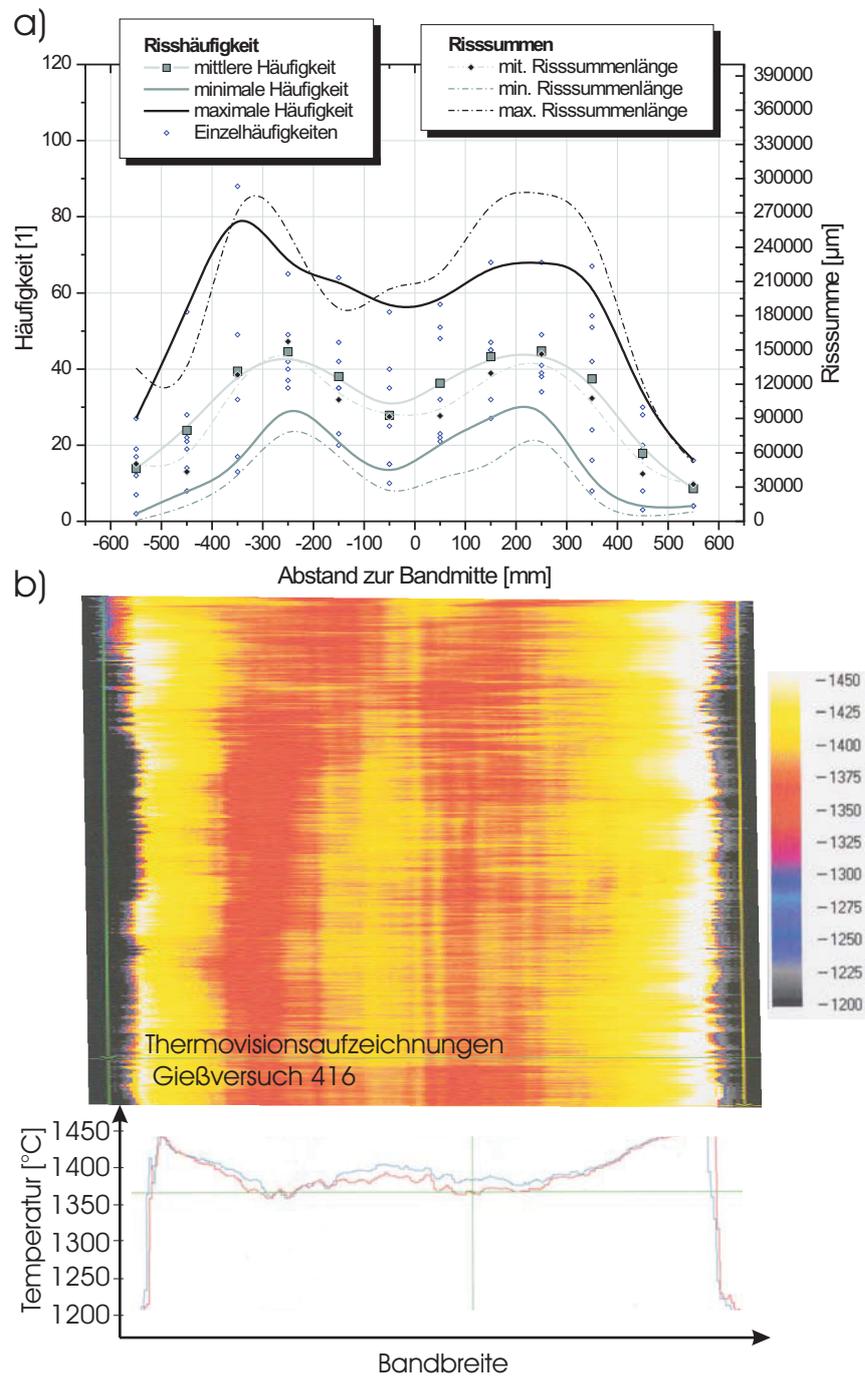


Abbildung 3-21.: a) Verteilung der Risshäufigkeiten und Risssummen für die einzelnen Breitenklassen über der Bandbreite. b) Daten der Thermovisionskamera, welche die Temperaturen der Bandoberfläche nach dem Kokillenaustritt aufnimmt.

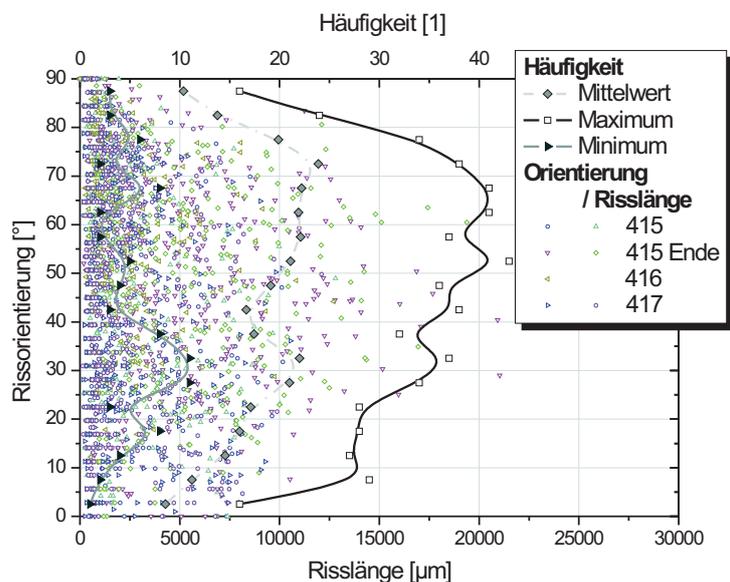


Abbildung 3-22.: Verteilung der Risshäufigkeiten und Risssummen der Breitenklassen über die gesamte Bandbreite

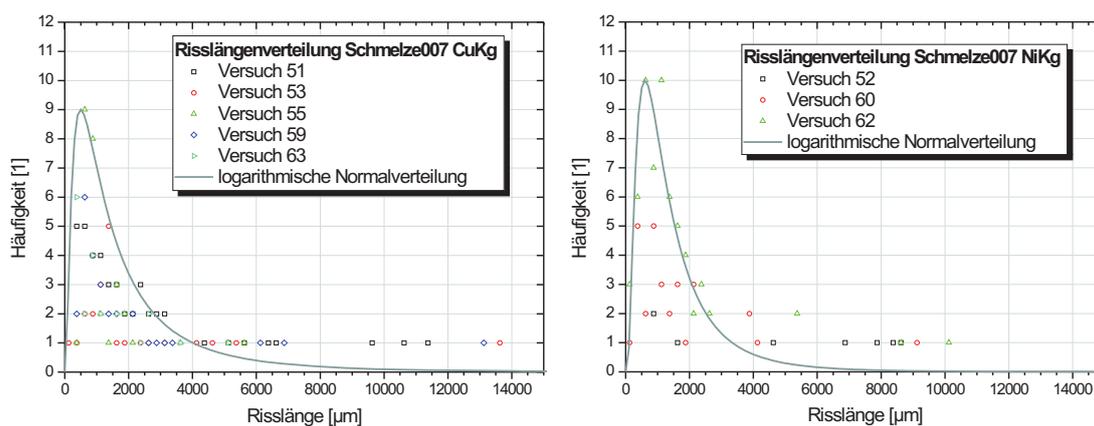


Abbildung 3-23.: Risslängenverteilung der Versuchsserie aus Schmelze 007.

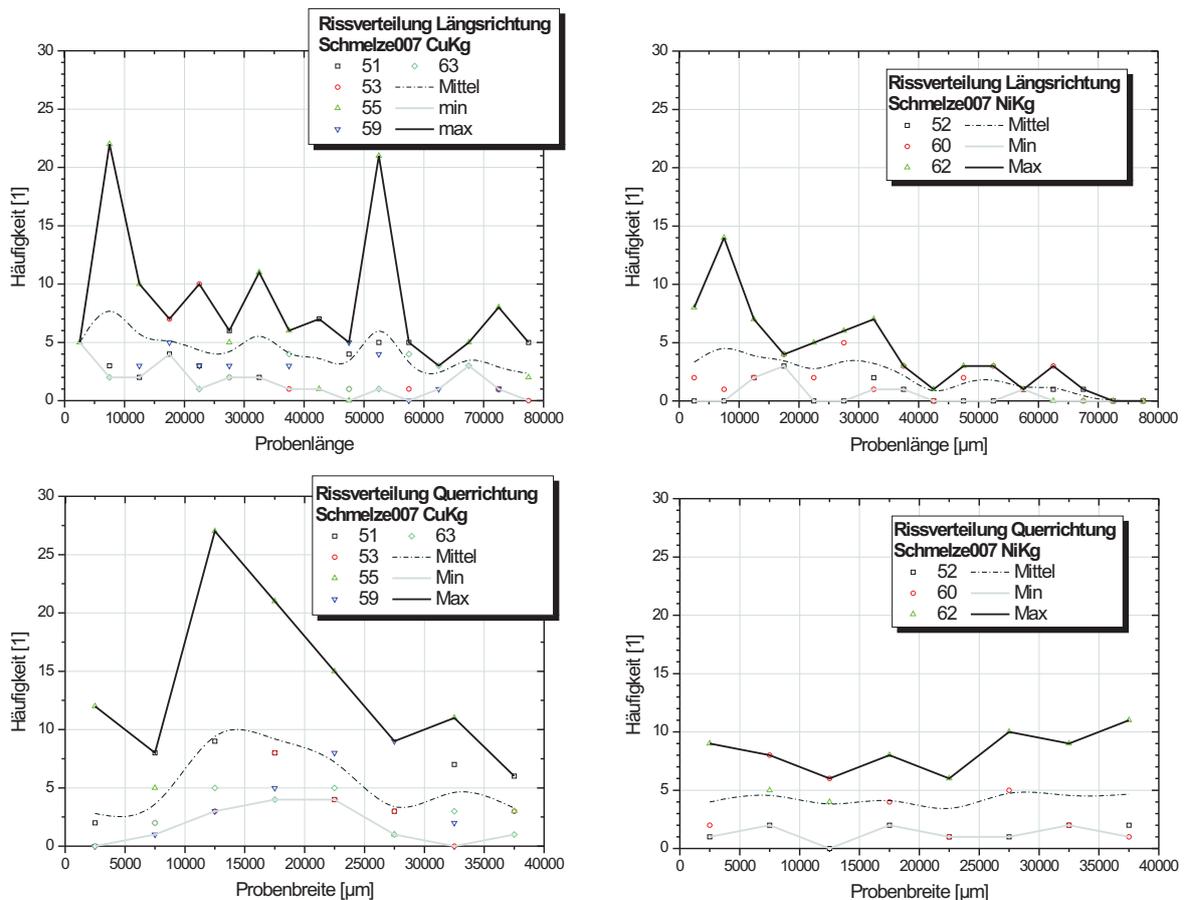


Abbildung 3-24.: Risshäufigkeitsverteilung auf den Erstarrungsproben der Versuchsserie aus Schmelze 007.

zer eingetauchten Bereich auf. Aus diesem Grund werden bei allen weiteren Auswertung, insbesondere der Parametervariation nur die untere Tauchprobenhälften herangezogen, die einer solchen Schwankung nicht unterliegen. Über die Querrichtung lässt sich keine Tendenz feststellen.

Analog zur Bestimmung der Risshäufigkeitsverteilung beinhaltet Abbildung 3-25 die Verteilung der Summenrisslängen.

Die Rissorientierungen der Proben aus der Versuchsserie der Schmelze 007 mit phosphorangereichertem Fe360 C-Stahl ist über den zugehörigen Risslängen in Abbildung 3-26 dargestellt. Die eingetragenen Linien entsprechen der statistischen Häufigkeitsauswertung der Rissorientierungen nach Klassen mit einer Klassenbreite von 10° .

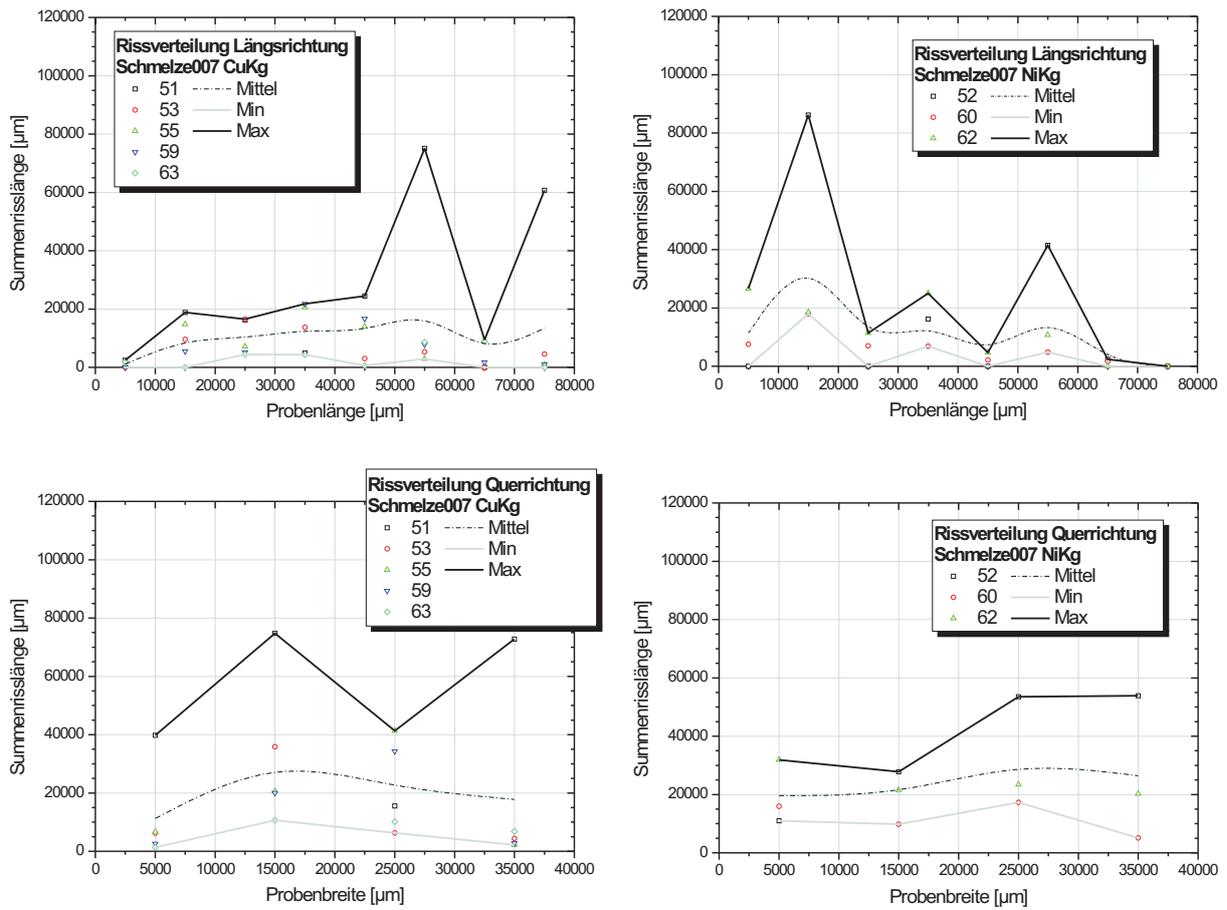


Abbildung 3-25.: Risslängenverteilung auf den Erstarrungsproben der Versuchsserie aus Schmelze 007.

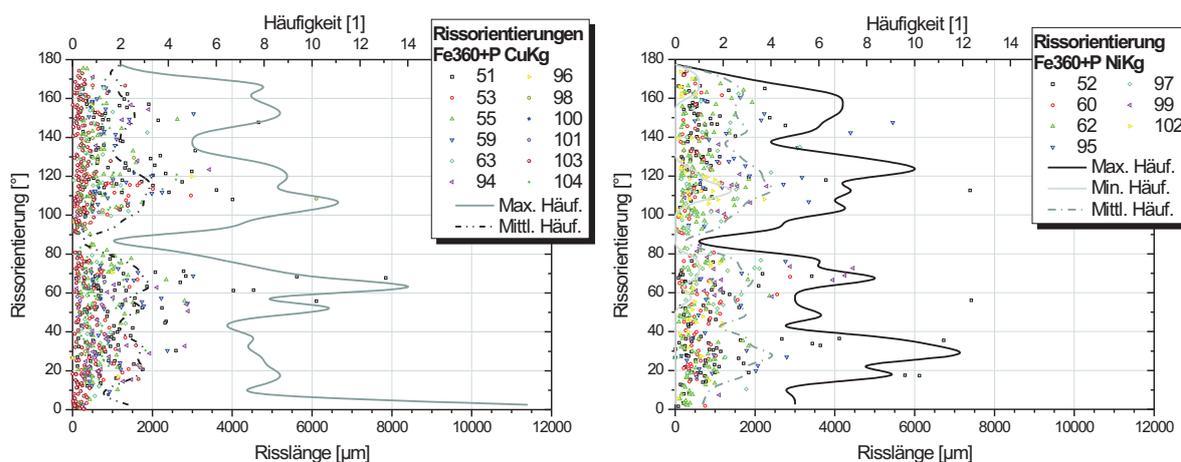


Abbildung 3-26.: Rissorientierungen der Tauchversuche aus Schmelze 007 und 010.

Im Zuge dieser Auswertung ist aufgefallen, dass die Proben der ersten und letzten der sechs Tauchversuche besonders stark mit Rissen behaftet sind. Die Proben der Tauchvorgänge 2 bis 5 weisen vergleichsweise wenige Risse auf. Die Substratoberflächen wurden vor jeder Versuchsserie von Oxiden und Ablagerungen durch eine Beizbehandlung gereinigt. Weiters wurden sie danach in eine neue feuerbeständige Ummantelung eingebettet und der Tauchkörper mit Ausnahme des Substrats abschließend mit einem Bornitrid-Coating versehen. Die Substrate sind während der Montagephase abgedeckt, jedoch könnte abgeschwemmtes BN-Pulver die Benetzung der Substrate beim ersten Tauchversuch beeinflussen. Auch fehlende Oxide an der Substratoberfläche, die erst im Zuge der weiteren Tauchvorgänge abgelagert werden, könnten für schlechtere Bedingungen verantwortlich sein. Der Wiederanstieg der Rissanzahl am Schluss der Versuchsserien könnte ebenfalls mit den Oxidablagerungen zusammenhängen. Mit zunehmender Schichtdicke des vorrangig MnO-haltigen Oxides könnte die Benetzung des Substrates mit Schmelze verändert werden.

3.6.4.3. Vergleich zwischen gegossenem Band und Tauchproben

Zur besseren Vergleichbarkeit zwischen den verschiedenen Probenformaten von Tauch- und Bandproben wurde nach einer eindeutigen Kennzahl gesucht. Diese wurde mit dem Rissindex, als Risslänge je Probenfläche, definiert:

$$I_R = \frac{\text{Gesamtrisslänge}}{\text{Probenfläche}} = \frac{l_{ges}}{A_{Probe}} \quad (3-9)$$

Für den Vergleich der Erstarrungsproben mit dem bandgegossenem Material wurden aus bereits erläuterten Gründen nur Proben des 2. bis 5. Eintauchvorganges herangezogen. Abbildung 3-27 enthält die Datenpunkte des Gesamtrissindex aller untersuchten Tauchproben zwischen dem 2. und 5. Tauchvorgang. Vergleichend sind der Darstellung die Wertebereiche für das gegossene Band unter stationären Gießbedingungen und des mit größerer Rissanzahl behafteten Gussendes der Stahlmarke Fe360 hinterlegt. Die Tauchversuche mit höherem P-Gehalt liegen im Mittenbereich für die stationären Gießbedingungen an einer Dünnbandgießanlage. Der mit Fe360 bezeichnete Stahl der Tauchversuche liegt im unteren Randbereich der Schwankungsbreite für das bandgegossene Material. Dies kann den Grund haben, dass der Stahl im Laborversuch geringere Mengen an Spurenelementen enthält und somit der mit Phosphor angereicherte Stahl besser vergleichbar ist. Die Punkte des mit Schwefel angereicherten Fe360 weisen anfänglich nur ein geringes Rissaufkommen auf und entwickeln sich sehr rasch zu außergewöhnlich hohem Rissaufkommen. Abgesehen von der Tatsache, dass hinter den Einzelpunkten jeweils nur eine Tauchprobe steht und die Ergebnisse somit nicht durch Versuchswiederholungen abgesichert sind, kann sich der S-Gehalt bei anfänglich schlechten Benetzungsbedingungen positiv (durch viskositätserniedrigende Wirkung) auswirken. Sowohl bandgegossene Proben als auch Tauchproben aus A304 weisen kaum Risse auf.

Zum Vergleich der Orientierungsverteilung der Risse an Band und Tauchproben soll die Darstellung der prozentuellen Häufigkeiten der bereits verwendeten Häufigkeitsklassen dienen (Abbildung 3-28). Die zugrundeliegenden absoluten Häufigkeitswerte entsprechen den Summen der Klassen aller Bandgussproben (schwarze Linie), den Summen der Tauchproben an phosphorangereichertem Fe360 (Schmelze 007 und 010) mit kugelgestrahltem unbeschichtetem

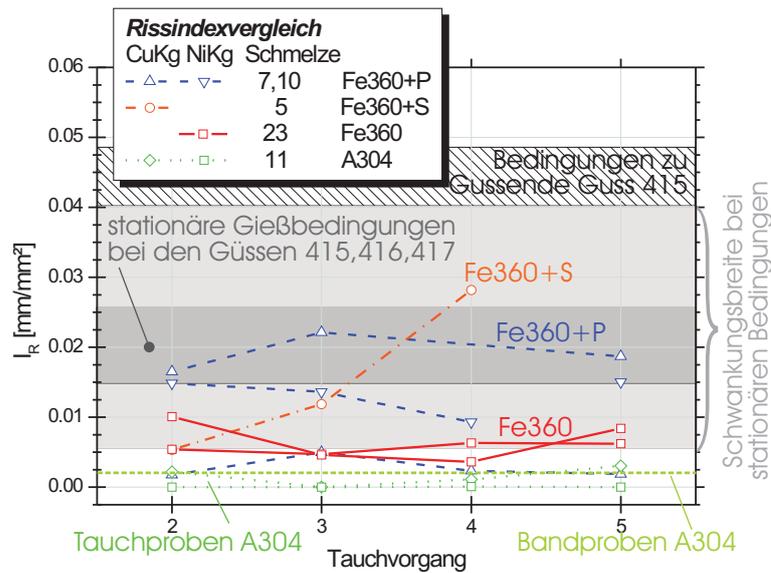


Abbildung 3-27.: Vergleich der Gesamtrissindizes der Band- und Tauchproben.

Kupfersubstrat (graue Linie), sowie den Tauchproben gleicher Versuchsserien mit nickelbeschichtetem Kupfersubstrat (hellgraue Linie). Die Winkel aller Risse (auch an Tauchproben) wurden zu Absolutwinkeln von 0 bis 90° zusammengezogen. Die Orientierungsverteilungen aller eingetragener Gruppen zeigen Häufungen beidseitig der 45°-Richtung abweichend von der Tauchrichtung und besitzen übereinstimmende Größenordnungen.

Die Validierung des Tauchversuches durch die Gegenüberstellung von Auswertungsergebnissen von bandgegossenem Material und Proben des Tauchversuches kann mit mehreren Erkenntnissen positiv abgeschlossen werden.

Im Tauchversuch sind mit vergleichbare Material vergleichbare Rissphänomene beobachtet worden: Es liegt ein identisches Bruchbild der Rissflanken vor, welches auf den selben Entstehungsmechanismus schließen lässt. Die quantitative Beurteilung der vergleichbaren Legierungen aus Gieß- und Laborversuch lieferte ebenfalls übereinstimmende Ergebnisse. Darüber hinaus konnten mit dieser Art der Rissbeurteilung Unterschiede in Gießparameter und Legierung quantifiziert werden.

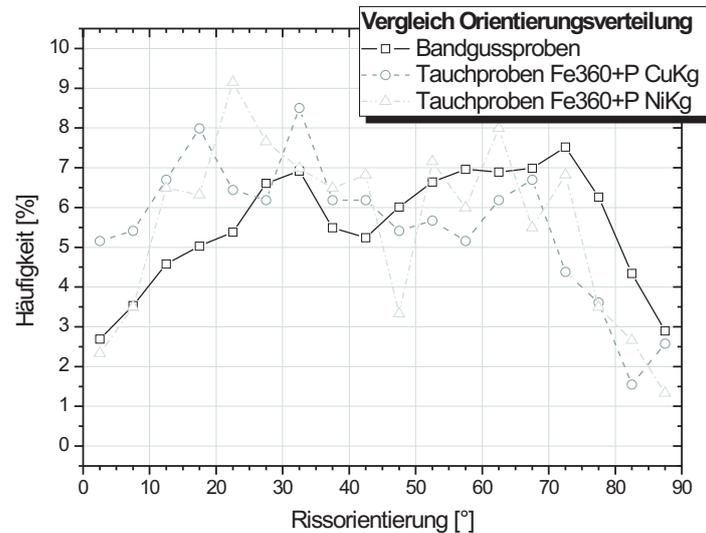


Abbildung 3-28.: Vergleich der Orientierungshäufigkeiten von Rissen an Band- und Tauchproben.

3.7. Parametervariation im Tauchversuch

Nachdem der Tauchversuch nach erfolgter Inbetriebnahme und einer Validierungsphase qualifiziert erscheint, um die Faktoren der Ersterstarrung abbilden zu können, konnte mit dem eingehenden Studium der einzelnen Einflussfaktoren begonnen werden. Die Parametervariation geht jeweils von der Referenz der Tauchversuche mit dünnbandgussähnlichen Versuchseinstellungen aus den Versuchsserien der Schmelze 23 aus:

Inertgas	Argon
Tauchgeschwindigkeit	0,75 [$\frac{m}{s}$]
Substratmaterial	Elbrodur
Substratbeschichtung	Nickel (Dicke ca. 2 [mm])
Oberflächenbehandlung	kugelgestrahlt
Schmelzzusammensetzung	Fe360
Überhitzung	60 [K]

Bezeichnung	Proben.-Nr.	C	Si	Mn	P	S	Al
Fe360	23-P1	0,0692	0,1970	0,5110	0,0059	0,0155	0,0035
	23-P2	0,0346	0,2100	0,5290	0,0061	0,0161	0,0034
	mittel	0,0519	0,2035	0,5200	0,0060	0,0158	0,0035

Tabelle 3.II.: Analyse der Referenzserie (Schmelze 23).

Die Zusammensetzung der Legierung entspricht in den Hauptkomponenten dem Stahl der Marke Fe360, von der Probenmaterial aus Güssen an der Pilotanlage zur Verfügung stand (Tab. 3.II).

Von diesen Versuchsparametern wurde in der anschließenden Darstellung der Variation jeweils nur ein Parameter pro Versuchsserie verändert, um konkrete Aussagekraft zu jedem einzelnen Einflussparameter erlangen zu können.

3.7.1. Schmelzzusammensetzung

3.7.1.1. C-Gehalt

Die Variation wurde durch das Aufschmelzen des vorlegierten Einsatzmaterials und dem Zusatz der entsprechenden C-Menge in Form von Graphit erzielt. Auffällig war im Zuge der Versuchstätigkeiten, dass vor allem die C-Lage der peritektischen Legierung mit 0,10 % C sehr schwer zu treffen war, da es hier trotz der Inertgasatmosphäre zu großem C-Abbrand kam. Der Mittelwert der Proben liegt somit unter den angestrebten 0,1 % C, bei Berücksichtigung der restlichen Legierungsgehalte kommt es jedoch trotzdem zur peritektischen Umwandlung. Tabelle 3.III enthält die Mittelwerte, sowie die Analysen der Anfangs- und Endproben der neben Schmelze 23 als Referenz verwendeten Versuchsserien.

Abbildung 3-29 enthält die gefundene Risshäufigkeit, ausgedrückt durch den Rissindex. Es ist deutlich zu erkennen, dass im Bereich der peritektischen Erstarrung das geringste Rissaufkommen festzustellen war. Bei weiter zunehmendem C-Gehalt steigt die Risshäufigkeit ebenfalls an. Im rechten Teilbild ist die Häufigkeitsverteilung der Risslängen für die einzelnen C-

Bezeichnung	Proben.-Nr.	C	Si	Mn	P	S	Al
0,10%C	17-P1	0,1480	0,0788	0,9070	0,0095	0,0141	0,0035
	17-P2	0,0776	0,0810	0,9020	0,0090	0,0132	0,0038
	17-mittel	0,1128	0,0799	0,9045	0,0093	0,0137	0,0037
	20-P1	0,1290	0,0837	0,8250	0,0098	0,0134	0,0036
	20-P2	0,0516	0,1030	0,7910	0,0097	0,0133	0,0034
	20-mittel	0,0903	0,0934	0,8080	0,0097	0,0134	0,0035
0,30%C	21-P1	0,3060	0,0906	0,8820	0,0102	0,0150	0,0035
	21-P2	0,2570	0,0906	0,8820	0,0097	0,0135	0,0035
	21-mittel	0,2815	0,0906	0,8820	0,0100	0,0143	0,0035
0,70%C	22-P1	0,7580	0,0864	0,8810	0,0101	0,0160	0,0034
	22-P2	0,6430	0,0864	0,8810	0,0100	0,0144	0,0034
	22-mittel	0,7005	0,0864	0,8810	0,0100	0,0152	0,0034

Tabelle 3.III.: Analysen der Anfangs- und Endproben, bzw. deren Mittelwerte, der verwendeten Schmelzen der C-Variation.

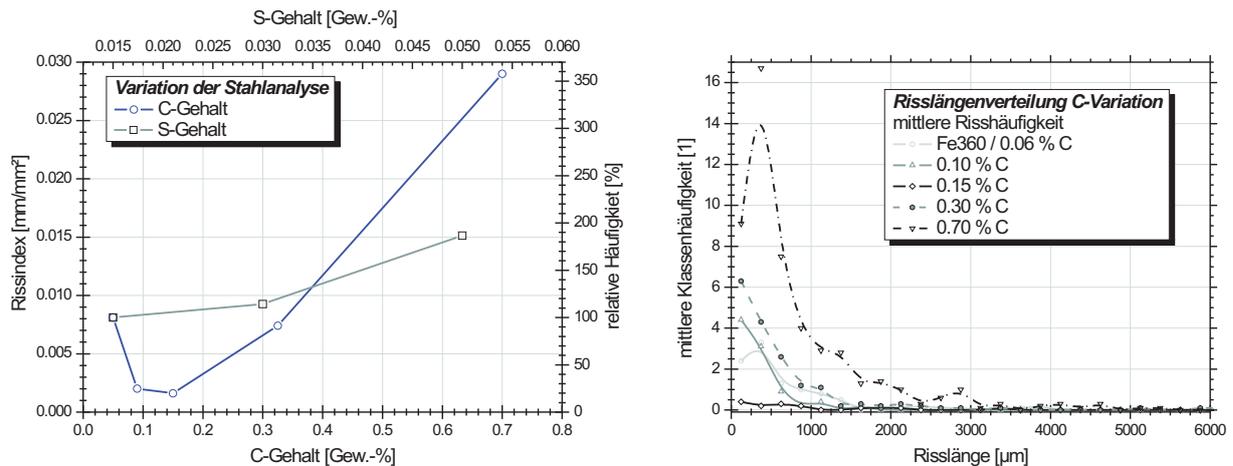


Abbildung 3-29.: Rissindex über dem C-Gehalt der Schmelze und die Risslängenverteilung als Mittelwert der Rissanzahl der jeweiligen Risslängenklasse.

Lagen dargestellt. Typische Risslängen liegen bei den log-normal verteilten Werten zwischen 500 und 1000 [μm].

Bei 3 Kurven stellt jedoch die erste Klasse (0 bis 250 [μm]) das Maximum dar, weshalb das ausgeprägt Maximum in anderer Weise erscheint. Geringere Klassenbreiten würden hier dazu beitragen, dass das Bild der log-Normalverteilung besser wiedergegeben wird.

Die Rissorientierungen ergeben eine breite Verteilung der Risshäufigkeiten über den gesamten Winkelverlauf (Abb. 3-30), ausgenommen von den Lagen in Gussrichtung (0° bzw. 180°), die dem Minimum entsprechen.

3.7.1.2. S-Gehalt

Der S-Gehalt wurde durch das Zulegieren von Pyrit (FeS) eingestellt. Er bewirkt vor allem (durch seine stark seigernde Wirkung) die Ausscheidung von MnS, eine Absenkung der Solidustemperatur und somit eine Verbreiterung des Erstarrungsintervalles.

Abbildung 3-31 zeigt die Darstellung des $Fe - Fe_3C$ Zustandschaubildes unter Berücksichtigung eines Legierungsgehaltes, wie es jenem in Tabelle 3.III entspricht mit zusätzlich 500 [ppm] S, und einem Sauerstoffgehalt von ca. 100 [ppm]. Dies bewirkt die Ausscheidung von

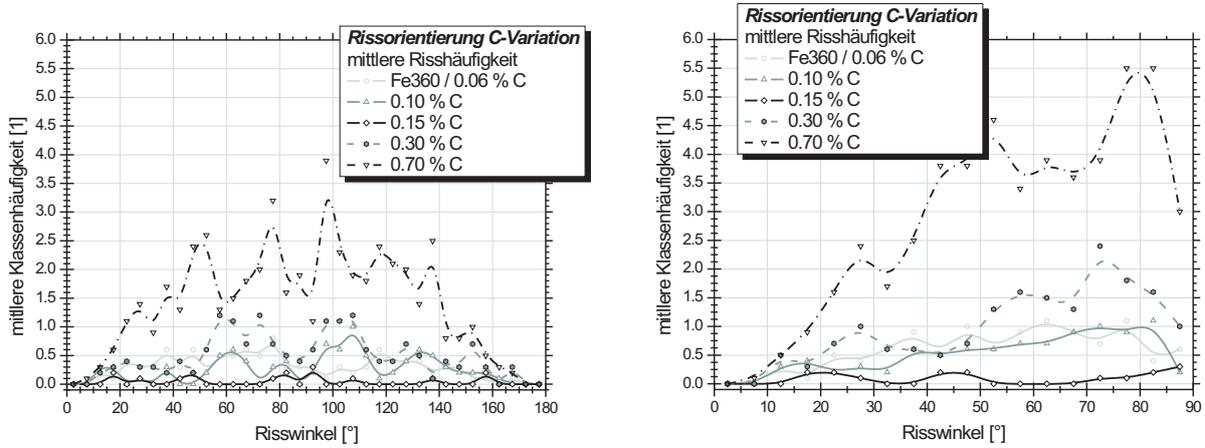


Abbildung 3-30.: Orientierungsverteilung als Mittelwert der Rissanzahl der jeweiligen Klassen der Risswinkel. Im rechten Teilbild sind alle Winkel größer 90° auf Winkel zwischen 0 und 90° gespiegelt.

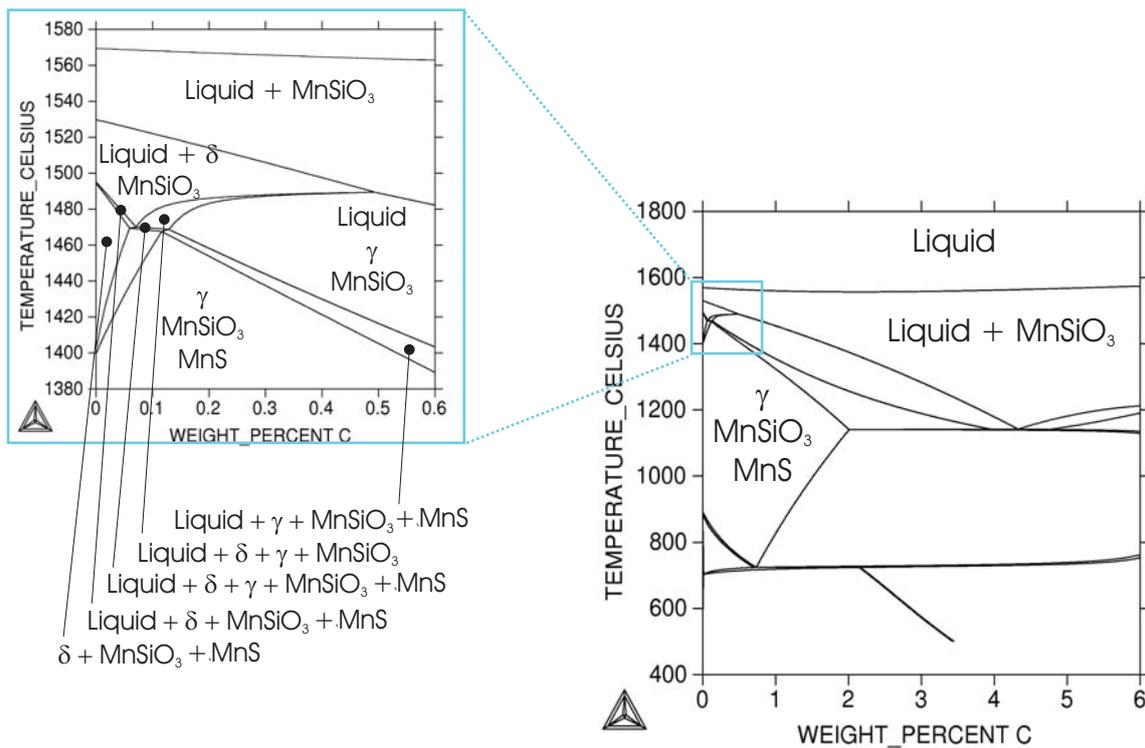


Abbildung 3-31.: Mit Thermo-Calc berechnetes Fe-Fe₃C Zustandsschaubild unter der Berücksichtigung der realen Legierungsgehalte.

Bezeichnung	Proben.-Nr.	C	Si	Mn	P	S	Al
0,015%S	12-P1	0,0679	0,1240	0,5440	0,0041	0,0146	0,0034
0,030%S	12-P2	0,0490	0,1360	0,5230	0,0042	0,0291	0,0034
	12-P3	0,0342	0,1440	0,5180	0,0040	0,0292	0,0033
	mittel	0,0416	0,1400	0,5205	0,0041	0,0292	0,0034
0,050%S	5-P1	0,0391	0,1750	0,3980	0,0046	0,0512	0,0000
	5-P2	0,0297	0,1500	0,3450	0,0043	0,0510	0,0000
	5-mittel	0,0344	0,1625	0,3715	0,0045	0,0511	0,0000

Tabelle 3.IV.: Analysen der Anfangs- und Endproben, bzw. deren Mittelwerte, der Verwendeten Schmelzen der S-Variation.

$MnSiO_3$ -Oxiden in der Schmelze und im Zuge der Erstarrung am Ende des 2-Phasengebietes fest-flüssig folgt die Ausscheidung von MnS . Bei Schmelze 12 wurde nach der ersten Versuchsserie nachlegiert, und ein mittlerer S-Gehalt von ca. 300 [ppm] eingestellt (Tabelle 3.IV).

Die Rissuntersuchungen zeigen, wie in Abb. 3-29 dargestellt, einen starken Anstieg des Rissindex mit steigendem S-Gehalt der Schmelze.

3.7.2. Überhitzung

Bei der Überhitzungsvariation wurden verschiedene Temperaturen der Schmelze eingestellt, wobei der Wert der Messung vor Versuchsbeginn herangezogen wurde. Die Messungen nach dem Versuch ergeben Temperaturen, die ungefähr um 10 [K] unter den Temperaturen vor dem Versuch liegen. Diese Messungen wurden zur Kontrolle jener vor Versuchsbeginn durchgeführt, bei Abweichungen wurden entsprechende Korrekturen durchgeführt. Die Variation umfasst, neben der Überhitzung der Referenzschmelze von 65 [K], angestrebte Überhitzungen von 45, 35 und 80 [K]. Durchschnittliche Überhitzungen der Versuchsserien von 37, 45 und 82 [K] wurden erreicht. Der Rissindex dieser Proben stieg bei zunehmender Überhitzung leicht an.

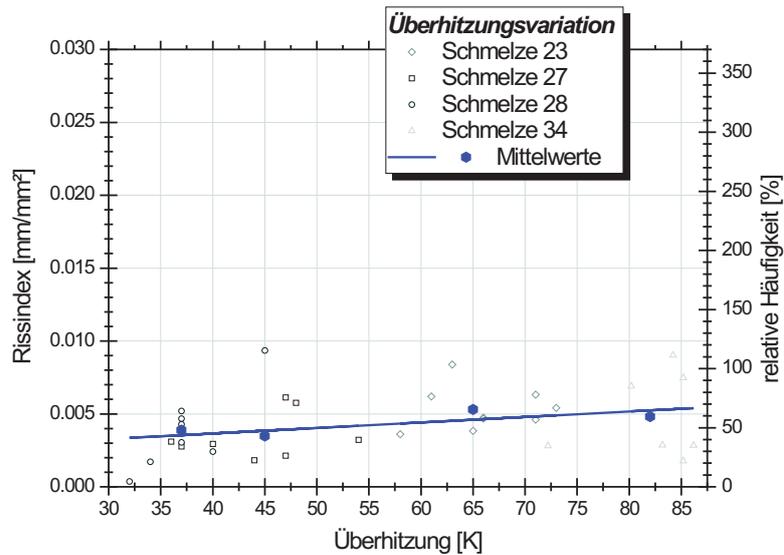


Abbildung 3-32.: Rissindex über der Überhitzung der Schmelze.

3.7.3. Tauchgeschwindigkeit

Die Tauchgeschwindigkeit wurde vom Referenzwert von $0,75 \left[\frac{m}{s} \right]$ bei einzelnen Versuchsserien auf Werte von $0,25$, $0,50$ und $1,00 \left[\frac{m}{s} \right]$ verändert. Verzögerung und Beschleunigung wurden konstant bei $10 \left[\frac{m}{s^2} \right]$ gehalten. Der betrachtete Bereich in der unteren Substrathälfte taucht dabei vollständig mit der vorgegebenen Geschwindigkeit ein. Größere Tauchgeschwindigkeiten bedürfen zusätzlich der Veränderung der Beschleunigungswerte. Bei relativ großen Streubreiten der Einzelergebnisse zeigte sich bei diesen Versuchen ein Anstieg im Mittelwert des Rissindex der Einzelproben (Abb. 3-33).

3.7.4. Inertgasatmosphäre

Bei der Verwendung von Inertgasen mit unterschiedlichem Stickstoff- und Argongehalt erwies sich reines Argon als jenes, das die Mikrorissbildung am meisten begünstigen dürfte. Proben bei denen reiner Stickstoff verwendet wurde weisen den geringsten Rissindex auf. Bei der Verwendung einer Mischung aus gleichen Teilen von Argon und Stickstoff scheinen auch noch hinreichend gute Verhältnisse zu herrschen.

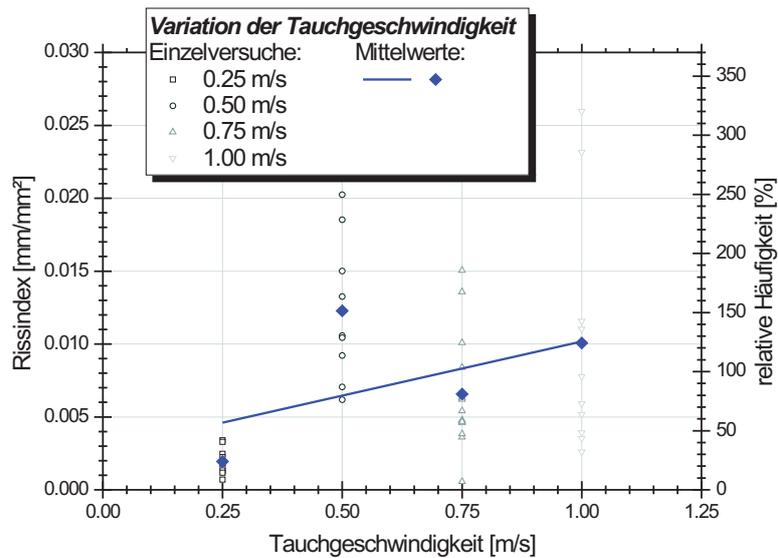


Abbildung 3-33.: Rissindex über der Eintauchgeschwindigkeit der Tauchkörper.

Durch die Beimengung von Wasserstoff zum Inertgas versprechen sich Betreiber einer Dünnbandgießanlage die Reduktion und damit Verhinderung auftretender Oxide [54]. In Tauchversuchen wurde eine Mischung aus Argon und 5% Wasserstoff verwendet. Die Inspektion der Substrate nach einer Versuchsserie zeigt, dass dennoch Oxide auf den Substratoberflächen auftraten, die Menge an abgeschiedenen Oxiden jedoch stark verringert wurde. Auch bei diesem Inertgas zeigte sich im Zuge der Rissauswertung weitaus verbesserte Probenqualität im Vergleich zu reinem Argon (Abb. 3-34).

3.7.5. Substratmaterial

Die Veränderung des Substratmaterials bei Substraten glatter Oberfläche von Elbrodur zur Stahl ging mit einem starken Anstieg der Mikrorissneigung einher. Neben der extrem unterschiedlichen Wärmeleitung und Wärmekapazität dieser Metalle unterscheidet sich auch deren Benetzung für flüssige Stahlschmelzen, wobei hierzu keine eindeutige Aussagen in der Literatur vorliegen. Abbildung 3-35 stellt die Ergebnisse der Rissauswertung dar.

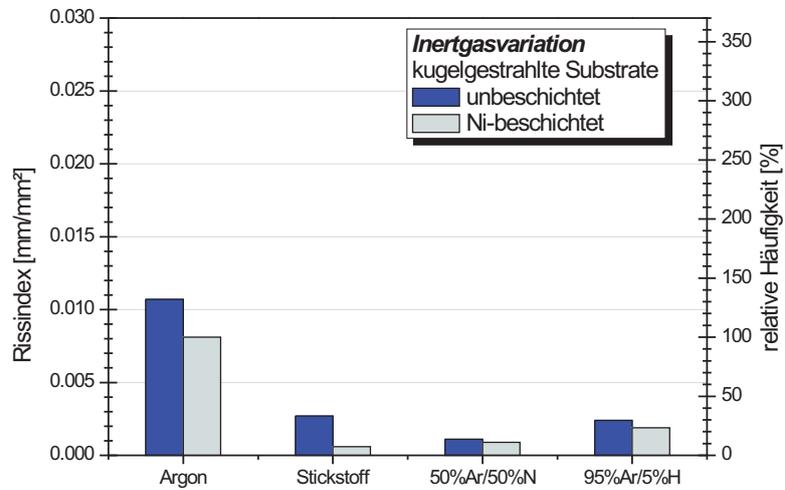


Abbildung 3-34.: Gegenüberstellung des Rissindex der verwendeten Inertgasmischung für kugelgestrahlte, nickelbeschichtete Substrate und unbeschichtete Substrate.

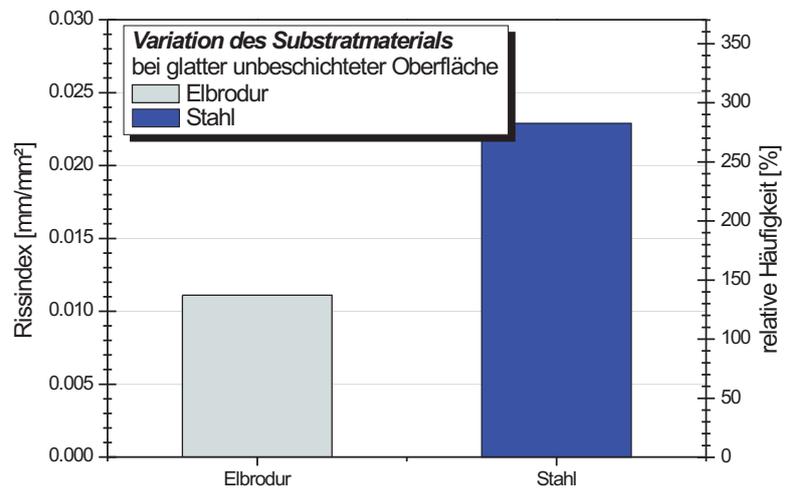


Abbildung 3-35.: Gegenüberstellung der Rissneigung an glatten unbeschichteten Elbrodur- bzw. Stahlsubstraten.

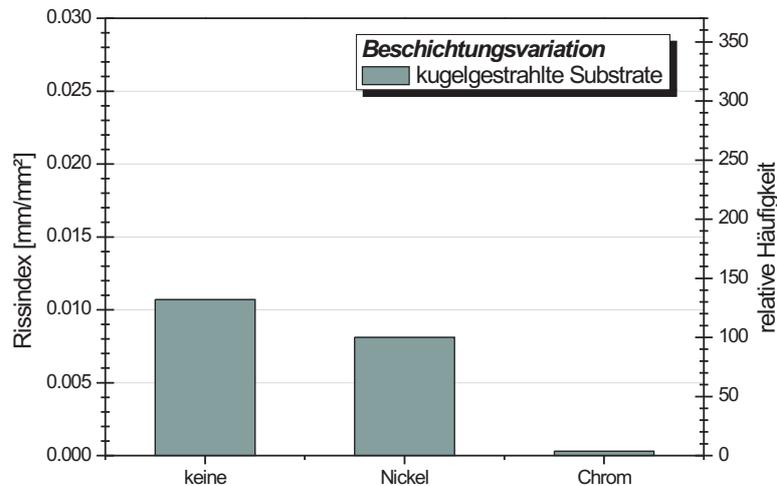


Abbildung 3-36.: Rissindex über der Substratbeschichtung.

3.7.6. Substratbeschichtung

Die Variation der Substratbeschichtung bei kugelgestrahlten Substratoberflächen ergab die ungünstigsten Bedingungen für unbeschichtete, verbesserte Qualität für Nickel beschichtete und den geringsten Mikrorissbefall für Chrom beschichtete Substrate (Abb. 3-36). Die Chromschicht auf den Elbrodursubstraten war in etwa 70 bis 100 $[\mu m]$ dick. Die Nickelschichten waren in etwa 2 $[mm]$ dick. Hierbei wird deutlich, dass bereits dünne Chrombeschichtungen zu einer deutlichen Verbesserung führen. Neben den Unterschieden in der Wärmeleitfähigkeit (Elbrodur 230; Nickel 90,9 und Chrom 93,9 $[\frac{W}{mK}]$) könnten auch wesentliche Unterschiede in der Benetzbarkeit der Substrate für die Stahlschmelze dafür verantwortlich sein.

3.7.7. Substratoberfläche

Die Fertigung der unterschiedlichen Substratoberflächen erfolgte auf sehr unterschiedliche Weise. Die glatten Substrate wurden mit Schleifpapier der Rauheit 1200 $[\frac{Körner}{cm^2}]$ vorbehandelt. Die kugelgestrahlten Substrate wurden nach der mechanischen Fertigung mittels Fräsen mit einem Strahlmittel, das zu zwei Drittel aus Stahlkugeln der Spezifikation Stahlguss-Schrot Gs-S200/S

660 und dem restlichen Drittel aus Stahlguss-Schrot Gs-S240/S 780 bestand, bei ca. 7 [bar] gestrahlt. Die Pyramidenstümpfe wurden erzeugt, indem die Zwischenräume aus glatten Substraten mittels Photoätzen entfernt wurden. Die Seitenlänge a der Pyramidenstümpfe wurde auf den Photofolien von 0,5 bis 1,5 [mm] variiert, wobei der Zwischenraum mit 0,5 [mm] konstant gehalten wurde. Bei den gerillten Substraten wurde nach erfolgter Vorfertigung der Fräser unter 45° angestellt und mit der vorgegebenen Teilung (300 und 500 [μm]) parallel zur Längskante geführt. Abbildung 3-37 stellt die verwendeten Substratvariationen mit Beispielen zugehöriger Erstarrungsproben dar. Das erste Bild ist jeweils die Aufnahme der Schmelze zugewandten Seite der Tauchprobe direkt nach dem Versuch aufgenommen. Das direkt darunter angeordnete Bild ist im gleichen Sinne jenes der Substrat zugewandten Seite. An unterster Position ist der verwendete Tauchkörper vor dem ersten Eintauchvorgang dargestellt.

Die Gegenüberstellung der Bilder von kugelgestrahlten und glatten Substraten bestätigt den sehr gleichmäßigen Erstarrungsverlauf der Proben bei der Verwendung kugelgestrahlter Oberflächen. Die Schmelze zugewandte Seite ist äußerst eben, wo bei der Erstarrungsprobe glatter Substratoberfläche die Ausbildung von hügeligen, von Vertiefungen durchzogenen Oberflächen gesprochen werden kann. Vertiefungen können hier auch an selber Stelle mit gleichem Verlauf an der Substrat zugewandten Seite wiedergefunden werden. Dieses Phänomen ist auch als *crocodile skin* bekannt. Die Substrat zugewandte Seite von Erstarrungsproben kugelgestrahlter Oberflächen bildet im Wesentlichen mit großer Gleichmäßigkeit die Rauigkeit dieser Oberfläche ab.

Die Oberflächen an Schmelze zugewandter Seite der Erstarrungsproben mit Pyramidenstümpfen zeigen bei kleinster Seitenlänge ähnliche hügelige Strukturen, wie bei glatten Substratoberflächen. Mit zunehmender Pyramidenseitenlänge werden diese Oberflächen zunehmend ebener. Zusätzlich werden speziell in den oberen (kürzer eingetauchten) Bereichen, die Konturen der Pyramidenstümpfe zunehmend sichtbarer. Dies ist vor allem mit einer abnehmenden Probendicke zu erklären.

Die Abbildung der Oberflächen auf den Erstarrungsproben bei den gerillten Substraten war bei dem Substrat mit 500 [μm] Teilung besser als bei jenem mit 300 [μm]. Die Erstarrungsproben der fein gerillten Substrate erinnern in ihrem gesamten Aussehen auch sehr stark an die Proben

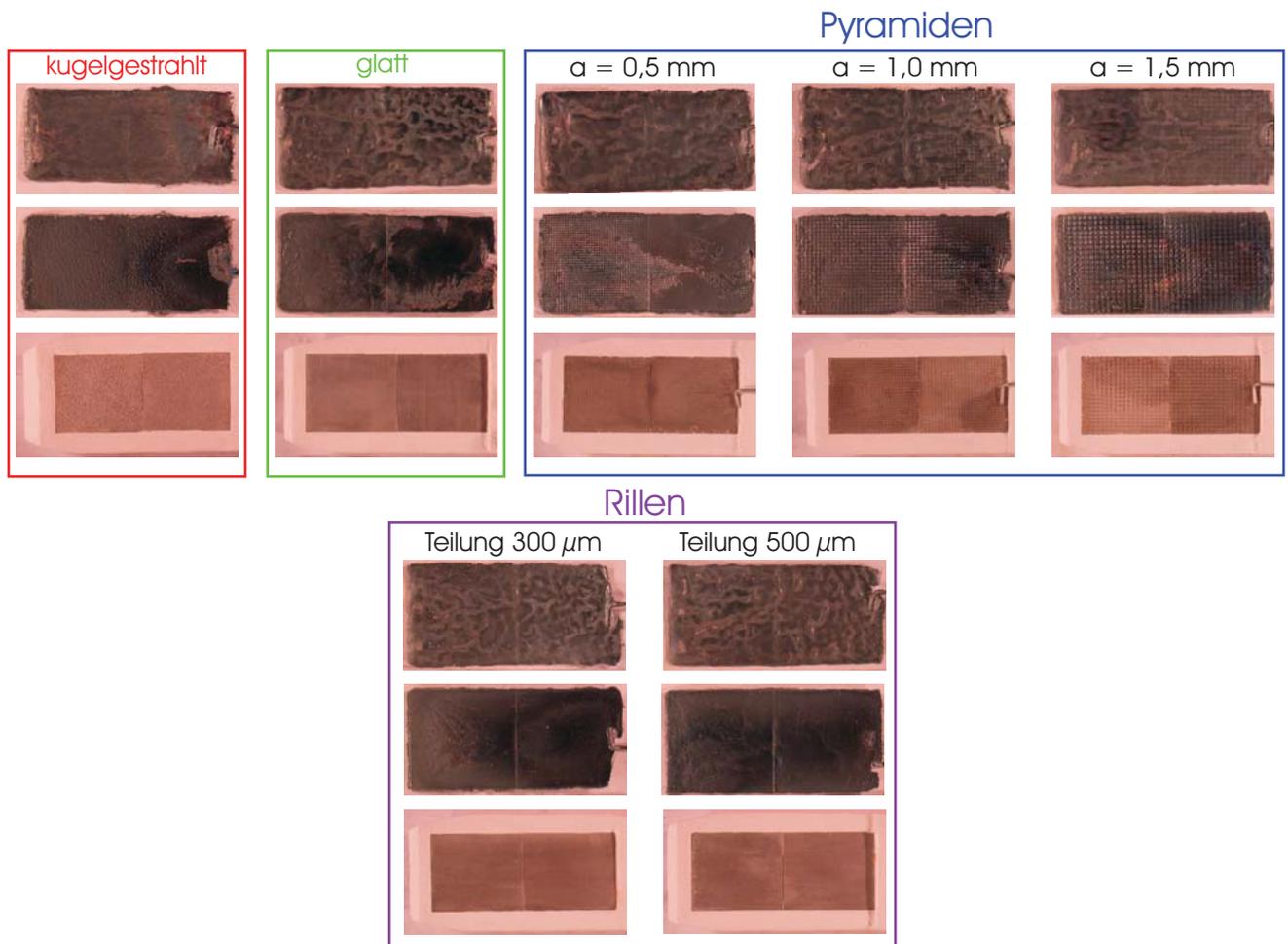


Abbildung 3-37.: Aufnahmen der Erstarrungsproben und der Tauchkörper vor dem ersten Tauchvorgang.

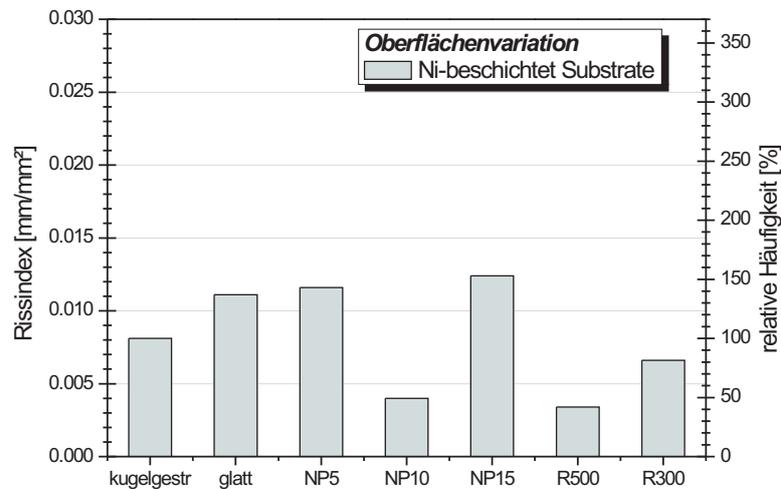


Abbildung 3-38.: Rissindex der Rissuntersuchung für Tauchproben der unterschiedlichen Substrate.

glatter Substrate. Bei den Substraten mit 500 [μm] Teilung wurden die Oberflächen sehr gut an den Erstarrungsproben abgebildet.

Abbildung 3-38 enthält die Gegenüberstellung der mittleren Rissindizes aus den Tauchversuchen unterschiedlicher Substratoberflächen. Die Ergebnisse der Rissuntersuchungen bestätigen der kugelgestrahlten Oberfläche deutlich bessere Qualität als glatter Substratoberfläche. Der Trend der stärkeren Rissausbildung bei glatteren Probenoberflächen setzt sich auch bei den Oberflächen mit Pyramidenstümpfen und Rillen fort. Aus Abb. 3-39 geht hervor, dass Risse an Erstarrungsproben der gerillten Substrate zumeist Längsorientierung besitzen, wobei Risse an kugelgestrahlten, bzw. an Substraten mit Pyramidenstümpfen eher allgemeine Orientierung besitzen.

Zusammenfassend kann zu der Variation von Parametern im Tauchversuch festgestellt werden, dass die Variation der Parameter sich mehr oder weniger deutlich in den Ergebnissen wiederspiegelt hat. Wesentliche Einflüsse von Substratmaterial und Substratoberfläche wurden bestätigt. Von besonderem Interesse waren die Ergebnisse mit unterschiedlichem C-Gehalt der Schmelze, die dem aus der Literatur als kritisch ausgezeichneten Bereich sehr geringe Riss-

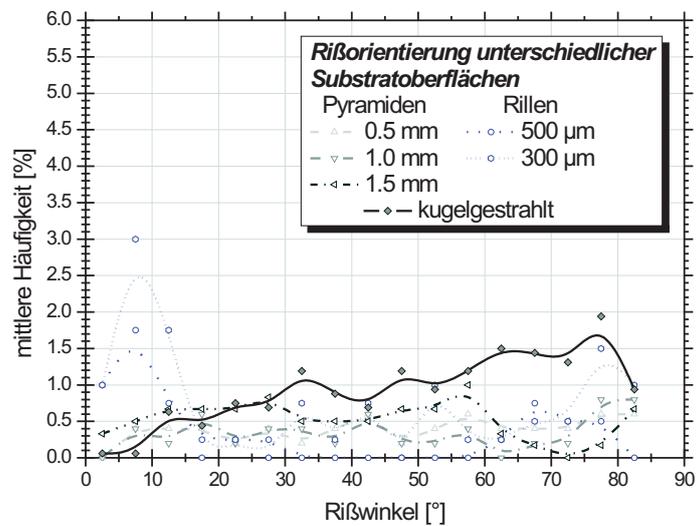


Abbildung 3-39.: Gegenüberstellung der mittleren Klassenhäufigkeiten der Rissorientierungen unterschiedlicher Substratoberflächen.

häufigkeit attestierten. Eine eingehende Betrachtung aller Ergebnisse im Zusammenhang mit zusätzlichen Untersuchung findet im anschließenden Kapitel der Diskussion statt.

4. Diskussion der Versuchsergebnisse

Die folgende Diskussion der Versuchsergebnisse soll anhand des bereits vorgestellten Rissmodells und einer Hypothese der Entstehung der Inhomogenitäten der Oberfläche des gegossenen Bandes geführt werden. Weiters wird in der Diskussion gleichzeitig auf die erkannten Einflussgrößen eingegangen.

In Kapitel 2.2 wurde bereits in Abb. 2-7 ein Rissbildungsmodell vorgestellt, das sich am Aussehen der Mikrorisse und Ergebnissen aus der Literatur orientiert. Demnach ist die Rissentstehung bevorzugt in Bereichen kleinerer Erstarrungsraten infolge geringerer Wärmeabfuhr und fehlendem Kontakt zur Kokille anzusiedeln. Spannungskonzentrationen führen bei kleineren Schalendicken im Zusammenhang mit geringeren Festigkeiten durch höhere Temperaturen dieser Bereiche im Teilflüssigen zur Risseinleitung. Hier kommen die Mechanismen der Heißrissentstehung zum Tragen. Die Rissausbreitung erfolgt anschließend intergranular bis an die Bandoberfläche. Dieses Modell setzt das Vorhandensein von Einziehungen an der Bandoberfläche voraus.

Inhomogenitäten der Erstarrung und im Weiteren Einziehungen der Oberfläche könnten ihren Ursprung in der Meniskuszone haben. Die kugelgestrahlte Walzenoberfläche wird beim Eintauchen bis zu einem gewissen Grad mit der Schmelze bedeckt, wobei in den Vertiefungen ein Anteil an Inertgas verbleibt, der mit unter die Schmelzbadoberfläche gezogen wird. Durch den Kontakt mit Schmelze erwärmt sich das eingeschlossene Gas. Der Druck in den abgeschlossenen Gasvolumina steigt idealisiert betrachtet gemäß der Gasgleichung

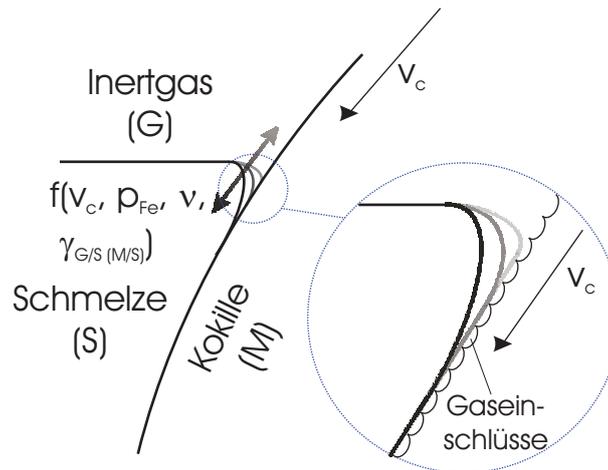


Abbildung 4-1.: Meniskusbildung im Dünnbandgießprozess mit der schematischen Darstellung der Bildung von Gaseinschlüssen in Vertiefungen der Gießwalzenoberfläche.

$$pV = nRT \quad (4-1)$$

mit steigender Temperatur kontinuierlich an. Erreicht der Gasdruck den lokal herrschenden ferrostatischen Druck zuzüglich der eventuell bereits aufgebauten Festigkeit der Bandschale kommt es zum Ausdehnen gegen die Banboberfläche. Größere Gasvolumina begünstigen diesen Vorgang. Durch das Ausbreiten einzelner Gasvolumina kann es zur Verbindung mehrerer Gasblasen kommen. es bildet sich ein Gaspolster, der sich über mehrere Eindrücke der kugelgestrahlten Oberfläche hinweg spannen kann. Abbildung 4-1 skizziert diesen Vorgang im Meniskusbereich.

Die Menge an mit eingezogenem Inertgas ist vor allem von der Meniskusform bestimmt. Vermehrte Gasmengen werden bei weiter nach unten gezogenen Meniskus mit größeren Radien eingeschlossen werden (in Abb. 4-1 dunkler dargestellt). Die Meniskusform wird durch folgende Parameter bestimmt:

- Gießgeschwindigkeit
- Viskosität der Stahlschmelze
- Grenzflächenspannung zwischen Gießwalzenoberfläche und Schmelze

- Walzenrauigkeit

Bei gegebener eingeschlossener Gasmenge sind Parameter ausschlaggebend, die diesem Gas die Möglichkeit geben sich zu erwärmen und somit auszudehnen. Unter der Annahme, dass wesentliche Ausbreitungsvorgänge des Inertgases im zumindest teilflüssigem Stadium der Erstarrung ablaufen, wo die Bandschale noch keine Festigkeit besitzt, können als bestimmende Einflussfaktoren jene genannt werden, welche die Kontaktzeit zwischen Schmelze und dem eingeschlossenem Inertgas verlängern. Diese sind:

- Kühlwirkung durch die Gießwalze
- Überhitzung
- Erstarrungsverhalten der vergossenen Legierung
- Gießwalzenoberfläche
- Inertgas
- Gießgeschwindigkeit

Einfache Abschätzungen nach der idealen Gasgleichung zeigen, dass die eingeschlossenen Gasvolumina den herrschenden ferrostatischen Druck bei geringsten Temperatursteigerungen erreichen können. Hierfür genügt die Erwärmung des Inertgases von kleiner 10 [K]. Die Abschätzung der Volumszunahmen aus Glg. 4-1 führt zu einem direkt proportionalen Zusammenhang zwischen Temperatursteigerung und Volumszunahme bei gegebenen Umgebungsdruck. Von Mindestvolumszunahmen um das 15-fache kann hier ausgegangen werden. Die thermische Betrachtung von miteingezogenem Gas in einem Modell bestätigt diese Angaben. Es wurde insbesondere der Einfluss der Wärmeleitung in einem finite Volumen Modell abgebildet. Der Literatur ist zu entnehmen, dass die verwendeten Gase für die Wärmestrahlung weitestgehend durchgängig sind. [68] Für die technische Anwendung ist die Gasstrahlung im Infraroten, also bei Wellenlängen über 1 [μm] von Bedeutung. In diesem Bereich strahlen vor allem mehratomige Gase, wie CO_2 , CO , SO_2 , NH_3 , CH_4 und H_2O , sowie weitere Kohlenwasserstoffe. Die hier verwendeten ein und zweiatomigen Gase lassen die Strahlung im Infraroten aufgrund der

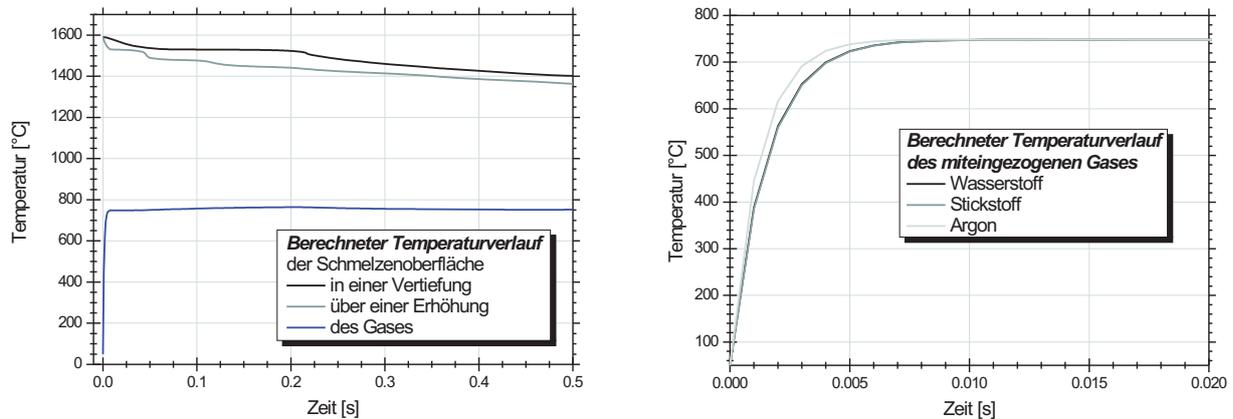


Abbildung 4-2.: Berechnete Oberflächentemperaturen der erstarrenden Schmelze und Gastemperaturen des miteingezogenen Inertgases. Im rechten Teilbild ist der Einfluss der Inertgassorte dargestellt.

geringen Anzahl an Freiheitsgraden nahezu ungeschwächt durch. Die Konvektion im eingeschlossenen Gasvolumen geht hier durch eine Erhöhung des Wärmeleitkoeffizienten im Gas bis zum Eintritt homogener Gastemperaturen, die aufgrund der geringen Volumina angenommen werden können, ein. Abbildung 4-2 zeigt die errechneten Temperaturen für die Schmelzenoberfläche, sowie die Gasphase. Es ist zu erkennen, dass die Gastemperaturen in den ersten Millisekunden bis an ihr Maximum ansteigen.

Gemäß der einfachen Abschätzung mit der idealen Gasgleichung würde in diesem kurzen Zeitraum somit die maximale Ausdehnung, sowie die Poren-/Einziehungsbildung stattfinden. Die oben aufgelisteten Einflussfaktoren würden sich nicht weiter bemerkbar machen, da die maximale Ausdehnung bereits innerhalb der ersten $\frac{1}{100}$ -stel Sekunde erreicht würde. Abbildung 4-2 zeigt, dass mit der Durcherstarrung an der Bandoberfläche, selbst bei großen Wärmeströmen im direkten Kontakt zwischen dem Gießwalzenmaterial und der Schmelze, nach längeren Zeiten zu rechnen ist. Berücksichtigt man den Effekt der Oberflächenspannung bei der Gasblasenausbreitung nach Szekely [69], so breitet sich das eingeschlossene Gas gemäß der folgenden Gleichung unter Einfluss des ferrostatischen Druckes zum Zeitpunkt t $p_{Fe,t}$, der Oberflächenspannung der Stahlschmelze γ_{lg} , der Viskosität der Stahlschmelze η und des Druckes in der Gasblase zum gegebenen Zeitpunkt $p_{G,t}$ aus:

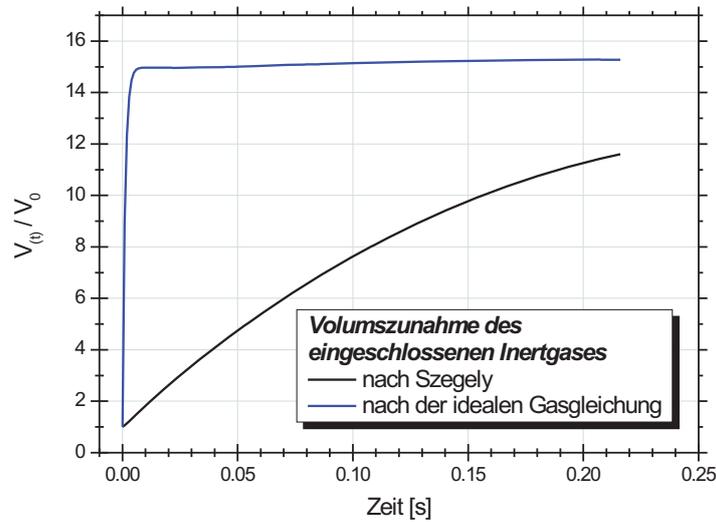


Abbildung 4-3.: Berechnete Volumszunahmen des eingeschlossenen Inertgases nach Szegely [69] und der idealen Gasgleichung bezogen auf das Ausgangsvolumen.

$$p_{Fe,t} = p_{G,t} - \frac{2\gamma_{lg}}{R} - \frac{2\eta v_R}{R} \quad (4-2)$$

Der Radius R in der ausgeführten Gleichung bezieht sich auf einen volumsgleichen kugelförmigen Gaseinschluss mit der radialen Ausbreitungsgeschwindigkeit v_R , aus der sich die zeitliche Volumszunahme ableitet. Diese Annahme gilt, solange die erstarrende Schmelze keine Festigkeit besitzt, was erst ab der Zero Strength Temperature und einem Festkörperanteil von ungefähr 65 bis 80 Prozent der Fall ist. Für Abschätzungen gemäß Glg. 4-2 wurde die berechnete Temperaturentwicklung in Vertiefungen der Oberfläche herangezogen (Abb. 4-2). Abbildung 4-3 stellt die so berechnete Volumszunahme, sowie die Abschätzung aus der idealen Gasgleichung für einen niedrigkohligen Stahl mit 0,05 % C dar.

Es ist deutlich zu erkennen, dass die Oberflächenspannung und die Viskosität verzögernde Wirkung auf die Volumszunahme haben. Ein erheblicher Einfluss dieser Faktoren im Zusammenhang mit der zur Verfügung stehenden Zeitspanne bis die gebildete Oberfläche Spannungen aufnehmen kann ist damit erklärbar. Beim Erreichen der Solidustemperatur zeigt sich eine Verzwölfachung des Ausgangsvolumens, was jedoch noch immer unter der idealisierten Be-

trachtung liegt. Die Differenz erklärt sich auch durch die aufgenommene Oberflächenenergie der gebildeten Blase.

Die Variation einzelner Versuchsparameter und die anschließende quantitative Mikrorissbeurteilung der erhaltenen Proben, sowie eine zusätzlich durchgeführte topographische Analyse der Erstarrungsprobenoberflächen fließen in die folgende Diskussion der dargelegten Modellvorstellung ein. Eine genaue Beschreibung von Vorgehen und Einzelergebnissen der topographischen Untersuchung ist im Kapitel B des Anhangs zu finden. Darüber hinaus wurden an mehreren Substratoberflächen die oxidischen Ablagerungen untersucht. Die Darstellung der Resultate findet sich ebenfalls im Anhang wieder (Kapitel C).

4.1. Diskussion der Einflussfaktoren

4.1.1. Gießgeschwindigkeit

Betrachtet man die Schmelze zum Zeitpunkt des ersten Kontaktes mit der Gießwalze als Newton'sches Fluid, so nimmt die Schmelze unmittelbar die Geschwindigkeit der Gießwalzenoberfläche an. Innerhalb einer Grenzschicht mit der Dicke δ sinkt die Geschwindigkeit von der Umfangsgeschwindigkeit der Gießwalze auf annähernd Null ab. Natürlich liegen im Poolbereich komplexe Strömungsverhältnisse vor, die im Zuge der folgenden Argumentation jedoch nicht berücksichtigt werden.

Aus Abschätzungen zur Reynoldszahl,

$$Re = \frac{v_{\infty} l}{\eta} \quad (4-3)$$

folgt die Gültigkeit des dominierenden Reibungseinflusses und kann somit von keiner turbulenten Grenzschichtausbildung ausgegangen werden. Die Grenzschicht in der Schmelze wird mit Gießgeschwindigkeit $v_{cast} = v_{\infty}$ entlang des Walzenumfangs bewegt. [70]

Mit zunehmender Gießgeschwindigkeit ergibt sich ein größerer Radius der Schmelze im Meniskusbereich. Dies führt zum Einziehen von größeren Inertgasvolumina. Mit steigenden Gießgeschwindigkeiten sollte somit ein Anstieg der Mikrorissproblematik zu erwarten sein. Diese Erwartung wird durch die Ergebnisse der Tauchversuche mit kugelgestrahlten Substraten in Abb. 3-33 bestätigt.

Generell sollte zwar die angedeutete lineare Regression mit aller Vorsicht gesehen werden, eine tendenzielle Zunahme des Rissbefalls mit steigender Tauchgeschwindigkeit ist jedoch offensichtlich. Die Einschränkung in der Aussage ergibt sich auch durch die Veränderung der Strömungsverhältnisse rund um das eintauchende Substrat beim Tauchversuch. Ein linearer Zusammenhang ist hier nicht notwendigerweise anzunehmen. Sollten bei bestimmten Tauchgeschwindigkeiten lokale Turbulenzen auftreten, können diese den Einfluss der Tauchgeschwindigkeit überlagern. Dafür spricht, dass auch Unterschiede in der Streuung der einzelnen Messwerte zu beobachten sind. Hier fallen insbesondere die Versuche mit $0,5 \left[\frac{m}{s} \right]$ durch besonders große Abweichungen der Einzelwerte und auch einen tendenzielle sehr hoch liegenden Mittelwert auf.

Dennoch scheinen die Ergebnisse die vorgestellte Hypothese zu bestätigen, da auch die Quantifizierung der Topographie der Oberfläche der Tauchproben (Anhang B Abb. B-13) auf einen signifikanten Anstieg der Welligkeit der Oberfläche beim Überschreiten einer Tauchgeschwindigkeit von $0,75 \left[\frac{m}{s} \right]$ hinweist.

Als mikrorissmindernder Faktor wird mit zunehmender Gießgeschwindigkeit die Oberfläche schneller unter die Schmelzbadoberfläche getaucht, weshalb der ferrostatische Druck schneller ansteigt. Der Druck in den Gaseinschlüssen muss demnach sehr viel größer werden, um den ferrostatischen Druck übersteigen zu können, um Einziehungen verursachen zu können.

4.1.2. Viskosität

Wie aus Gleichung 4-3 ersichtlich, ist die Viskosität η maßgeblich an der Meniskusbildung mitverantwortlich. Mit steigender Viskosität wird auch der Meniskusradius größer und dies führt zu vermehrtem Gaseinzug. Abbildung 4-4 zeigt Viskositäten für Stahlschmelzen mit unterschiedlichem C-Gehalt zwischen $1600 [^{\circ}C]$ und der Solidustemperatur. Knicke bei den peritektischen und unterperitektischen Legierungen entsprechen der Liquidustemperatur. Bei den

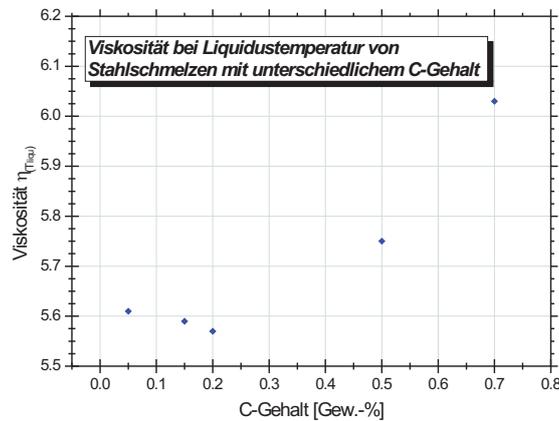


Abbildung 4-4.: Viskosität von Stahlschmelzen mit unterschiedlichem C-Gehalt, 0,7 % Mn und 0,2 % Si aus der IDS-Datenbank [79].

überperitektischen Legierungen mit 0,7 und 0,5 % C fehlen diese. Die Enderstarrung findet bei diesen Legierungen auch bei viel tieferen Temperaturen und höheren Viskositäten der Restschmelze statt.

Steigende C-Gehalte führen zu höheren Viskositäten der Schmelze. Die Gießwalzenoberfläche kann weniger genau abgebildet werden, weshalb mehr Inertgas in den Rauigkeiten miteingezogen wird. Daraus sollte eine Verschlechterung der Mikrorissproblematik bei zunehmenden C-Gehalt abzuleiten sein, was durch die Ergebnisse in Abb. 3-29 bestätigt wird. Gegenläufig zu diesen Überlegungen wirkt sich eine höhere Viskosität in den Betrachtungen nach Szegely [69] (Gleichung 4-2) vermindernd auf die Porenausbreitung aus. In Abb. B-6 ist ein vermehrtes Aufkommen von Poren in der Probenoberfläche mit zunehmenden C-Gehalt erkennbar. Aus dieser Gegebenheit kann geschlossen werden, dass sich der vermehrte Einzug von Inertgas stärker auswirkt, als die verschlechterten Ausbreitungsbedingungen der Gasblasen gegen die Schmelze.

4.1.3. Walzenrauigkeit und Oberflächenstruktur

Mit zunehmender Tiefe der Rauigkeitstäler kann eine größere Menge an Inertgas eingeschlossen werden, wenn sich die Schmelze darüber legt. Darüber hinaus spielt die Ausbildung der aufgebrauchten Rauigkeit eine wesentliche Rolle. Je steiler die Einkerbungen ausgeprägt sind, desto

mehr Gas wird im Strömungsschatten mit unter den Meniskus eingefördert.

Die Ergebnisse der Rissauswertung der Tauchversuche sind in Abb. 3-38 zusammengefasst. Die Variation der Substratoberflächen umfasste glatte und kugelgestrahlte Substrate, sowie eingätzte Pyramidenstümpfe mit drei unterschiedlichen Kantenlängen ($NP05 \simeq 0,5 [mm]$; $NP10 \simeq 1,0 [mm]$; $NP15 \simeq 1,5 [mm]$) und eingefräste Längsrillen mit zwei unterschiedlichen Teilungen ($R300 \simeq 300 [\mu m]$; $R500 \simeq 500 [\mu m]$). Die Vertiefungen nehmen mit der Variation der Oberflächenstruktur etwas unterschiedliches Aussehen an. Bei der Verwendung glatter Substrate konnte das Aussehen, der von Choo et. al [45] als *tortoise shell shaped depressions* bezeichneten Vertiefungen mit ausgeprägten Primärkorn Grenzen nachempfunden werden.

Die Verwendung von kugelgestrahlten Substraten führte zu eher breiteren, jedoch nicht so scharf eingekerbten Vertiefungen, die in dieser Weise auch an bandgegossenem Material zu finden sind. Kugelgestrahlte Oberflächen zeigen gegenüber glatten Oberflächen deutlich verringerten Rissbefall. Diese Erkenntnis findet sich auch in den Vorschlägen mehrerer Autoren wieder, die eine bestimmte Rauigkeit für die Gießwalze fordern, um die Mikrorisshäufigkeit zu vermindern. Untersuchungen an Proben von deterministisch bearbeiteten Oberflächen führten zu sehr unterschiedlichen Ergebnissen. Bei den eingätzten Pyramidenstümpfen präsentierten sich die Proben der Seitenlängen mit $1,0 [mm]$ mit äußerst geringem Rissbefall. Kleinere und größere Seitenlängen führten zu Risshäufigkeiten, die mit jenen der glatten Oberflächen vergleichbar waren. Bei den eingefrästen Rillen ergab die Teilung von $500 [\mu m]$ ähnlich gute Resultate, wie die zuvor als gut beurteilten Pyramidenstümpfe mit $1,0 [mm]$ Seitenlänge. Die kleinere Teilung führte zu etwas höheren Risshäufigkeiten.

Die metallographische Untersuchung der Proben deterministischer Oberflächen belegen den unregelmäßigen Erstarrungsfortschritt bei kleinen Teilungen. In Abb. 4-5 sind die stark schwankenden Dicken dieser Proben zu sehen.

Die Positionierung und Ausrichtung der Risse an diesen deterministischen Strukturen waren teilweise auch an die Oberflächenstruktur gekoppelt, wie dies in Abb. 3-39 durch die Häufigkeitsverteilung der Rissorientierung in der Rissauswertung dargestellt wurde. Abbildung 4-5 b zeigt einen solchen Mikroriss, der an der Kante der Pyramidenstümpfe entlang läuft. Der Riss

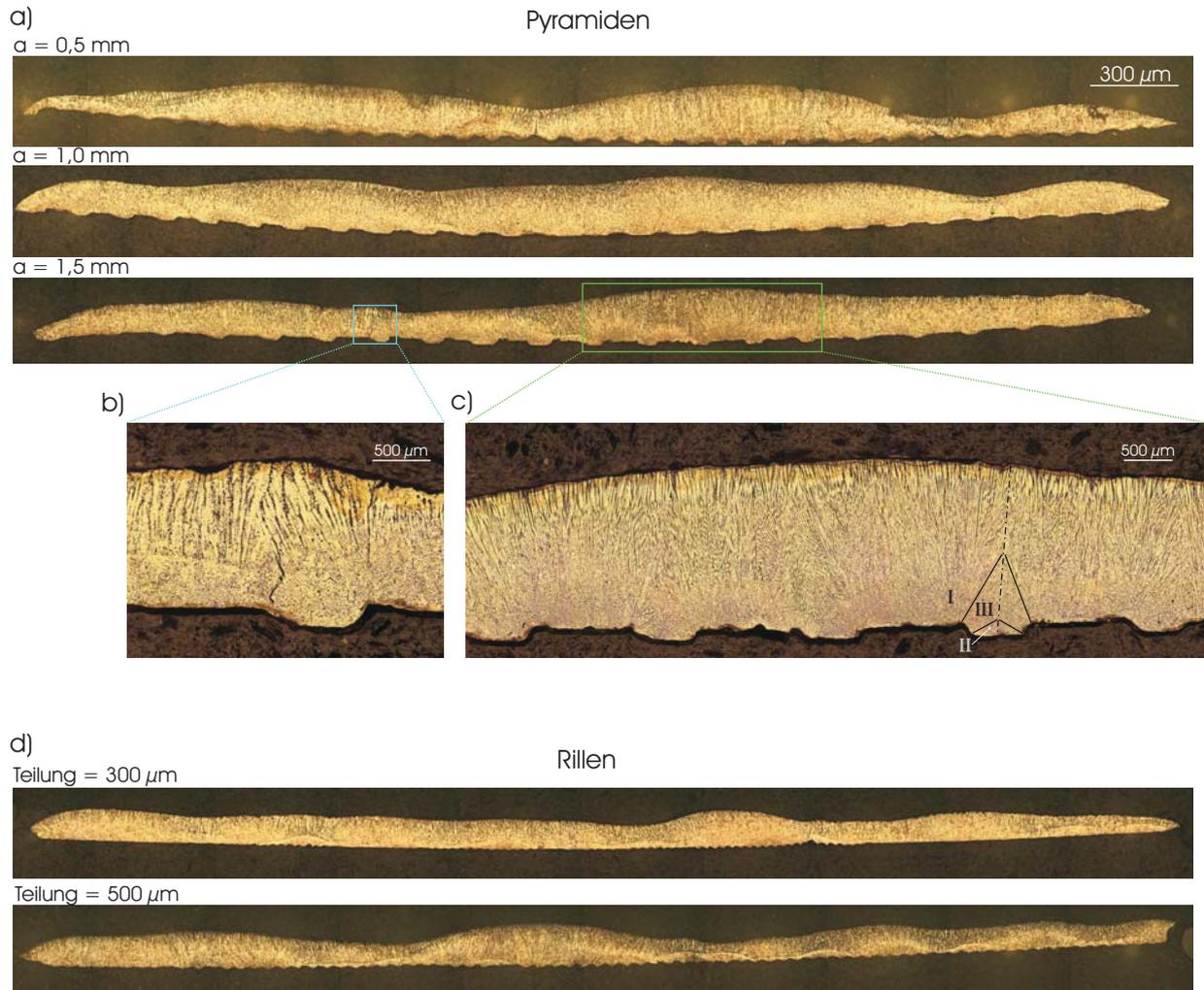


Abbildung 4-5.: Querschliffe von Erstarrungsproben der Pyramiden- und Rillenoberflächen (Pikrinsäureätzung): a) Pyramidenstümpfe mit Seitenlängen $a = 0,5; 1,0; 1,5$ [mm]. b) Mikroriss an der Pyramidenstumpfkante. c) Vergrößerung der Primärstruktur aus Teilbild a) und skizzierte Primärkornbildung. d) Rillen mit 300 und 500 μm Teilung.

dringt neben der Erhöhung des Pyramidenstumpfes an die Oberfläche vor und verläuft im Inneren parallel zur Primärstruktur. In Abb. 4-5 c sind die Begrenzungen der Primärkörner im Bereich zwischen zwei Pyramidenstümpfe eingezeichnet. Es wird hier deutlich, dass die Risse entlang von Primärkorn Grenzen laufen:

Bereich I bezeichnet den Bereich, der über dem Pyramidenstumpf liegt. Hier liegt sehr guter Kontakt zwischen Kokillenoberfläche und Schmelze und damit ein hoher Wärmefluss vor. Das gerichtete Wachstum geht büschelartig von der Oberfläche bis an die Rückseite der Probe. Die Oberkanten der eingearbeiteten Strukturen wirken bevorzugt als heterogene Keimstellen der Primärkornbildung. Zwischen den Pyramidenstümpfen ist ebenfalls von der Oberfläche aus gerichtetes Wachstum vorhanden (Bereich II). Dieser Bereich ist gegenüber der voran eilenden Erstarrung ausgehend von den Pyramidenspitzen durch den tiefer liegenden Wachstumsbeginn, sowie auch geringere Wärmeströme infolge geringeren Kontaktes im Erstarrungsfortschritt benachteiligt. Diese gerichteten Strukturen werden damit innerhalb kürzester Distanzen überwachsen und somit gestoppt (Bereich III). Im Schattenbereich der Erhebungen wird vorrangig Inertgas miteingezogen. Abgerundete und schräge Oberflächen, welche die rechteckige Querschnittsfläche der eingearbeiteten Pyramiden schlecht abbilden unterstreichen dies. Durch die beschriebenen Erstarrungsbedingungen und die verminderte Wärmeabfuhr über den Inertgaspolstern ergeben sich hier sehr ausgeprägte Primärkorn Grenzen und Zonen höherer Temperatur gegenüber der Umgebung. Gemäß der erstellten Mikrorissbildungshypothese ist dies der Ort, wo im Probeninneren die Mikrorissbildung einleitet wird. Umgelegt auf die Praxis bestätigen diese Beobachtungen die Mikrorissentstehung durch miteingezogenes Gas der Vertiefungen in der Gießwalzenoberfläche. Der positive Effekt der aufgebrauchten Gießwalzenrauigkeit wird im Vergleich zwischen glatten und kugelgestrahlten Gießwalzen mit den gezielt eingebrachten Keimstellen des Primärkornwachstums erklärt.

Die Gießwalzenoberfläche soll demnach so gestaltet sein, dass raschest möglich eine Schalenbildung erfolgt. Nachdem die meiste Wärme über die Rauigkeitsspitzen mit gutem Kontakt zur Schmelze abgeführt wird und gleichzeitig an diesen Stellen auch heterogene Keimbildung stattfindet, sollen die Zwischenräume, in denen die Wärmeabfuhr durch Konvektion über die

eingeschlossene Gasphase abläuft, möglichst klein sein. Es ist auch denkbar, die Mengen an eingezogenem Inertgas durch Vorkehrungen (z.B. Gießhilfsmittel) zu minimieren.

4.1.4. Inertgas

Die Inertgaseigenschaften wirken mehrfach auf das Expansionsverhalten. Einerseits besitzen die Gase unterschiedliche Diffusibilität in Stahlschmelzen. Durch die Diffusion in die Stahlschmelze kann ein Teil des anwachsenden Druckes abgebaut werden. Andererseits zeichnen die verwendeten Gassorten unterschiedliche Wärmekapazitäten aus (Ar : 0,519; N_2 : 1,042; H_2 : 14,28 [$\frac{J}{gK}$] bei 25 [$^{\circ}C$] [71]), was zu unterschiedlichem Erwärmungsverhalten führt. Je höher die Wärmekapazität des Gases ist, desto geringere Temperatursteigerungen sind bei konstantem Wärmestrom aus der Schmelze zu erwarten. Die nahezu deckungsgleichen Verläufe der berechneten Temperaturzunahme der Gasphase von Stickstoff- und Wasserstoffatmosphären mit sehr unterschiedlichen Wärmekapazitäten in Abb. 4-2 sind mit den ebenfalls stark unterschiedlichen und ausgleichend wirkenden Dichten dieser Gase erklärbar (Ar : 1,784; N_2 : 1,251; H_2 : 0,0899 [$\frac{kg}{m^3}$] bei 25 [$^{\circ}C$] [71]).

Die Variation im Versuch hat gezeigt, dass die Verwendung von reinem Argon am kritischsten gegenüber der Mikrorissbildung anzusehen ist (Abb. 3-34). Die Verwendung von reinem Stickstoff, bzw. Mischgasen aus Argon und Stickstoff, verbessert die Oberflächenqualität deutlich. Der Literatur (z.B. [46]) sind eine bessere Abbildegengenauigkeit der Gießwalzen bei der Verwendung von Stickstoff, sowie ein vermindeter Einfluss der Gasausdehnung infolge besserer Diffusibilität zu entnehmen. Wasserstoff kann zusätzlich als Katalysator zur Überführung von Stickstoff aus dem molekularen in den atomaren Zustand beitragen und besitzt auch selbst eine sehr hohe Diffusibilität in Stahlschmelzen. [54] Die hohe Abbildegengenauigkeit und somit gute Benetzung der Gießwalze mit Stahlschmelze soll Spannungsmaxima über weite Bereiche vermindern. In der Messung der Oberflächenrauigkeiten der Proben wurden mit zunehmendem N_2 -Gehalt im Inertgas ebenfalls zunehmende Rauigkeit auf den Erstarrungsproben gemessen. Erhöhte Oberflächenrauigkeit wurde auch an Proben festgestellt, die unter Argonatmosphären entstanden sind, denen 5 % H_2 beigemischt waren. Bereits geringe Mengen an Wasserstoff führ-

ten zu einer Verbesserung, können aber die schlechtere Eignung des Argons hinsichtlich der Mikrorissbildung nicht gänzlich überdecken.

4.1.5. Grenzflächenspannung

Die Grenzflächenspannung nimmt in mehrfacher Weise Einfluss. Die Meniskusbildung selbst ist neben der strömungstechnischen Betrachtung wie diese unter dem ersten Punkt, der Erklärung zum Geschwindigkeitseinfluss, angestellt wurde im wesentlichen von der Oberflächenspannung der Stahlschmelze an der gegebenen Inertgasatmosphäre abhängig. Schwerdtfeger et al. [71] wählten zur Beschreibung des Meniskus beim Stranggießprozess den Ansatz der Kapillarität, in dem die Grenzflächenspannung zwischen der Stahlschmelze und der Umgebung und die entsprechenden spezifischen Dichten eingehen. Analoges muss auch für den Meniskusbereich des Dünnbandgießens gelten. Keene [62] sammelte Angaben zur Oberflächenspannung γ_{lg} von Eisenschmelzen mit unterschiedlichem C-Gehalt und formulierte den Zusammenhang aus Glg. 2-2.

In zweiter Weise kommt die Grenzflächenspannung zwischen der Stahlschmelze und der Gießwalzenoberfläche zur Anwendung. Desto besser die Stahlschmelze die Oberfläche benetzt, desto geringer wird die Menge an Inertgas sein, die mit den Rauigkeitstiefen miteingezogen wird. Abbildung 4-6 skizziert die Grenzfläche zwischen Stahlschmelze und Gießwalzenoberfläche. Mit besserer Benetzung wird die Gießwalzenoberfläche von der erstarrenden Schmelze besser abgebildet werden. Wie aus zahlreichen Literaturstellen [47, 21, 54] bekannt ist, scheidet sich auf der Kokillenoberfläche eine oxidische Phase ab, welche die Benetzung, als direktes Kontaktmedium auf der Gießwalze mit der Schmelze, dominiert. Sind diese Abscheidungen nicht vorhanden, ist hier die Benetzung Gießwalzenbeschichtung (Nickel oder Chrom) durch die Schmelze von Bedeutung.

Die Gegenüberstellung unterschiedlicher Beschichtungsvarianten im Versuch offenbart den wesentlichen Einfluss der Benetzung der Substrate für die Schmelze. Bereits geringe Chromschichten tragen signifikant zur Verhinderung von Mikrorissen bei (Abb. 3-36).

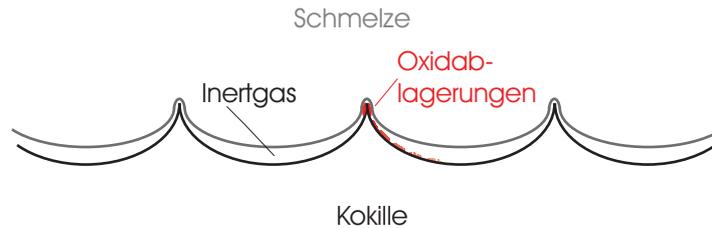


Abbildung 4-6.: Lokale Betrachtung der Grenzfläche Stahlschmelze-Gießwalzenoberfläche.

Ein bedeutender Einfluss wird in der Literatur (Kapitel 1) abgeschiedenen Einschlüssen an der Oberfläche der Gießwalzen zugemessen. Die Argumentation beruht darauf, dass Oxide mit geringer Schmelztemperatur ($MnO \cdot SiO_2$) während der Kontaktzeit von Stahl und Gießwalze aufschmelzen und zu einem verbesserten und gleichmäßigen Wärmeübergang beitragen.

Im gewählten Versuchsaufbau bestehen in Hinblick auf die Untersuchung des Einflusses von Ausscheidungen auf der Substratoberfläche insofern Einschränkungen, als die Tauchvorgänge nur sechs Mal wiederholt werden. Dadurch bildet sich zwar eine Schicht an der Oberfläche die auch ausführlich metallographisch untersucht wurde, die jedoch nicht zwangsweise einem *Gleichgewichtszustand* entspricht, wie er sich an der Gießwalzenoberfläche nach Hunderten von Umdrehungen einstellt.

Zu bezweifeln sind nach den eigenen Untersuchungen jedoch Erklärungen, die von einer interdendritischen Ausscheidung der Oxidphasen durch Kapillarität bis an die Oberfläche der Gießwalze ausgehen. [21] Die eigenen metallographischen und analytischen Untersuchungen wiesen hier eher auf ein Miteinziehen von Oxidphasen von der Oberfläche der Schmelze während des Eintauchens und die Sublimation von abgedampftem Mangan aus dem Ofenraum auf der Substratoberfläche hin.

Die Notwendigkeit des Einstellens von bestimmten Stahlzusammensetzungen zur Bildung niedrigschmelzender Einschlüsse und zur Erzielung rissfreier Oberflächen wäre damit ebenfalls zu bezweifeln, allerdings kann aus den bisherigen Ergebnissen keine definitive Aussage getroffen werden.

Die Rolle von Oxidbelägen an der Substratoberfläche (Benetzung, Wärmeübergang) soll deshalb Gegenstand weiterführender Untersuchungen sein.

4.1.6. Erstarrungsverhalten (ZST)

Erst ab der ZST zeigt der erstarrende Stahl Festigkeitseigenschaften, die den steigenden Druck des heißer werdenden Gases aufnehmen können. Je größer das Intervall zwischen T_{liqu} und ZST wird, desto mehr Wärme muss abgeführt werden und Zeit vergeht, bis die ZDT erreicht wird. Betrachtet man das $Fe - Fe_3C$ - Diagramm, so ändert sich dieses Temperaturintervall bei überperitektischen Stahl drastisch (Tabelle A.II).

Versuchstechnisch stärker ausgeprägt präsentieren sich Einziehungen in der Oberfläche in Form von Poren (Abb. B-8). Dabei handelt es sich um Veriefungen, die vor allem bei höheren C-Gehalten zu finden sind. Es liegt nahe, dass es sich hier um Gaseinschlüsse des miteingezogenen Inertgases handelt, die nicht entweichen konnten und mit zunehmender Temperatur gegen die Schmelze expandiert sind.

Mit der Variation der Stahlanalyse, insbesondere des C-Gehaltes, konnten Vergleiche zu bekannten Untersuchungen der Rissbildung im konventionellen Strangguss gezogen werden. Bekannte Verläufe von Heißrissbildungskriterien verschiedenster Berechnungsarten zeichnen Legierungen, die im Zuge der Erstarrung die peritektische Umwandlung vollziehen, mit höchster Rissempfindlichkeit aus (Anhang A).

Die experimentelle Simulation des Bandgießprozesses ergab grundsätzlich Unterschiedliches: Im Bereich der peritektischen Umwandlung wurde die geringste Mikrorissneigung gefunden. (Abb. 4-7) Die Risseinleitung kann solchen Mechanismen unterliegen, jedoch werden diese gemäß äußerlich begünstigenden Faktoren bestimmt. Gute Übereinstimmung der Risshäufigkeit mit zunehmenden C-Gehalt im peritektischen Bereich konnte mit Messungen aus der Oberflächentopographie gefunden werden. Die Welligkeitsparameter fraktale Dimension und Verhältnis aus wahrer/projizierter Fläche wiesen bei gleichen C-Gehalten ein Minimum auf (Abb. B-8).

Eine Erklärung für die gute Eignung des Dünnbandgießprozesses für peritektische Legierungen könnte im Haltepunkte dieser Umwandlung liegen. Die Temperaturen in den bereits erstarrten Bereichen sinken somit nicht so schnell und erweisen sich als rissunempfindlicher trotz des kritischen breiten Erstarrungsintervalles.

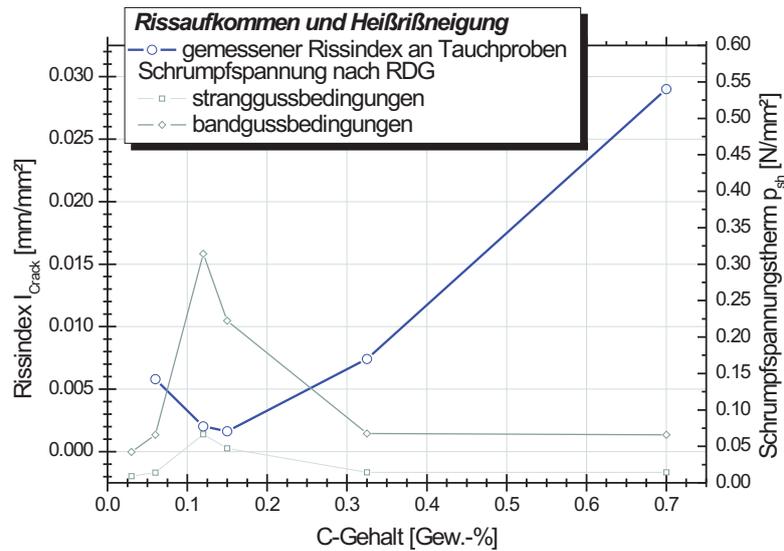


Abbildung 4-7.: Berechnete Schrumpfspannungen aus dem Dehnratenabhängigen Heißrißbildungsmodell (Kapitel 2.4.2) verglichen mit den gefundenen Rissindizes.

4.1.7. Wärmestrom

Je mehr Wärme abgeführt wird, desto eher erreicht die erstarrende Schale eine Festigkeit, die es dem Inertgas nicht mehr erlaubt, sich gegen diese auszubreiten. Wie in Kapitel 1 dargestellt, sind in der Literatur verschiedenste Werte zu finden. Bei Tropfenstarrungsversuchen wurden maximale Wärmeströme von $35 \left[\frac{MW}{m^2} \right]$ über eine Zeitspanne ermittelt, die in etwa der Kontaktzeit zwischen der vollständig flüssigen Schmelze und der Kokille entspricht. [12]

Bei den Tauchversuchen hat sich gezeigt, dass Substrate, die aus Stahl gefertigt waren vermehrtes Rissaufkommen gegenüber Elbrodur Substraten hatten (abb. 3-35). Dies stimmt mit den Annahmen zum Wärmestrom überein, wonach kürzere Kontaktzeiten zwischen Schmelze und Substrat bis zur völligen Erstarrung einer Schale zu geringerem Rissaufkommen führen. Die verbesserten Ergebnisse hinsichtlich Rissbefall bei Nickelbeschichtungen gegenüber Elbrodouroberflächen kann auf diesem Weg nicht erklärt werden, da sowohl Wärmekapazität als auch Wärmeleitfähigkeit zwischen jener von Kupfer und Stahl liegen.

4.1.8. Überhitzung

Selbst bei maximalen Wärmeströmen von mehr als $35 \left[\frac{MW}{m^2} \right]$, wie dieser von Phinichka [12] angegeben werden, dauert es eine gewisse Zeit bis die Überhitzung abgeführt ist und die Erstarrung beginnt. Je größer die Überhitzung, desto länger wird bei konstantem Wärmestrom die Zeitspanne bis die Liquidustemperatur erreicht wird. Eigene Abschätzungen haben gezeigt, dass es sich bei 50 [K] Überhitzung um ca. 0,050 [s] handelt.

Die Untersuchungen an der Laboranlage ergaben einen leichten Anstieg der Risshäufigkeiten mit steigender Überhitzung (Abb. 3-32). Diese Ergebnisse stehen in guter Übereinstimmung mit den Erwartungen, es zeigt sich dabei jedoch nicht ein sehr stark ausgeprägter Einfluss wie bei anderen Versuchsparametern.

5. Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit basiert auf einer umfangreichen Literaturstudie über den Dünnbandgießprozess und die experimentelle Simulation des Dünnbandgießprozesses. Versuchsanordnungen und Erkenntnisse aus den bisherigen Untersuchungen im Labormaßstab und den Versuchen an Pilot- und Produktionsanlagen werden diskutiert und daraus das Thema der Mikrorissbildung an der Oberfläche von gegossenen Bändern als qualitätsbestimmend abgeleitet.

Zur Untersuchung der Mikrorissproblematik wurde ein Versuchsaufbau verwendet, der bereits für die Untersuchung des Wärmeübergangs zwischen Substrat und Band eingesetzt wurde. Durch verschiedene Modifikationen konnte dieser Versuchsaufbau (*Tauchversuch*) für die Untersuchung der Mikrorissbildung adaptiert werden. Nach der Konstruktion und dem Bau eines Prototyps und dem Abfahren erster Versuchsserien wurde im Rahmen einer Kooperation zwischen dem Christian Doppler Labor für metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen, Siemens-VAI und vatron ein automatisierter Versuchsstand errichtet. Der Versuchsstand ist in dieser Form weltweit einzigartig und verbindet folgende Vorteile:

- die Versuchsführung erfolgt in einem Vakuuminduktionsofen, was die Einstellung von unterschiedlichen Inertgasatmosphären und die Vakuumbehandlung der untersuchten Schmelze erlaubt;
- Substratmaterial, Substratbeschichtung und die Topographie der Oberfläche können gezielt verändert werden;
- die Tauchgeschwindigkeit (Gießgeschwindigkeit) und der Eintauchwinkel (Gießwalzenradius) können verändert werden;

- die Überhitzung der Schmelze, deren Zusammensetzung und auch die Art, Menge und Zusammensetzung der nichtmetallischen Einschlüsse kann verändert werden.

Damit bietet der Versuchsaufbau die Möglichkeit, alle relevanten Parameter für die Mikrorissbildung zu untersuchen und deren Auswirkung in einem verhältnismäßig einfachen Experiment zu bewerten. Die erstarrende Probe wird dabei ausschließlich durch die Kräfte belastet, die reibungsbedingt (Substrat/Probe) der Kontraktion der Probe entgegenwirken. Die Belastung der Probe ist damit der lokalen Belastung im Dünnbandgießprozess - also der Ursache für die Bildung von Mikrorissen - sehr ähnlich.

Neben der Entwicklung der numerischen Modelle für die Beschreibung des Wärmeübergangs, der Ausbildung der Mikrostruktur, der Mikroseigerung und der Heißrissempfindlichkeit unter den Versuchsbedingungen (Anhang A) stand die Validierung des Versuches im Mittelpunkt. Dazu wurden Bandproben aus zwei verschiedenen Stahlsorten, gegossen an der Versuchsanlage in Terni, herangezogen. Die Gießparameter für diese Abgüsse wurden auf den Laborversuch übertragen. Für die Quantifizierung des Rissbefalls der einzelnen Proben musste noch eine eigene Methodik entwickelt werden. Die Ergebnisse zeigen eine ausgezeichnete Übereinstimmung in Hinblick auf die Empfindlichkeit bestimmter Stähle. Korrosionsbeständige Stähle des Typs A304 erweisen sich in Experiment und an der Anlage als weitgehend unempfindlich, während niedriggekohte Stähle in Abhängigkeit des Phosphorgehalts und der Gießbedingungen deutlich empfindlicher sind.

Nach erfolgter Validierung wurden gezielt verschiedene Parameter untersucht. Die wichtigsten Ergebnisse können wie folgt zusammengefasst werden:

- Für die Einleitung von Mikrorissen scheint ein Wechselspiel von Einziehungsbildung und nachfolgender Spannungskonzentration verantwortlich zu sein. Mikrorisse dürfen ihren Ausgang als interdendritische Risse nehmen und schließlich entlang von Korngrenzen bis an die Oberfläche weiterwachsen. Dem Einziehen von Gasen und der Benetzung der Geißwalzenoberfläche durch den Stahl kommt hier entscheidende Bedeutung zu.
- Versuche an Stählen mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten weisen auf ein Minimum der Rissempfindlichkeit im peritektischen Bereich hin. Dies ist insofern ein bemerkenswer-

tes Resultat, als es den Erfahrungen des Stranggießens von Stahl widerspricht. Allerdings deckt sich das Ergebnis mit Erfahrungen an der Pilotgießanlage in Terni.

- Auch für die Ausbildung der Oberfläche (Topographie) lassen sich Erkenntnisse ableiten, hier scheint es Rauigkeitsbereiche zu geben, die sich als besonders vorteilhaft erweisen. Glatte und außergewöhnlich stark strukturierte Oberflächen erweisen sich als nachteilig.
- Die Beschichtung der Substrate ist ein weiterer Schlüsselparameter: Cr-Beschichtungen erweisen sich gegenüber Ni-Beschichtungen als vorteilhaft.
- Die Wirkung unterschiedlicher Schutzgase zeigt sich besonders deutlich: die Verwendung von Ar führt zu besonders ausgeprägter Rissbildung, während N_2 /Ar-Gemische und N_2 , bzw. N_2 /H₂-Gemische deutlich vorteilhafter sind.
- Eine höhere Tauchgeschwindigkeit (Gießgeschwindigkeit) erhöht die Anzahl der gebildeten Risse ebenso wie eine Erhöhung der Überhitzung.
- Bereits existierende Vorstellungen über die Wirkung von Abscheidungen auf der Oberfläche der Gießwalzen und daraus abgeleitete Rückschlüsse auf die notwendige Zusammensetzung von Stählen für den Dünnbandgießprozess müssen zumindest bezweifelt werden, hier werden weiterführende Arbeiten ansetzen.

Alle Ergebnisse weisen in Richtung der Benetzung der Gießwalzen als Schlüsselparameter für die Entstehung oder Nichtentstehung von Mikrorissen. Damit könnte ein wichtiger und ebenso einfacher Ansatzpunkt für die Optimierung der Gießbedingungen gefunden worden sein. Die Frage der Benetzung von Substratoberflächen mit Schmelze wird deshalb ein weiterer zentraler Punkt zukünftiger Arbeiten sein.

Die offensichtliche Ausbreitung der Risse entlang von Korngrenzen weist auf die Bedeutung der Mikrostruktur hin. Eine Feinung der Mikrostruktur durch Zusatz von Legierungselementen oder die Zugabe von Fremdkeimen könnte hier ebenfalls vorteilhaft sein.

In nächster Zukunft werden weitere Versuchsserien die Erkenntnisse innerhalb des bereits untersuchten Parameterfeldes vervollständigen. Die Überprüfung der Erkenntnisse an einer Pilotgießanlage ist notwendig und wird für die Zukunft angestrebt.

Literaturverzeichnis

- [1] E. Luiten, Beyond energy efficiency, Dissertation Universität Utrecht 2001
- [2] S. Zhou, K. Schwerdtfeger, C. Plociennik, Theoretical analysis of slow hot rolling in direct linkage with thin slab and strip continuous casting, Steel research 74, No.9,1 2003, pp. 549-561
- [3] K. Schwerdtfeger, Metallurgie des Stranggießens, Verlag Stahleisen, ISBN 3-514-00350-5, 1992
- [4] A.R. Büchner, K.H. Tacke, Grundlagenuntersuchungen zum Zweirollen-Gießverfahren am Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Stahl und Eisen 117 (1997), Nr. 8, pp. 47 - 56
- [5] A. Girgensohn, A.R. Büchner, K.-H. Tacke, Twin roll strip casting of low carbon steels, Ironmaking & Steelmaking 2000, Vol.27 No.4, pp. 317-323
- [6] W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase, Development of low carbon thin strip production capability at project M, I&SM, April 2000, pp. 29-33
- [7] K. Yanagi, K. Yamamoto, H. Takatani, K. Sasaki, Y. Wakiama, H. Takeuchi, H. Nakashima, S. Tanaka, M. Yamada, Y. Yamakami, Development of twin-drum strip caster for stainless steel, Metec Congress 94 (2nd European Continuous Casting Conference), Vol. 1, pp. 423-427
- [8] K.-H. Spitzer, K. Schwerdtfeger, Production of steel strip with single-belt process, Proceedings 13th Process technology conference, Nashville meeting, I&SS April 1995, pp. 71-78

- [9] R.P.Traves, M.Isac, R.I.L.Guthrie, Roll-strip interfacial heat fluxes in twin-Roll casting of low-carbon steels and their effects on strip microstructure, *ISIJ International*, Vol.38 (1998), No.12, pp. 1353-1361
- [10] A.W.Cramb, Strip casting of steels: Current status and fundamental aspects, *Proceedings of the international symposium on near net shape casting in the minimills*, Vancouver BC (1995), pp. 355-372
- [11] L.Strezov, J.Herbertson, Experimental studies of interfacial heat transfer and initial solidification pertinent to strip casting, *ISIJ International*, Vol. 38 (1998), No.9, pp. 959-966
- [12] N. Phinichka, The effect of surface tension, superheat and surface films on the rate of heat transfer from an iron droplet to a water cooled copper mold, *Dissertation Carnegie Mellon University Pittsburgh (Pennsylvania)*, 2001
- [13] H.Todoroki et al, Initial solidification of iron, nickel and steel droplets, *I&SM*, April 1999, pp. 57-71
- [14] C.A.Muojekwu et al, Heat transfer and microstructure during the early stage of metal solidification, *Met. and Mat. Transactions B*, Vol. 26B (1995), pp. 1419-1425
- [15] M. Prates, H. Biloni, Variable affecting the nature of the chill zone, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol 3A (1972), pp. 1501-1510
- [16] K. Ho, R.D. Pehlke, Metal mold interfacial heat transfer, *Metallurgical Transactions B*, Vol. 16B, 1985, pp. 585-594
- [17] T.S. Prasanna Kumar, K. Narayan Prabhu, Heat flux transient at the casting/chill interface during solidification of aluminium base alloys, *Metallurgical Transactions B*, Vol. 22B, 1991, pp. 717-727
- [18] J.C. Grosjean, J. L. Jacquot, J. M. Damasse, H. Litterscheidt, D. Senk, W. Schmitz, Twin roll casting developments at Thyssen Stahl Ag and IRSID, *Iron and Steelmaker* 21, No.8, 1993, pp. 27-32

- [19] L. Strezov, J. Herbertson, G.R. Belton, Mechanisms of initial melt/substrate heat transfer pertinent to strip casting, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 31B, 2000, pp. 1023-1030
- [20] T.Evans, L.Strezov, Interace heat transfer and nuclation of steel on metallic substrates, 2000 Belton Symposium Proc., pp. 289-299
- [21] W. Blejde, R. B. Mahapatra, L. Strezov, Casting steel strip, Patent WO 03/024644 A1
- [22] P.Misra et al, The effect of the presence of liquid films on a copper mold surface on the rate of heat transfer during the solidification of steel droplets, ISS Tech 2003 Conference Proc.,pp. 263-283
- [23] R.I.L. Guthrie, M.Isac, J.S.Kim und R.P. Traves, Measurements, Simulations and Analyses of Instandtaneous Heat Fluxes from solidifying Steel to the Surface of Twin Roll Casters and of Aluminum to Plasma-Coated Metal Substrates, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol 31B, October 2000, pp. 1031-1047
- [24] D.-K. Choo, S. Lee, H.-K. Moon, T. Kang, Analysis and prevention of cracking during strip casting of AISI 304 stainless steel, Metallurgical and Materials Transactions Vol 32A, Sept. 2001, pp. 2249-2257
- [25] D.Senk, B.Engl, o.Siemon, G.Stebner, Investigation of solidification of near net shape cast carbon steel, steel research 70 (1999), No.8+9, pp. 368-372
- [26] W.Blejde, R.Mahapatra, H.Fukase, Application of fundametnal research at project M, I&SM, Feb.2001, pp. 43-48
- [27] F. Hagemann, R. Kopp, H.-P. Schmitz, D. Senk, Influencing the strip quality between caster and coiler at thin strip casting, Thermomechanical processing of steels, pp. 547-554
- [28] L.-T. Shang, P.J. Wray, The microstructures of strip-cast low carbon steels and their response to thermal processing, Metallurgical Transactions A, Vol. 20A, Juli 1989, pp. 1191-1198

- [29] W.Kurz und D.J.Fischer, Fundamentals of Solidification, 3-rd ed., Trans Tech Publications, Aedermannsdorf, Schweiz (1989).
- [30] H. Takatani, Ch.-A Gandin, M. Rappaz, EBSD characterisation and modelling of columnar dendritic grains growing in the presence of fluid flow, Acta materialia, Vol. 48, 2000 pp. 675-688
- [31] S.Y. Lee, S.M. Lee, C.P. Hong, Numerical modeling of deflected columnar dendritic grains solidified in a flowing melt and its experimental verification, ISIJ International, Vol.40 (2000), No.1, pp. 48-57
- [32] H.-U. Lindenberg, G. Brückner, K.-H. Tacke, Strip properties and processing in twin roll casting of stainless and low carbon steels, steel research, Vol.72 (2001), No.11+12, pp. 490-495
- [33] S.I. Jeong, s.H. Kim, C.M. Park, H.T. Chung, Quality and microstructural aspects of AISI 304 steel sheets by twin roll strip casting process, Int. Symp. Modern LC & ULC sheet steel for cold forming, Aachen (Germany) 1998
- [34] W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase, Recent developments in project M the joint development of low carbon steel strip casting by BHP and IHI, Castrip Homepage entnommen am 21.10.2005
- [35] M. Gosh, N. Sen, A. Paul, A.K. Ray, R. Sau, S. Chakaraborty, Development of laboratory scale thin strip caster and investigation of direct casting of AISI 304 stainless steel, Ironmaking&steelmaking 2000, Vol.27, No.4, pp. 310-315
- [36] R.I.L. Guthrie, M. Isac, Steel strips in the context of near net shape casting production, Steel research 70 (1999), No.8+9, pp. 343-348
- [37] D. Senk, M. Espenhahn, W. Schmitz, K.-H. Tacke, A.R. Büchner, R.Kopp, H. Pfeifer, Eigenschaften von direktgegossenen Stahlbändern, hergestellt nach dem Zwei-Rollen-Bandgießverfahren, Stahl und Eisen 118(1998), Nr.5, pp. 61-66
- [38] , D. Senk, F. Hagemann, B. Hammer, R. Kopp, H.-P. Schmitz, W. Schmitz, Umformen und kühlen von direktgegossenem Stahlband, Stahl und Eisen 120 (2000), Nr.6, pp. 65-69

- [39] K. Mukunthan, I. Strezov, R. Mahapatra, W. Blejde, A Method of producing steel, Patent WO 02/26422 A1
- [40] G. Hohenbichler, U. Albrecht-Früh, H. Legrand, J. Schnalzger, Status, Results and Application of the EUROSTRIP®Twin Roll Strip Casing Process, ISS Tech 2003 Conference Proceedings, pp. 461 - 473
- [41] C. Bernhard, Mechanische Eigenschaften und Rißanfälligkeit erstarrter Stähle unter stranggießähnlichen Bedingungen, Dissertation MU Leoben 1998
- [42] B.G. Thomas, J.K. Brimacombe, IÖ.V. Samarasekera, The Formation of Panel Cracks in Steel Ingots: A State of the Art review, ISS Transactions, Vol.7 (1986), pp. 7-20
- [43] M.M. Wolf, Continuous Casting Volume Nine - Initial Solidification and Strand Surface Quality of Peritectic Steels, Iron & Steel Society, ISBN 1-886362-21-1
- [44] Verein deutscher Eisenhüttenleute (Hg.), Stahl-Eisen-Prüfblätter, Begriffe im Zusammenhang mit Rissen und Brüchen - Teil 1: Erscheinungsformen, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf 1992
- [45] D.-K. Choo, S. Jeongin, M. Ha, Y. Lee, Crack occurrence on the surface of AISI 304 stainless steel strip, 2001 Electric Furnace Conference Proceedings, pp. 761 - 769
- [46] D.-K. Choo, S. Lee, H.-K. Moon, T. Kang, Analysis and prevention of cracking during strip casting of AISI 304 stainless steel, Metallurgical and Materials Transactions Vol 32A, Sept. 2001, pp. 2249 - 2257
- [47] M. Ha, J. Choi, S. Jeong, H. Moon, S. Lee, T. Kang, Analysis and prevention of microcracking phenomenon occurring during strip casting of an AISI 304 stainless steel, Metallurgical and Materials Transactions Vol 33A, Mai 2002, pp. 1487 - 1497
- [48] W.A. Opalka, Direct strip casting developments quicken, I&SM Feb. 1999, pp. 39 - 40
- [49] J.C. Yoon, D.G. Choo, T. Kang, Y.K. Shin, The solidification characteristics of AISI 304 stainless steel by twin roll strip casting process, SRNC-90, pp. 604 - 616

- [50] H. Zimmermann, Oberflächenrisse beim Dünnbandgießen von Stahl, Dissertation RWTH Aachen 1999
- [51] J.T. Choi, H.-T. Chung, Y.-G. Lee, M. Ha, H.-K. Moon, Analysis of scum and scum induced cracks occuring during strip casting of AISI 304 stainless steels, RIST
- [52] A.R. Büchner, J.W. Schmitz, Thin strip casting of steel with a twin roll caster - discussion of product defects of ≈ 1 mm Fe6%Si-strips, steel research 63 (1992), No. 1, pp. 7 - 11
- [53] U. Rudolphi, Beitrag zur Beurteilung der Qualität von direkt gegossenen Stahlbändern, hergestellt nach dem Zweirollen-Bandgießverfahren, Dissertation RWTH Aachen 1998
- [54] U. Albrecht-Früh, R. Degenhardt, A. d'Hone, R.Sellger, M. Badowski, Verfahren zur Herstellung von gegossenem Stahlband, Patent DE 103 49 400 B3, 2005
- [55] J. Freeman, L. Strezov, R.B. Mahapatra, U.S. Patent, No. 5,983,980, 1999
- [56] P. Paradis, C. Marchionni, M. Bobadilla, J.M. Damasse, U.S. Patent 5.983.980, 1998
- [57] J.W. Schmitz, Beitrag zum endabmessungsnahen Gießen dünner Stahlbänder nach dem Zweirollenverfahren, Dissertation RWTH-Aachen 1991
- [58] Mascanzoni, A., J.M., Damasse, G., Hohenbichler, EUROSTRIP-Development of Carbon Steel Strip Casting, Proceedings CCC2000, Innovation Session Paper No. 5
- [59] P. Campbell, W. Blejde, R. Mahapatra, R. Wechsler, G. Gillen, The castrip process - direct casting of steel sheet at Nucor Crawfordsville, Iron & Steel Technology, Juli 2005, pp. 56-62
- [60] R. Pierer, C. Bernhard, C. Chimani, A contribution to hot tearing in the continiois casting process, eingereicht zur Veröffentlichung, Dezember 2006.
- [61] Rogberg, B., An Investigation on Hot Ductility of Steels by Performing Tensile Test on In Situ Solidified Sampels, Scand. J. Metall., Vol.12 (1983) No. 2, pp. 51-66
- [62] B.J. Keene, Int. Mater. Rev., Vol.33 (1988) No. 1, pp. 1-6

- [63] Rappaz, M., J.-M. Drezet and M. Gäumann, A new hot-tearing criterion for steel, 4th European Continuous Casting Conference, 14-16 October(2002), pp. 755-763
- [64] W. Blejde, R. Mahapatra und H. Fukase, Application of Fundamental Research at Project M, Belton Memorial Symposium, Wollongong, Australia, 10-11 January, 2000
- [65] T. Rung, L. Xue, J. Yan, M. Schatz, F. Thiele, Numerische Methoden der Thermo- und Fluidodynamik, TU Berlin Hermann-Föttinger Institut für Strömungsmechanik, <http://hodgson.pi.tu-berlin.de/schatz/PUBLICATIONS/tfd.pdf> entnommen im Februar 2003
- [66] Calcosoft-2D Advanced User Manual Version 1.12, CalcomSA, Lausanne (Ch)
- [67] G.Arth, Rissuntersuchungen an Proben dünnbandgussadäquater Erstarrung, Bakkalaureatsarbeit, Department Metallurgie MU-Leoben 2006
- [68] H. D. Baehr, K. Stephan, Wärme- und Stoffübertragung, Springer Verlag 1994, ISBN 3-540-55086-0
- [69] J. Szekely, Fluid flow phenomena in metals processing, Academic Press 1979, ISBN 0-12-680840-6
- [70] Sigloch, H., Technische Fluidmechanik, VDI Verlag, ISDN 3-18-401523-8
- [71] <http://www.wittrock-web.de> entnommen am 10-01-2007
- [72] M. Gupta and Y. Sahai, Mathematical Modeling of Fluid Flow, Heat Transfer, and Solidification in Two-roll Melt Drag Thin Strip Casting of Steel, ISIJ International, Vol. 40 (2000), No.2, pp. 144-152
- [73] C.A. Santos, J.A. Spim Jr., A. Garcia, Modeling of solidification in the twin-roll strip casting, Journal of Materials Processing Technology, No.1-3 (2000), pp. 33-39
- [74] M. Gupta and Y. Sahai, Mathematical Modeling of Thermally Induced STresses in Two-roll Melt Drag Thin Strip Casting of Steel, ISIJ International, Vol. 40 (2000), No.2, pp. 137-143

- [75] P.G. Q.Netto and R.I.L. Guthrie, Modeling of a Novel Configuration for a Single-belt Caster: The Influence of Empirical Parameters on the solidification Profil, *ISIJ International*, Vol. 40 (2000), No.5, pp. 460-468
- [76] R.I.L. Guthrie and R.P. Traves, Mathematical and physical modeling of steel flow and solidification in twin-roll/horizontal belt thin-strip casting machines, *Applied Mathematical Modeling*, Vol. 22 (1998), pp. 851-872
- [77] G. Li and B.G. Thomas, Transient Thermal Model of the Continuous Single-Wheel Thin-Strip Casting Process, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 27B, Juni 1996, pp. 509-525
- [78] R. Kopp, F. Hagemann, L. Hentschel, J.W. Schmitz, D. Senk, Thin-strip casting - modelling of the combined casting/metal-forming process, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 80-81 (1998), pp. 458-462
- [79] J.Miettinen, Calculation of Solidification-related thermophysical properties of steel, *Metallurgical and Materials Transaction B*, Vol. 28B, April 1997, pp. 281-297 (C781)
- [80] W. Blejde, R. Mhapatra, H. Fukase, Application of fundamental research at Project M, *Belton Symposium Proceedings*, 2000, pp. 253-261
- [81] D.Senk, B.Engl, o.Siemon, G.Stebner, Investigation of solidification of near net shape cast carbon steel, *steel research* 70 (1999), No.8+9, pp. 368-372
- [82] W.Blejde, R.Mahapatra, H.Fukase, Application of fundametal research at project M, *I&SM*, Feb.2001, pp. 43-48
- [83] J.D.Hunt, Steady State Columnar and Equiaxed Growth of Dendrites and Eutectic, *Materials Science and Engineering*, 65 (1984) 75-83.
- [84] B.Linzer, C.Bernhard und G.Hohenbichler, *BHM* 149.Jg.(2004), Heft 3, 107.
- [85] G.P. Ivantsov, *Doklady Akademii Nauk SSSR* 58 (1947) 567.
- [86] J.S.Langer und H.Müller-Krumbhaar, *Journal of Crystal Growth* 42 (1977) 11.

- [87] J.Miettinen, Thermodynamic-Kinetic Simulation of constrained dendrite growth in steels, Metallurgical and Materials Transactions 31B (April 2000) 365.
- [88] M.Hillert und B.Sundman, A solute-drag treatment of the transition from diffusion-controlled to diffusionless solidification, Acta Metallurgica, Vol.25 (1977), pp. 11-18
- [89] H.Jacobi, K.Schwerdtfeger, Dendrite Morphology of steady state unidirectionally solidified steel, Metall. Transactions 7A, Juni 1976, pp. 811-820
- [90] O.Volkova, Mathematische Modellierung und experimentelle Untersuchung der Schnellerstarrung von Stählen, Dissertation Tu Freiberg, 2002
- [91] M.El-Bealy und B.G.Thomas, Prediction of Dendrite Arm Spacing of Low Alloy Steel Casting Processes, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 27B, August 1996, pp. 689-693
- [92] M.Kudoh und B.Wo, Effects of Solute Elements on Primary and Secondary Dendrite Arm Spacings in Fe-based Alloys, Steel Research 74 (2003), No.3, pp. 161-167
- [93] J.M.Cabrera-Marrero, V.Carreno, R.D. Morales und F.Chavez-Alacala, Macro-Micro Modelling of the dendritic Microstructure of Steel Billets Processed by Continuous Casting, ISIJ 38 (1988), pp. 812-821
- [94] U.Feurer und R.Wunderlin, Einfluss der Zusammensetzung und Erstarrungsbedingungen auf die Dendritenmorphologie binärer Al-Legierungen, Facharbeit der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel (1977).
- [95] T.Z.Kattamis und M:C.Flemmings, Transaction of the Metallurgical Society of AIME 233(1965), 992.
- [96] B.Weisgerber, M.Hecht, K.Harste, Investigations of the solidification structure of continuously cast slabs, Steel research 70(1999), No.10, pp. 403-410
- [97] P.R.Scheller, F.Vennemann, R.Flesch, G.Picht und W.Bleck, Erstarrungsmorphologie und Gefügeeigenschaften bei beschleunigter Abkühlung von Fe-Cr-Ni Legierungen, Erstarrung metallischer Schmelzen in Forschung und Gießereipraxis, Aachen 1999, pp. 15-23

- [98] Y.Ueshima, S. Mizoguchi, T.Matsumiya, H.Kajioka, Analysis of Solute Distribution in Dendrites of Carbon Steel with $\delta\% \gamma$ -Transformation during Solidification, Metallurgical Transactions B, Vol.17B, Dezember 1986, pp. 845-859

A. Erstarrungsbedingungen beim Dünnbandgießen nach dem Zweiwalzenverfahren

A.1. Thermische Betrachtung der Erstarrung

Auf dem Gebiet des Dünnbandgießens nach dem 2-Rollenverfahren sind verschiedenste Modelle zu finden, die mit unterschiedlicher geometrischer Detailliertheit und mit unterschiedlichsten Randbedingungen erstellt wurden. Die meisten Modelle stellen 2-dimensionale Schnitte durch die Kokille dar. [72, 73, 74, 75, 76, 77, 78]

Für die Abschätzung der thermischen Erstarrungsbedingungen diene ein vereinfachtes Modell, das unter Anwendung des in der Literatur dargestellten Verlaufes des Wärmestromes zwischen Kokille und erstarrendem Stahlband Auskünfte zu den lokalen Erstarrungsbedingungen gibt. Abbildung A-1 skizziert das Modell mit dessen Randbedingungen. Der erstarrende Feststoff wird dabei mit Gießgeschwindigkeit nach unten ausgetragen. Der Wärmestrom zwischen Kokille und Schmelze ist mit einer Gleichung gemäß der Literaturangaben festgesetzt.

$$q = 4 \cdot 10^6 \cdot t^{(-p)} \quad \text{für} \quad q \leq 21 \left[\frac{MW}{m^2} \right] \quad (\text{A-1})$$

Der mittlere Wärmestrom beträgt in Abhängigkeit des Funktionsexponenten und entsprechend der Literatur für einen Wert für p von 0,35 etwa $9 \left[\frac{MW}{m^2} \right]$. Abbildung A-2 stellt diesen Verlauf dar.

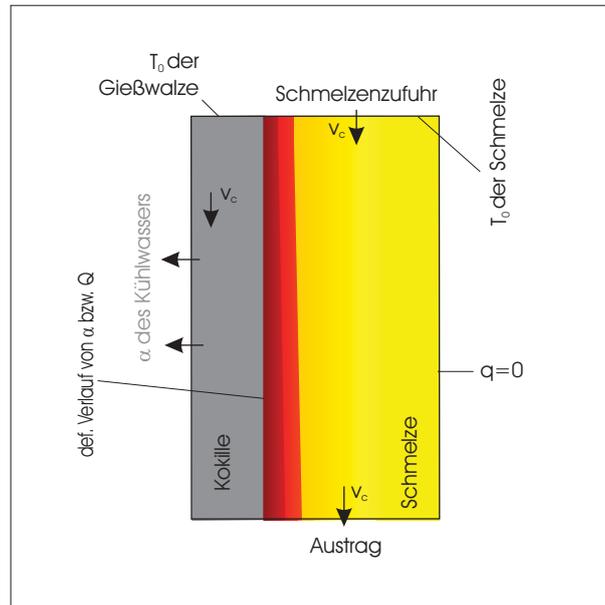


Abbildung A-1.: Skizze des vereinfachten Modells zur Erstarrungsberechnung mit eingesetzten Randbedingungen

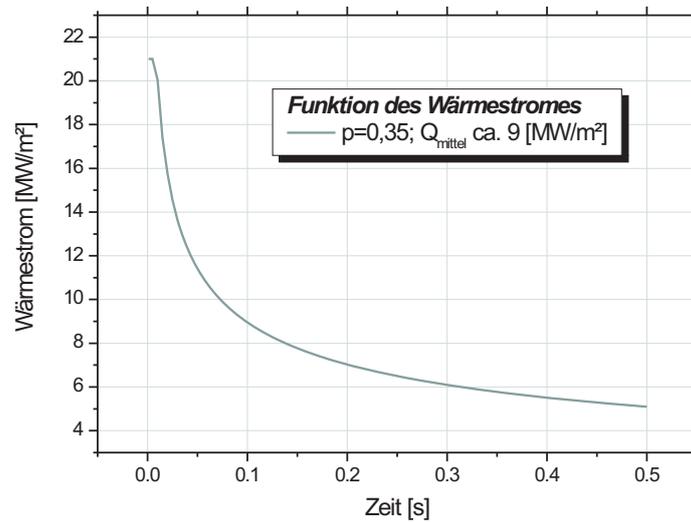


Abbildung A-2.: Skizzierung der Angewandten Funktion des Wärmeentzuges aus Gleichung A-1

T [$^{\circ}C$]	20	200	400
ρ [$\frac{kg}{m^3}$]	8800	8710	8610
λ [$\frac{W}{mK}$]	230	264	294
c_p [$\frac{J}{kgK}$]	410	424	440

Tabelle A.I.: Physikalische Daten der Temperaturleitfähigkeit des Kokillenmaterials

Bezeichnung		C	Mn	Si	ΔT	T_{liqu}	ZST
L1	FeC 003	0,03	0,7	0,2	14,9	1529,9	1523,0
L2	FeC 006	0,06	0,7	0,2	26,9	1527,6	1516,0
L3	FeC 012	0,12	0,7	0,2	39,7	1522,9	1501,3
L4	FeC 015	0,15	0,7	0,2	38,5	1520,5	1493,6
L5	FeC 0325	0,325	0,7	0,2	59,2	1506,2	1473,8
L6	FeC 07	0,7	0,7	0,2	100,7	1477,5	1419,5

Tabelle A.II.: Materialdaten der berechneten Legierungen

Temperaturabhängige Werte für Dichte ρ , Wärmeleitfähigkeit λ und Wärmekapazität c_p entstammen für die betrachteten Stahlsorten der Datenbank IDS [79] (Abb. A-3). Es wurden charakteristische Kohlenstoffgehalte im Bereich der peritektischen Umwandlung im $Fe-Fe_3C$ Diagramm ausgewählt. Tabelle A.II beinhaltet typische Größen, wie z.B. Breite des Erstarrungsintervalles ΔT , Liquidustemperatur T_{liq} und ZST dieser Legierungslagen. Für das Kokillenmaterial Elbrodur konnten vom Hersteller genannte Werte verwendet werden (Tab. A.I). Das somit bestimmte Wärmeleitproblem führt zu einer zeitlich bzw. örtlich definierten Temperatur- und Feststoffverteilung in der erstarrenden Schmelze.

A.1.1. Lokale Erstarrungszeit

Campbell et.al [59] und Blejde et.al. [80] nennen für die lokale Erstarrungszeit bei einem durchschnittlichen Wärmestrom von $14 \left[\frac{MW}{m^2} \right]$ einen Wert von $0,15 [s]$, bzw. $0,1-0,2 [s]$. Senk et.al. [81]

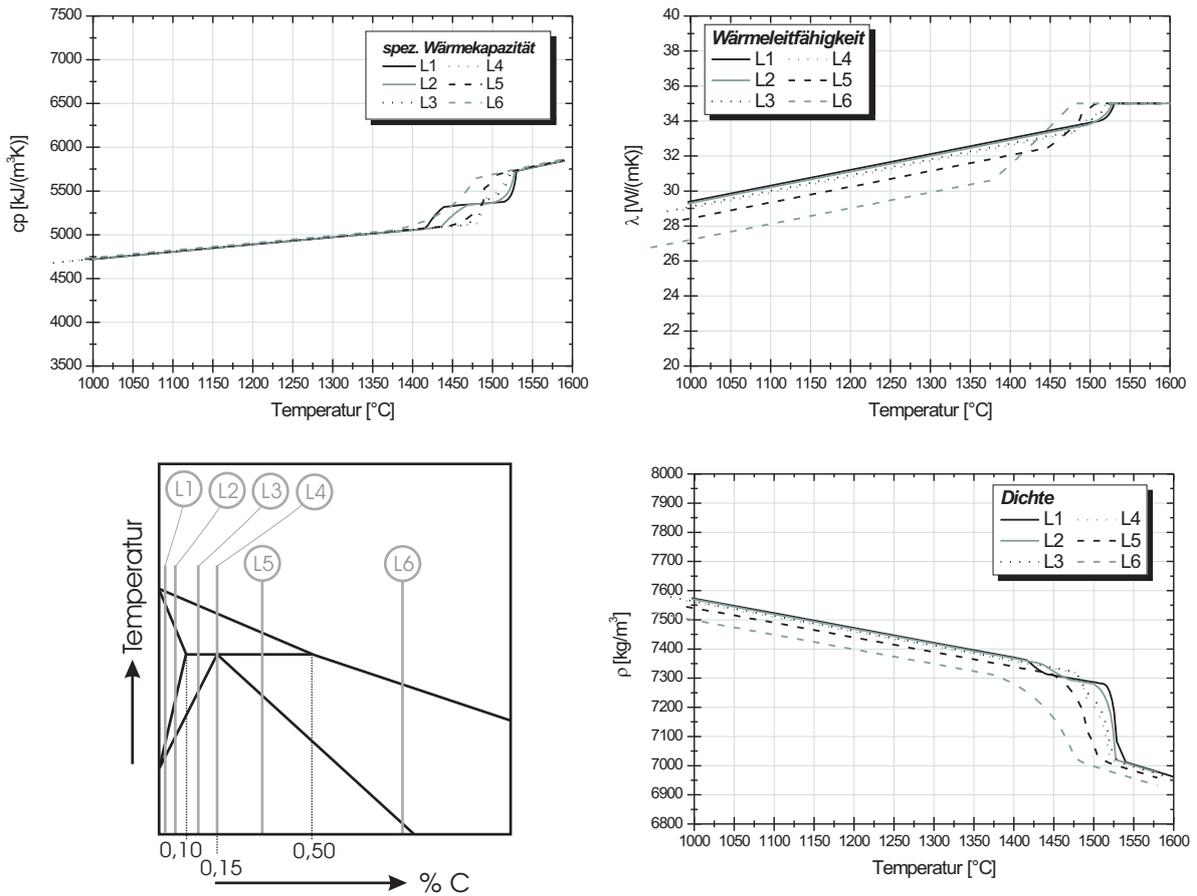


Abbildung A-3.: Schematische Darstellung der Legierungslagen der Legierungen aus Tabelle A.II im Fe – Fe₃C-System und entsprechende temperaturabhängige Verläufe der bestimmenden Größen der Temperaturleitfähigkeit.

t_f	Achsabschnitt d	Steigung k
FeC 003	0,0002	0,0770
FeC 006	0,0013	0,1146
FeC 012	0,0035	0,1783
FeC 015	0,0037	0,1858
FeC 0325	0,0167	0,2766
FeC 07	0,0810	0,4895

Tabelle A.III.: Faktoren der linearen Korellation der lokalen Erstarrungszeit t_f über der Schalendicke.

geben für den hochkohligen Stahl C67 (Werkst.-Nr. 1.0603; ca. 0,7 Gew-% C) lokale Erstarrungszeiten zwischen 0,03 [s] für 0,2 [mm] Oberflächenabstand und 0,3 [s] für 1,0 [mm] Tiefe an.

Bei den Berechnungen wurden für die Stahlsorte FeC006 Erstarrungszeiten von maximal 0,15 [s] beobachtet (Abb. A-5). Zuvor genannte Autoren [82] nennen für niedriglegierte C-Stähle ebenfalls einen Wert von 0,15 [s]. Die lokale Erstarrungszeit nimmt erwartungsgemäß mit steigendem Erstarrungsintervall signifikant zu (Abbildung A-5). Für lineare Korrelationen konnten folgende Faktoren gefunden werden (Tabelle A.III):

A.1.2. Wachstumsgeschwindigkeit der Dendritenspitze

Für V wurden maximale Werte von ca. 15 [$\frac{mm}{s}$] im Zuge der Anfangserstarrung ermittelt, wobei diese mit zunehmenden Schalenwachstum und somit größer werdendem Wärmeleitungswiderstand rasch abnehmen. Das Zentrum direktgegossener Dünnbänder, bzw. die letzterstarren Bereiche in diesem Modell, bei einer Schalendicke von ca. 1 [mm], erstarren mit ca. 3 bis 4 [$\frac{mm}{s}$] (Abb. A-4). Senk et.al. [81] geben für die bereits zitierte Stahlsorte C67 Erstarrungsgeschwindigkeiten von 5 [$\frac{mm}{s}$] bei 0,2 [mm] Schalendicke und 2 [$\frac{mm}{s}$] bei 1 [mm] Schalendicke an.

Die Berechnung der Temperaturfelder und der Erstarrung im beschriebenen Modell ergab für die Wachstumsgeschwindigkeit der Dendritenspitze keinen signifikanten Einfluss des C-Gehaltes (Abb. A-5).

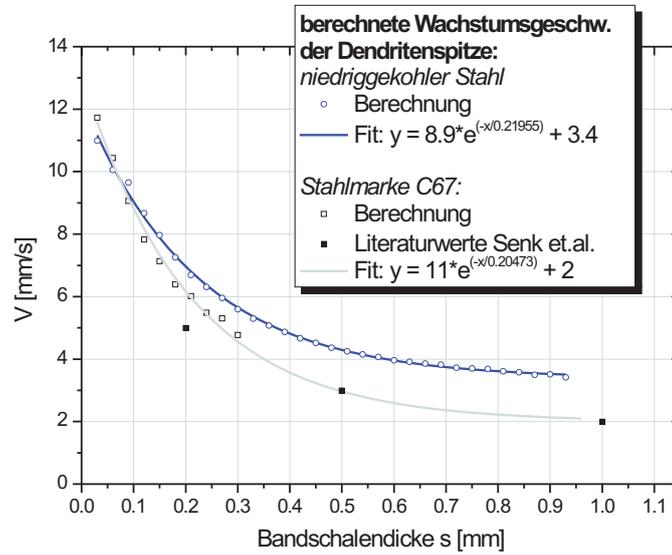


Abbildung A-4.: Erstarrungsgeschwindigkeiten aus den Erstarrungsberechnungen

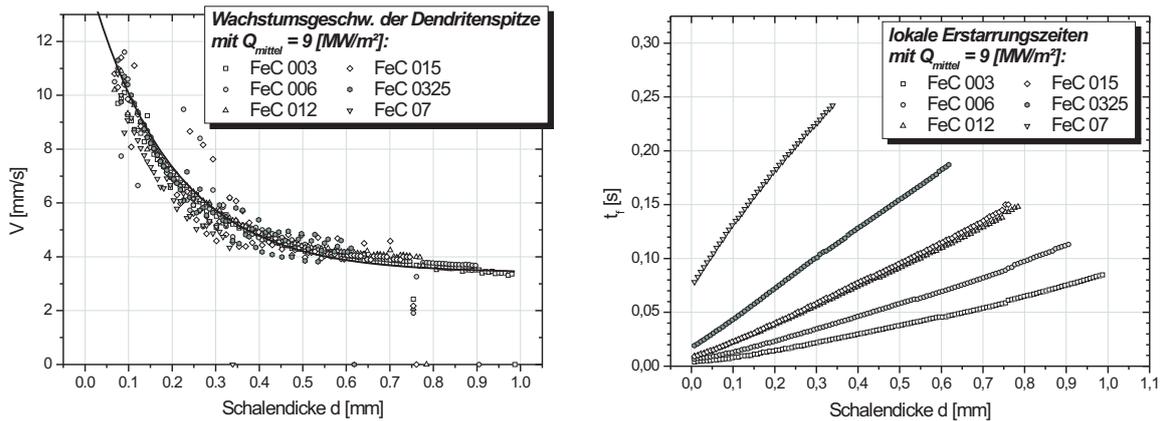


Abbildung A-5.: Wachstumsgeschwindigkeit der Dendritenspitze und lokale Erstarrungszeiten aus den Erstarrungsberechnungen für Mn/Si beruhigte Stahllegierungen mit unterschiedlichem C-Gehalt.

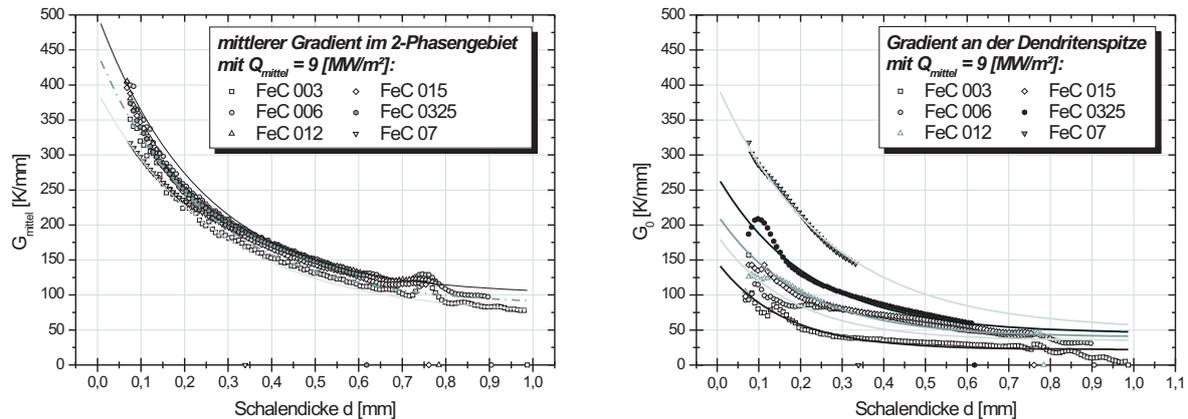


Abbildung A-6.: Mittlerer Temperaturgradienten im 2-Phasengebiet und zugehörige Gradienten an der Dendritenspitze der Erstarrungsberechnungen für Mn/Si beruhigte Stahllegierungen mit untersch. C-Gehalt.

A.1.3. Temperaturgradient im 2-Phasengebiet

Die Änderung des mittleren Gradienten im 2-Phasengebiet zeigt nur sehr geringe Abweichungen, jedoch zeigt der Gradient an der Dendritenspitze sehr wohl Abhängigkeit von der Stahlzusammensetzung (Abb. A-6).

Mit steigendem C-Gehalt steigt auch der Gradient an der Dendritenspitze deutlich an, wobei die peritektischen Legierungen (FeC 012, FeC 015) in gleichen Bereichen liegen. Bei der überperitektischen Legierung (FeC 07) ist ein deutlicher Anstieg erkennbar. In den Abbildungen sind Kurven von Fitfunktionen nach der Formel

$$y = a + b e^{-\frac{x}{c}} \quad (\text{A-2})$$

enthalten, die den Verlauf von G , G_0 und V sehr gut wiedergibt. In Tabelle A.IV sind die ermittelten Fitparameter aufgelistet.

Für die Kühlrate wurde im Zuge dieser Berechnungen Werte von ca. $3000 \left[\frac{\text{K}}{\text{s}}\right]$ im Zuge der Ersterstarrung und bis ca. $300 \left[\frac{\text{K}}{\text{s}}\right]$ bei der Enderstarrung gefunden. Blejde et al. [82] nennen

	a	b	c
V	3,4	11,3	0,19
G min	70	320	0,28
max	100	400	0,22
mittel	85	360	0,25
G_0 FeC 003	22	125	0,16
FeC 006	35	150	0,18
FeC 012/015	40	175	0,20
FeC 0325	45	225	0,22
FeC 07	50	350	0,26

Tabelle A.IV.: Parameter der Fitfunktionen für G , G_0 und V

einen durchschnittlichen Wert von $1700 \left[\frac{K}{s}\right]$.

Veränderungen der Überhitzung zeigen bei diesen Betrachtungen insbesondere zu Erstarrungsbeginn bei sehr kleinen Schalendicken ihre Auswirkungen. Dementsprechend sinkt die Dendritenspitzen­geschwindigkeit mit steigender Überhitzung. Die lokale Erstarrungszeit verlängert sich erwartungsgemäß gleichzeitig (Abb. A-7). Die Gradienten im 2-Phasengebiet und an der Dendritenspitze werden nur zu sehr geringem Maße beeinflusst.

A.2. Beschreibung der Erstarrung

A.2.1. Anreicherung vor der Erstarrungsfront / Konstitutionelle Unterkühlung

Ausscheidungstemperaturen und Konzentrationen der entsprechenden Mischkristalle sind in idealisierter Näherung in Zweistoffsystemen beschreiben. Daraus ist abzulesen, dass eine Schmelze mit einer gewissen Konzentration an Legierungselementen einen Mischkristall bei der Erstarrung ausscheidet, der eine davon abweichende Legierungskonzentration besitzt. Dies ist im Ver-

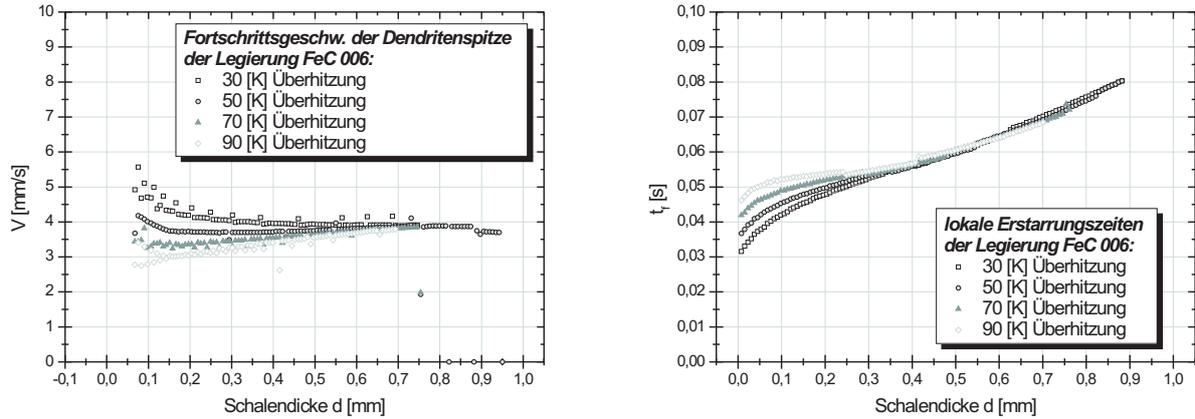


Abbildung A-7.: Erstarrungsgeschwindigkeiten und lokale Erstarrungszeiten der Erstarrungsberechnungen für eine Mn/Si beruhigte Stahllegierung, konstanten Wärmeentzug mit $9 \left[\frac{\text{MW}}{\text{m}^2} \right]$ und unterschiedlicher Überhitzung der Schmelze.

teilungskoeffizienten $k = \frac{C_s}{C_l}$ ausgedrückt. Eine Schmelze mit der Zusammensetzung $C_l = C_0$ bildet Mischkristalle mit der Zusammensetzung $C_s = C_0 k$. Bei einer Liquiduslinie mit negativer Steigung m ist das Verhältnis $\frac{C_s}{C_l}$ kleiner als 1 und führt zu einer Anreicherung von Legierungselementen vor der Erstarrungsfront mit $c^* = \frac{c_0}{k}$. Ein Ausgleich mit der Umgebung erfolgt durch Diffusion. Es entsteht ein typisches Konzentrationsprofil, welches vor der Erstarrungsfront einen konvexen Verlauf aufweist (Abbildung A-8). Eine mathematische Beschreibung ist mit dem zweiten Fick'schen Gesetz, und dem Diffusionskoeffizienten D als charakteristische Größe, gegeben:

$$\nabla^2 C = \frac{1}{D} \frac{\partial C}{\partial t} \quad (\text{A-3})$$

mit der Lösung für C_l :

$$C_l = C_0 + \Delta C_0 e^{-\frac{Vx}{D}} \quad \text{mit} \quad \Delta C_0 = \frac{C_0}{k} - C_0 \quad (\text{A-4})$$

und der zugehörigen Diffusionsschichtdicke δ_c :

$$\delta_c = \frac{2D}{V} \quad (\text{A-5})$$

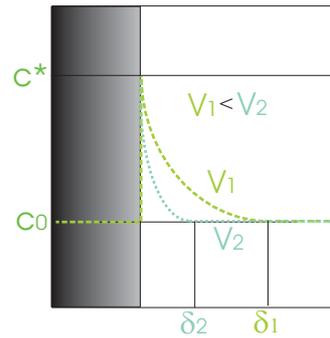


Abbildung A-8.: Konzentrationsanreicherung vor der Erstarrungsfront

Die *Seigerung* von Stählen wird im Kapitel A.2.6 näher beleuchtet. An dieser Stelle sei erwähnt, dass im Zuge einer Ausscheidung von Mischkristallen immer eine Veränderung der Schmelzenzusammensetzung einhergeht und diese eine Änderung der zugehörigen Liquidustemperatur von

$$T_l(C_0) - T_l = m(C_0 - C_l) \quad (\text{A-6})$$

zur Folge hat. Unterschreitet die wahre Temperatur dadurch die Liquidustemperatur über einen gewissen Bereich, so herrscht in diesem die sogenannte konstitutionelle Unterkühlung. Als Kriterium für diese ist, wie aus Abbildung A-9 ersichtlich, der herrschende Temperaturgradient an der Erstarrungsfront anzusetzen:

$$G = \left(\frac{dT_q}{dx} \right) \quad (\text{A-7})$$

Konstitutionelle Unterkühlung liegt vor, wenn die Bedingung $G < m G_c$ erfüllt ist (durchgezogene Linie im linken unteren Teilbild). Ist der Temperaturgradient steiler (unterbrochene Linie) kommt es zu keiner konstitutionellen Unterkühlung. Diese hat wesentlichen Einfluss auf die Ausbildung der Erstarrungsfront.

Mit steigender konstitutioneller Unterkühlung Θ verändert sich die Form der Erstarrung von ebener Erstarrung ($\Theta = 0$) über Zellen und Dendriten bis hin zu breiartiger Erstarrung:

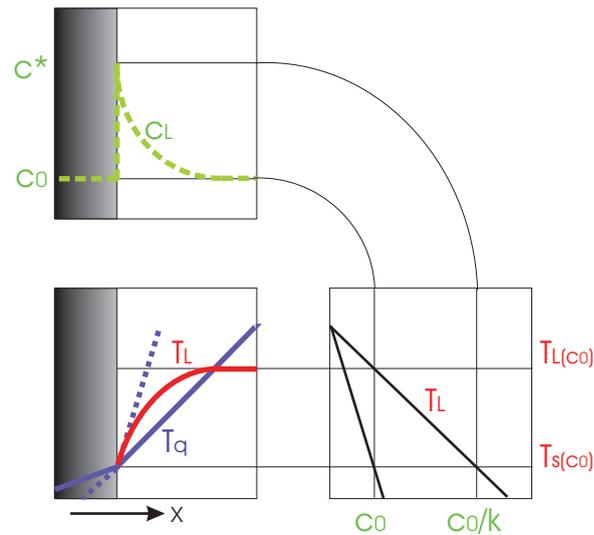


Abbildung A-9.: Darstellung der konstitutionellen Unterkühlung. Im linken unteren Teilbild ist der wahre Temperaturverlauf unter der jeweiligen Liquidustemperatur gezeigt (durchgezogene Linie). Die gepunktete Linie zeigt einen Temperaturverlauf, bei dem keine konstitutionelle Unterkühlung erreicht wird

- $\Theta = 0$ ebene Front
- $\Theta \ll 1$ Zellen
- $\Theta < 1$ dendritische Zellen
- $\Theta > 1$ stängelige dendritische Erstarrung
- $\Theta \gg 1$ globular dendritische Erstarrung

Bei globular dendritischer Erstarrung ist keine örtlich eindeutig definierbare Erstarrungsfrent mehr ersichtlich, da bereits vor einer vordringenden Dendritenfrent Keime zu wachsen beginnen.

A.2.2. Stabilitätsbereich gerichteter Erstarrung

Für den Übergang von zellulärer zu gerichtet dendritischer Erstarrung muss die Bedingung für konstitutionelle Unterkühlung $G < mG_c$ (mit $\Theta = 0$) erfüllt sein. Hierzu existiert nach der Wachstumsbedingung absoluter Stabilität (Abb. A-10) eine kritische Wachstumsgeschwindigkeit:

$$G < \frac{m V \Delta C_0}{D} \quad \rightarrow \quad V_c = \frac{G D}{\Delta T_0} \quad (\text{A-8})$$

Der Übergang von gerichteter zu globular dendritischer Erstarrung (im folgenden globulare Erstarrung) wurde anhand von Aluminiumlegierungen und der dort angewandten Kornfeinung von Hunt [83] beschrieben. Unter der Annahme, dass an der Kokillenwand immer gerichtete Dendriten zu wachsen beginnen und mit einer gewissen Fortschrittsgeschwindigkeit in die Schmelze wachsen, sowie diese beim Zusammentreffen mit globularen Keimen dieses überwachsen und die restliche Erstarrung gerichtet abläuft, unterscheidet dieser nach dem Anteil an globular erstarrter Schmelze drei Erstarrungszustände.

1. gerichtete Erstarrung
2. gemischt gerichtete und globulare Erstarrung
3. globulare Erstarrung

Vollständig globulare Erstarrung wird dabei einem Feststoffanteil von $f_s = 0,49$ zugeordnet. Vollständig gerichtete Erstarrung entspricht $f_s = 0,01$. Für den kritischen Temperaturgradienten vollständiger gerichteter Erstarrung gilt folgende Bedingung:

$$G > 0,617 (100 N_0)^{\frac{1}{3}} \left[1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T)^3} \right] \Delta T \quad (\text{A-9})$$

ΔT_N entspricht der Unterkühlung heterogener Keimbildung zur Ausscheidung von globularen Kristallen in der Schmelze, ΔT der Unterkühlung an den Dendritenspitzen. N_0 entspricht der Anzahl an Keimen (pro Volumseinheit) in der Schmelze.

In Abbildung 2-9 ist dieser Stabilitätsbereich mit typischen Werten für die Erstarrung nach dem Stranggieß- und dem Dünnbandgießprozess skizziert [84]. Der Abbildung ist zu entnehmen, dass bei der Erstarrung im Stranggießprozess ab einem gewissen Erstarrungsfortschritt bis zur metallurgischen Mitte des Gussproduktes globulare Erstarrung auftreten kann. Beim direkten Bandgießen erstarrt der Stahl mit äußerst feiner gerichtet dendritischer Struktur.

A.2.3. Beschreibung dendritischer Erstarrung

Obige Diskussion zeigt, dass die Erstarrungsbedingungen, unter denen ein Dendrit entstehen wird, nicht nur durch thermische Randbedingungen vorgegeben sind. Die Verhältnisse an der Erstarrungsfront (Dendritenspitze) lassen sich dennoch durch eine, aus mehreren Einflussfaktoren zusammengesetzte, Unterkühlung der Dendritenspitze ausdrücken:

$$\Delta T = \Delta T_c + \Delta T_t + \Delta T_r \quad (\text{A-10})$$

Allgemein ist festzustellen, dass $\Delta T_r = \frac{2\Gamma}{r}$ klein im Vergleich zur solutalen Unterkühlung ΔT_c ist. Solutele und thermische Unterkühlungen ΔT_t können mit Hilfe der Definition der Übersättigung in folgender Weise angeschrieben werden:

$$\Omega = \frac{x_l^* - x_{nom}}{x_l^* - x_s^*} = \frac{C_l^* - C_0}{C_l^* p} \quad (\text{A-11})$$

$$\Delta T_c = m C_0 \left[1 - \frac{1}{1 - \Omega p} \right] \quad (\text{A-12})$$

$$\Delta T_t = \Omega \frac{\Delta h_f}{c} \quad (\text{A-13})$$

Um das Diffusionsfeld vollkommen beschreiben zu können, ist die Berücksichtigung der Geometrie eines Dendriten von Nöten. Diese kann mit genügender Genauigkeit als Paraboloid angenähert werden. Die mathematische Beschreibung einer solchen Geometrie erfolgte als erstes durch Ivantsov [85]. Horvay und Cahn stellten die Beziehung zwischen Übersättigung und der Ivantsov-Funktion her.

$$\Omega = \frac{2 P_c}{2 P_c + 1} = I(P_c) = P_c \exp(P_c) \int_{P_c}^{\infty} \frac{\exp(-z)}{z} \partial z \quad (\text{A-14})$$

$$\Omega = I(P_c) \cong P_c \quad (\text{A-15})$$

$$P_c = \frac{V R_t}{2 D} \quad (\text{A-16})$$

Die Pecletzahl entspricht demnach dem Verhältnis aus Spitzenradius (R_t) und Diffusionslänge ($\delta_c = \frac{2D}{V}$). Aus Gleichung A-16 ist ersichtlich, dass bei gegebener Übersättigung keine eindeutig zuordenbaren Werte für V und R zu finden sind. Die Lösung des Diffusionsfeldes alleine ergibt keine Aussage darüber, ob der Dendrit rasch bei kleinem Spitzenradius, oder langsam bei großem Spitzenradius wachsen wird.

A.2.4. Betriebspunkt der Dendritenspitze

Das Wachstum ist generell aus einem *diffusiven Anteil* und einem *Kapillaritätsanteil* zusammengesetzt. Mögliche Betriebspunkte liegen auf einer Kurve, die ein Maximum aufweist, das durch den Schnittpunkt der beiden Grenzbedingungen gebildet wird (Abbildung A-10). Nach dem Extremumkriterium wird der Betriebspunkt der Dendritenspitze immer der maximal möglichen Wachstumsrate entsprechen (R_c). Langer und Müller-Krumbhaar [86] zeigten, dass Dendriten bei niedrigen Peclet-Zahlen und gerichteter Erstarrung größere Spitzenradien aufweisen (R_s). Dies entspricht dem Wachstum an der Grenze morphologischer Stabilität (marginally stable) und hat Gültigkeit bei $V_c \gg \frac{GD}{\Delta T_0}$. Der Spitzenradius wird dabei gleich der kleinsten Wellenlänge gesetzt, welche eine Störung an der Dendritenspitze hervorrufen kann. Diese beträgt:

$$\lambda_i = 2 \pi \sqrt{\delta_c s} \quad (\text{A-17})$$

Der Spitzenradius morphologischer Stabilität errechnet sich nach dem KGT-Modell (Kurz, Giovanola, Trivedi [29]), indem man diesen laut obiger Definition mit λ_i gleichsetzt. Mit den Definitionen der Diffusionslänge und Kapillaritätslänge ergibt sich:

$$R_s = \lambda_i = 2 \pi \sqrt{\frac{D}{V} \frac{\Gamma}{\Delta T_0}} = 2 \pi \sqrt{\frac{\Gamma}{\phi}} \quad (\text{A-18})$$

mit $\Gamma = \frac{\sigma}{\Delta s_f}$, $\phi = m (G_c - G)$ und $G_c = -\frac{V}{D} C_i^* p$

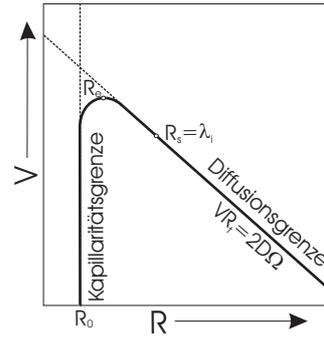


Abbildung A-10.: Schematische Darstellung der Spitzenradien nach absoluter Stabilität (R_e) und morphologischer Stabilität (R_s)

Es folgt die quadratische Gleichung in V als Bestimmung für R_s :

$$R_s = 2 P_c \frac{D}{V} = 2 \pi \sqrt{\frac{\Gamma}{-m \left(\frac{V}{D} p C_0 \frac{1}{1-p I(P_c)} \right) - G}} \quad (\text{A-19})$$

$$A V^2 + B V + G = 0 \quad (\text{A-20})$$

mit $A = \frac{\pi^2 \Gamma}{D^2 P_c^2}$ und $B = \frac{m p C_0}{D(1-p I(P_c))}$

Bobadilla et al. [?] und Rappaz et al. [?] stellen eine Form von Gleichung A-19 für Mehrkomponentenlegierungen vor (Gleichung A-21):

$$\sum_{i=2}^n \frac{m_i^s (C_i^{l*} - C_i^{s*}) \frac{V}{D_i^L} \left(\sqrt{1 + \left(\frac{4\pi D_i^L}{V R_t} \right)^2} - 1 \right)}{2 \frac{C_i^{s*}}{C_i^{l*}} + \sqrt{1 + \left(\frac{4\pi D_i^L}{V R_t} \right)^2} - 1} + \frac{\Gamma^{s/l}}{\sigma^* R_t^2} + G = 0 \quad (\text{A-21})$$

In Gleichung A-21 stellt m_i^s die Steigung der Liquiduslinie des Solventen i dar, C_i^{l*} und C_i^{s*} die Konzentration des Solventen i in Schmelze und Feststoff an der Dendritenspitze, D_i^L den Diffusionskoeffizienten des Solventen i in der Schmelze, $\Gamma^{s/l}$ den Gibbs-Thomson an der Phasengrenze fest-flüssig und σ^* bezeichnet einen Stabilitätsparameter, der den konstanten Wert von $\sigma^* = \frac{\pi^2}{4}$ annimmt. G entspricht dem Temperaturgradienten an der Dendritenspitze. Die iterative Lösung

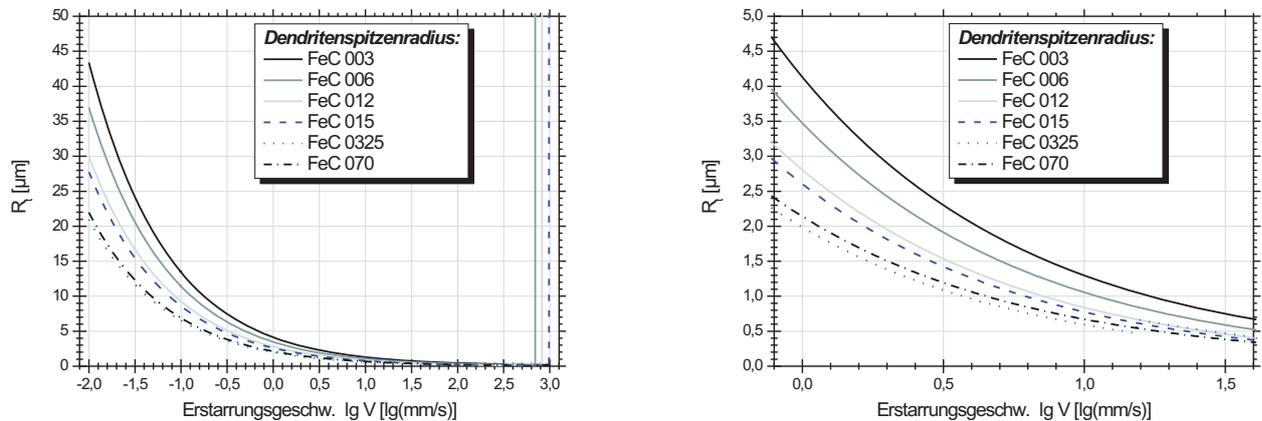


Abbildung A-11.: Berechneter Verlauf des Dendritenspitzenradius über der Erstarrungsgeschw. für die Legierungen aus Tabelle A.II.

dieser Gleichung zusammen mit der Bestimmung der Übersättigung (Gleichung A-11) und des chemischen Potentials (Gleichung A-22 [?])

$$\mu_i^l(T^{S^*}, x_2^{l^*}, \dots, x_n^{l^*}) = \mu_i^s(T^{S^*}, x_2^{s^*}, \dots, x_n^{s^*}) + \Delta G_f + \Delta G_\sigma + \Delta \mu_i^* \quad (\text{A-22})$$

von Miettinen [87] ergibt den Dendritenspitzenradius in Abhängigkeit der Erstarrungsgeschwindigkeit. ΔG_f bezeichnet den Therm für *interface friction*, ΔG_σ den Therm für Kapillarität und $\Delta \mu_i^*$ jenen für *solute trapping mit solute drag* [88].

Der Verlauf des Dendritenspitzenradius (Abb. A-11) zeigt eine rasche Abnahme bei zunehmender Erstarrungsgeschwindigkeit. Betrachtet man für das Bandgießen typische Erstarrungsgeschwindigkeiten für solche Legierungen (5 bis $13 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$), wie sie in Abbildung A-5 dargestellt sind, so beträgt der zugehörige Dendritenspitzenradius in etwa 0,5 bis 2 $[\mu\text{m}]$. Bei noch höheren Erstarrungsgeschwindigkeiten ist bei einigen Legierungen ein sprunghafter Anstieg zu erkennen, der den Umschlag zu zellulärer Erstarrung kennzeichnet, der für das Bandgießen von diesen Legierungen jedoch offensichtlich nicht von Relevanz ist.

Weiters ergeben sich durch die skizzierte Ableitung des KGT-Modells die zugehörige Unterkühlung der Schmelze an der Dendritenspitze und die Analysen von Schmelze und Feststoff an

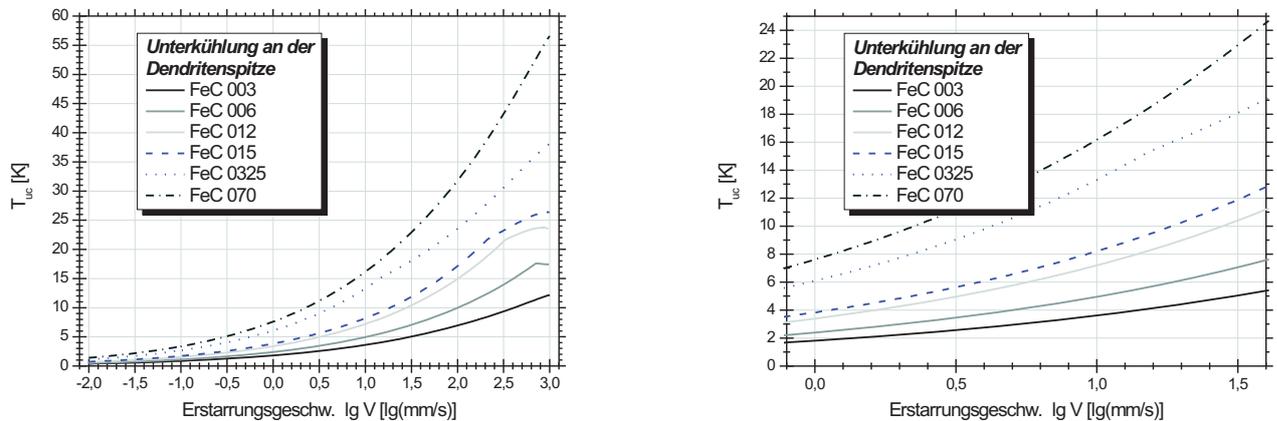


Abbildung A-12.: Berechneter Verlauf der Unterkühlung an der Dendritenspitze über der Erstarrungsgeschw. für die Legierungen aus Tabelle A.II.

der Phasengrenze fest-flüssig an der Dendritenspitze. Abbildung A-12 zeigt die berechneten Unterkühlungen. Für die berechneten Erstarrungsgeschwindigkeiten des Bandgießens ergibt dieses Modell für diese Legierungen Unterkühlungen von 3 bis 19 [°C]. Die geknickten Kurven deuten auf den Umschlag von primärer ferritischer auf primär austenitische Erstarrung hin.

Die Konzentrationen für die enthaltenen Legierungselemente Kohlenstoff, Mangan und Silizium an der Phasengrenze fest-flüssig der Dendritenspitze sind den Abbildungen A-13, A-14 und A-15 zu entnehmen.

Bei jedem Legierungselement ist die sprunghafte Änderung der Konzentration in Feststoff und Schmelze mit dem Umschlag von ferritischer zu austenitischer Erstarrung bei gleichzeitiger Änderung des Diffusionskoeffizienten zu erkennen. Alle Kurven haben anfänglich positive Steigungen mit zunehmender Erstarrungsgeschwindigkeit aufgrund vermindeter Solventenlösung im Feststoff mit vermindertem Diffusionsausgleich. Ab gewissen Erstarrungsgeschwindigkeiten nimmt die Konzentration der Legierungselemente in der Schmelze an der Erstarrungsfront wieder ab, da die Diffusion in der Schmelze zu langsam vor sich geht. Dieser Effekt steigert sich bis zum vollständigen Umsatz der Legierungsinhalte mit der nominellen Konzentration, ab einer gewissen Erstarrungsgeschwindigkeit. Die Lage dieser Punkte hängt insbesondere von der

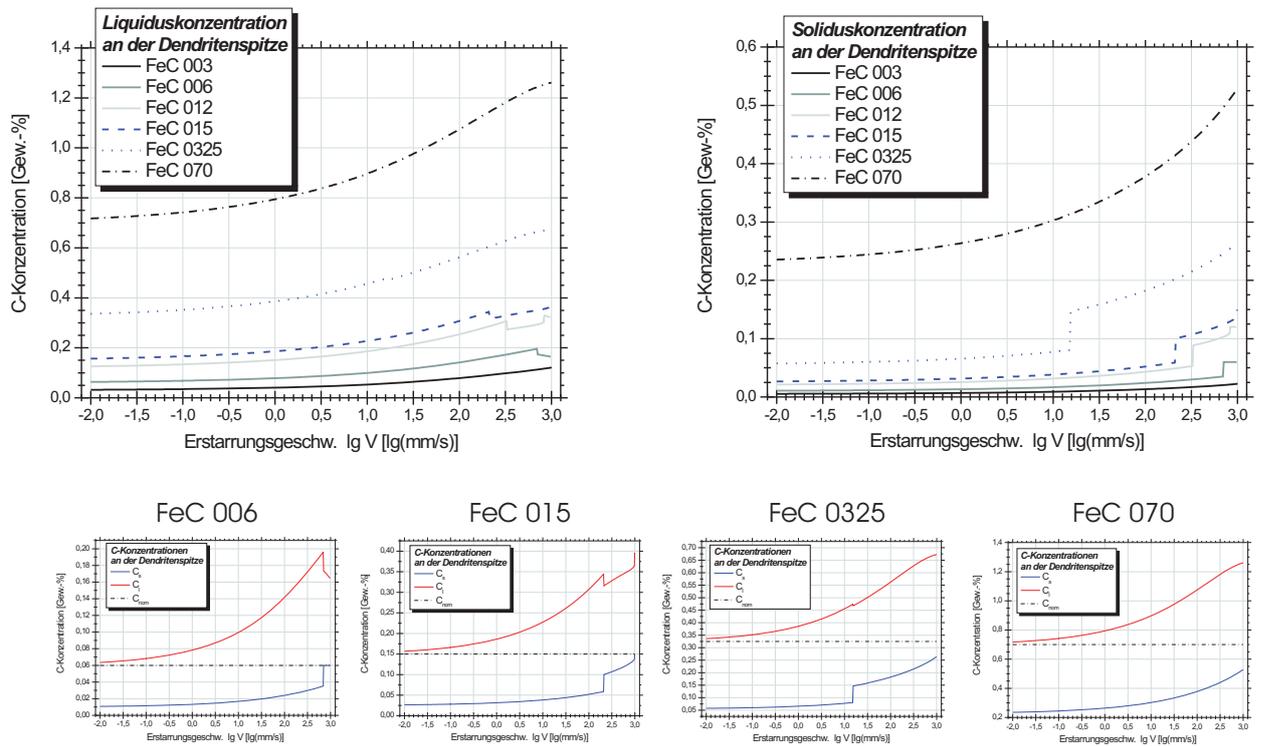


Abbildung A-13.: C-Konzentrationen an der Dendritenspitze im Steady State der betrachteten Legierungen

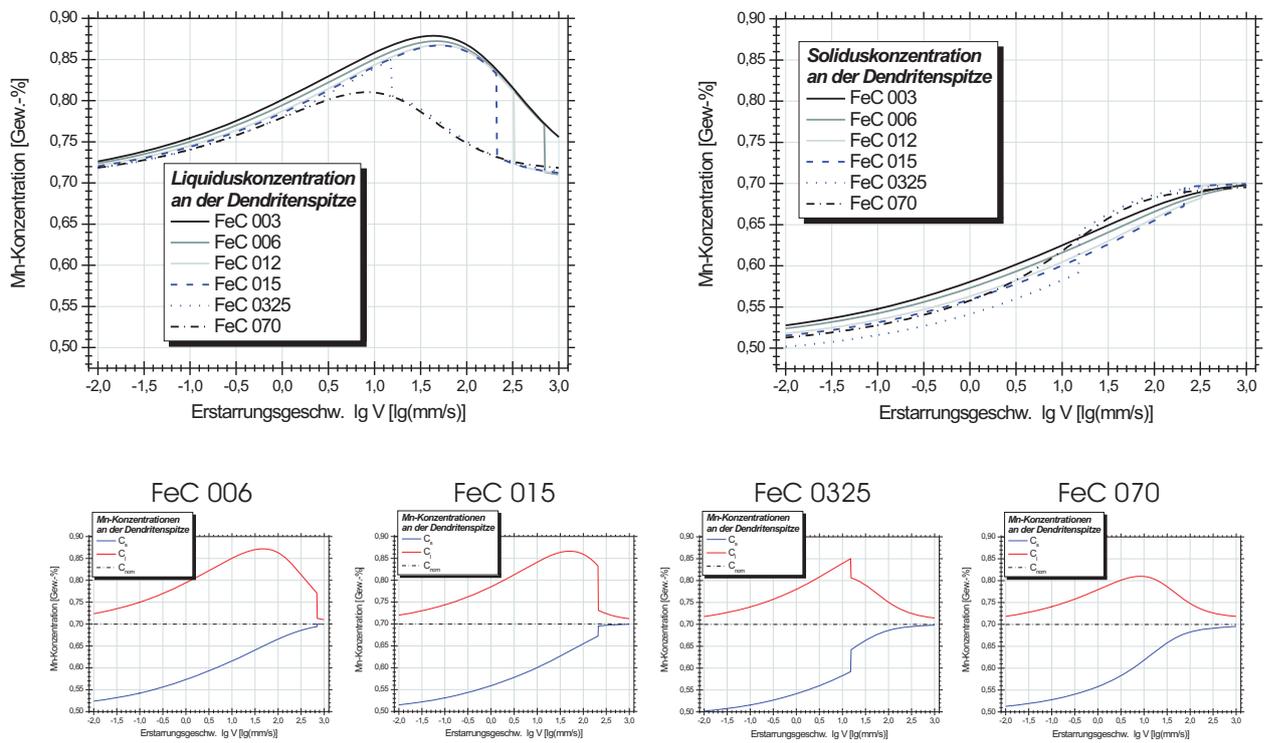


Abbildung A-14.: Mn-Konzentrationen an der Dendritenspitze im Steady State der betrachteten Legierungen

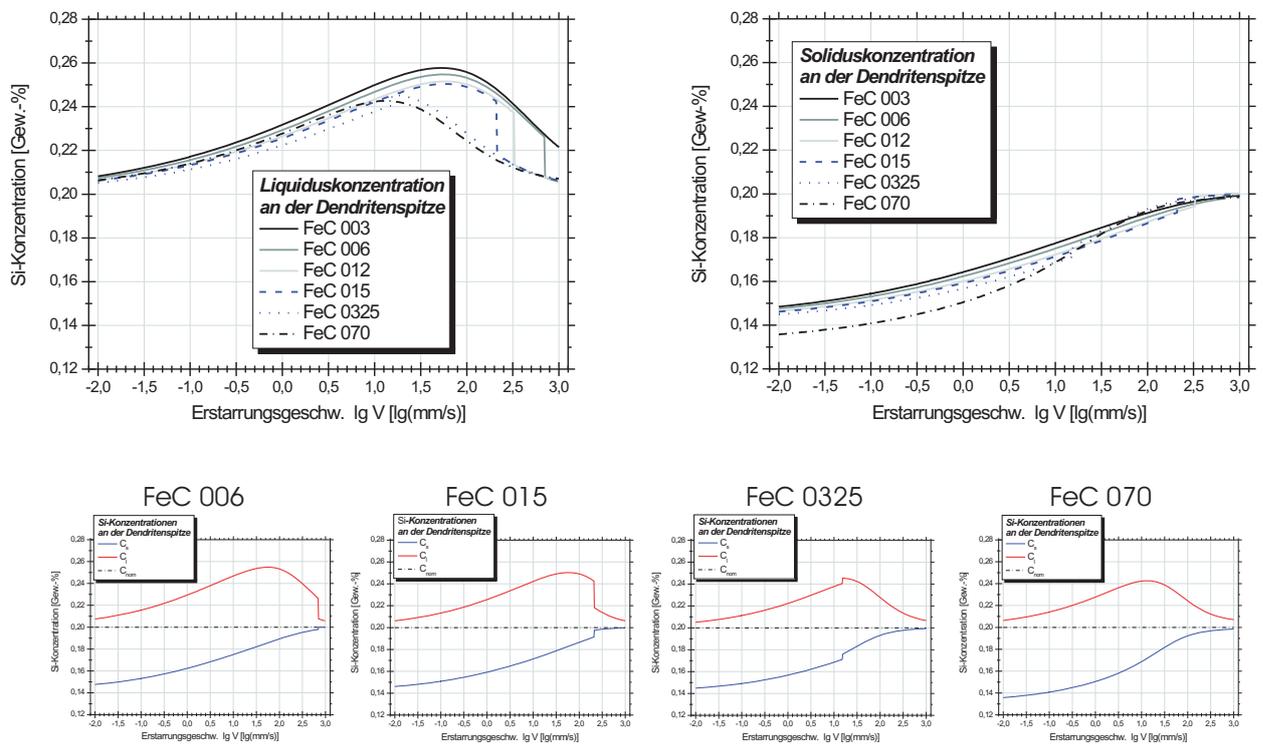


Abbildung A-15.: Si-Konzentrationen an der Dendritenspitze im Steady State der betrachteten Legierungen

Diffusionsrate des jeweiligen Legierungselements in flüssigen Eisenschmelzen, bzw. dem flächenzentrierten und raumzentrierten Eisenmischkristallen ab.

A.2.5. Dendritenarmabstände

A.2.5.1. Primär-Dendritenarmabstand λ_1

Der Primärdendritenarmabstand eines dendritisch erstarrten Metalls besitzt einen beschreibenden Charakter des Erstarrungsvorganges dieses Metalls. Geometrisch kann er als Nebenachsenabstand der beschriebenen parabolischen Dendritenspitzen formuliert werden und ergibt sich daher aus [29]:

$$\lambda_1 = \sqrt{\frac{3 \Delta T_0 R_t}{\bar{G}}} \quad (\text{A-23})$$

\bar{G} stellt in dieser Gleichung einen mittleren Temperaturgradienten des 2-Phasengebietes festflüssig dar. Dieser Zusammenhang kann durch Einsetzen des Grenzstabilitätskriteriums auch als

$$\lambda_1 = K V^{-m} \bar{G}^{-n} \quad (\text{A-24})$$

mit $K = 4,3 \left(\frac{\Delta T_0 D \Gamma}{k}\right)^{0,25}$, $m = \frac{1}{4}$ und $n = \frac{1}{2}$ geschrieben werden [29]. In der Praxis wurden die Werte für K , m und n an zahlreiche Messungen angepasst [89]. Neben der bereits formulierten Abhängigkeit des Primärdendritenarmabstand existieren noch zahlreiche empirisch ermittelte Zusammenhänge mit diesen und anderen Erstarrungskenngrößen, wie z.B. der Kühlrate \dot{T} , dem Wärmestrom \dot{Q} , der Erstarrungsgeschwindigkeit R und der lokalen Erstarrungszeit t_f [90]. El-Bealy und Thomas [91] berechnen λ_1 -Werte mit einer empirisch ermittelten Funktion der Kühlrate \dot{T} und des C-Gehaltes C_0 (Gleichung A-25).

$$\lambda_1 = K \dot{T}^m C_0^n \quad (\text{A-25})$$

mit

K	278,748
m	−0,206277
n	$0,00 \leq C_0 \leq 0,15$
	$−0,316225 + 2,0325C_0$
	$0,15 \leq C_0 \leq 1,00$
	$−0,0189 − 0,491666C_0$

Kudoh und Wo [92] zeigen ebenfalls die Abhängigkeit der λ_1 -Werte vom Legierungsgehalt der Schmelze: Nachdem bis zu einem Gehalt von 0,2% kein nennenswerter Einfluss erkennbar ist, steigen diese mit weiter zunehmendem C-Gehalt signifikant an. Steigende Cr-, Mo-, V- und W-Gehalte führen ebenfalls zu steigenden λ_1 -Werten. Cabrera-Marrero et al. [93] formulierten folgenden Zusammenhang aus umfangreichen Untersuchungen von Knüppelmaterial:

$$\lambda_1 = K V^{-0,25} \bar{G}^{-0,5} \quad (\text{A-26})$$

mit $K = 1990[\%C] + 380[\%Si] - 0,221[\%Mn] + 9840[\%Al] + 20[\%Ni] - 40[\%Cr]$

Die Legierungen aus Tabelle A.II ergeben bei Betrachtung mit unterschiedlichen Erstarrungsgeschwindigkeiten nach Gleichung A-23 den Verlauf aus Abb. A-16. Die, mit zunehmender Erstarrungsgeschwindigkeit sinkenden λ_1 -Werte betragen im Bereich des Dünnbandgussprozesses in etwa 5 bis 60 [μm]. Der Umschlag zur zellularen Erstarrung ist wiederum durch den sprunghaften Anstieg der λ_1 -Werte erkennbar.

A.2.5.2. Sekundär-Dendritenarmabstand λ_2

Hinter einer kleinen paraboloiden Spitze, welche meist weniger als ein Prozent der Länge des Dendriten ausmacht, führen Störungen der ursprünglich glatten Oberfläche zur Ausbildung von Seitenarmen. Erreichen die Spitzen der Seitenarme das Diffusionsfeld eines anderen Seitenarmes, stoppen diese ihr Wachstum und beginnen zu Reifen. Der Abstand zwischen den Seitenarmen (λ_2) vergrößert sich somit im Laufe der Erstarrung erheblich. Wie bei der Reifung von Ausscheidungen ist der λ_2 -Wert proportional der dritten Wurzel der Zeit. Als bestimmender Einflussfaktor wird nach den Modellen von Feuerer und Wunderlin [94] und Katamis [95] somit die Kontaktzeit zwischen Schmelze und Dendrit, die lokale Erstarrungszeit t_f , genannt:

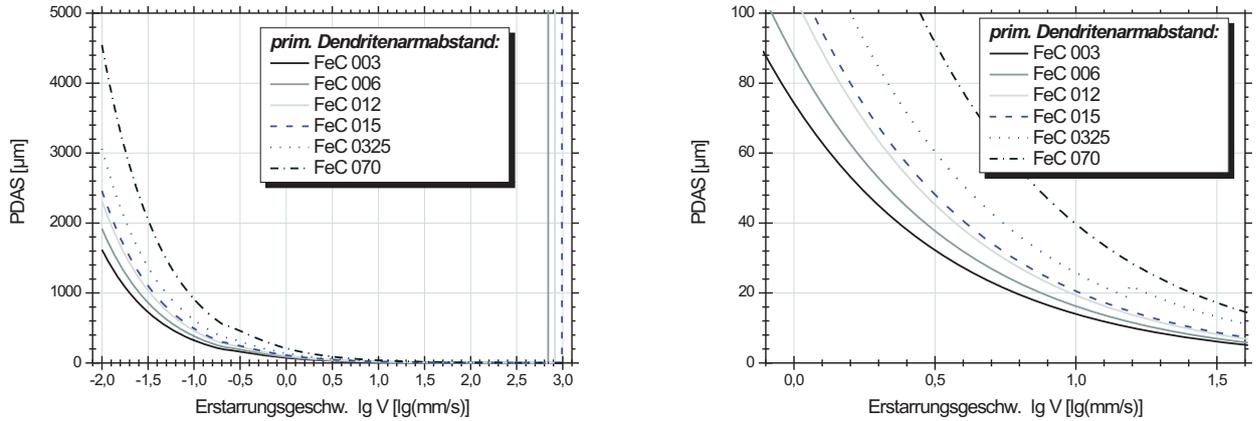


Abbildung A-16.: Berechneter Verlauf des primären Dendritenarmabstandes über der Erstarrungsgeschw. für die Legierungen aus Tabelle A.II

$$\lambda_2 = 5,5 (M t_f)^{1/3} \quad (\text{A-27})$$

mit $M = \frac{\Gamma D \ln \frac{C_l^*}{C_0}}{m(1-k)(C_0 - C_l^*)}$ und $t_f = \frac{\Delta T_0}{T} = \frac{\Delta T_0}{V G}$, weshalb auch

$$\lambda_2 = K_1 \dot{T}^{-n} \quad (\text{A-28})$$

geschrieben werden kann. Sowohl die lokale Erstarrungszeit t_f , als auch M , werden vor allem durch die erstarrende Legierung und deren Mikroseigerungsneigung bestimmt. Die Unabhängigkeit der λ_2 -Abstände von Keimbedingungen ergibt eine gute Charakterisierungsmöglichkeit der lokalen Erstarrungsbedingungen. Der Literatur sind zahlreiche adaptierte Formen und empirisch, aus metallographischen Untersuchungen, ermittelte Werte für K_1 und n aus Gleichung A-28 und weiter abgewandelter Formen dieser Gleichung zu entnehmen [96,97,91,90].

Kudoh und Wo [92] beschreiben einen Effekt, wonach im Gegensatz zu λ_1 -Werten, steigende Legierungsgehalte zu geringeren λ_2 -Werten führen.

Eine Abschätzung der λ_2 -Abstände für die Legierungen aus Tabelle A.II kann mit Gleichung A-27 durchgeführt werden. Die lokale Erstarrungszeit wurde bei der thermischen Mo-

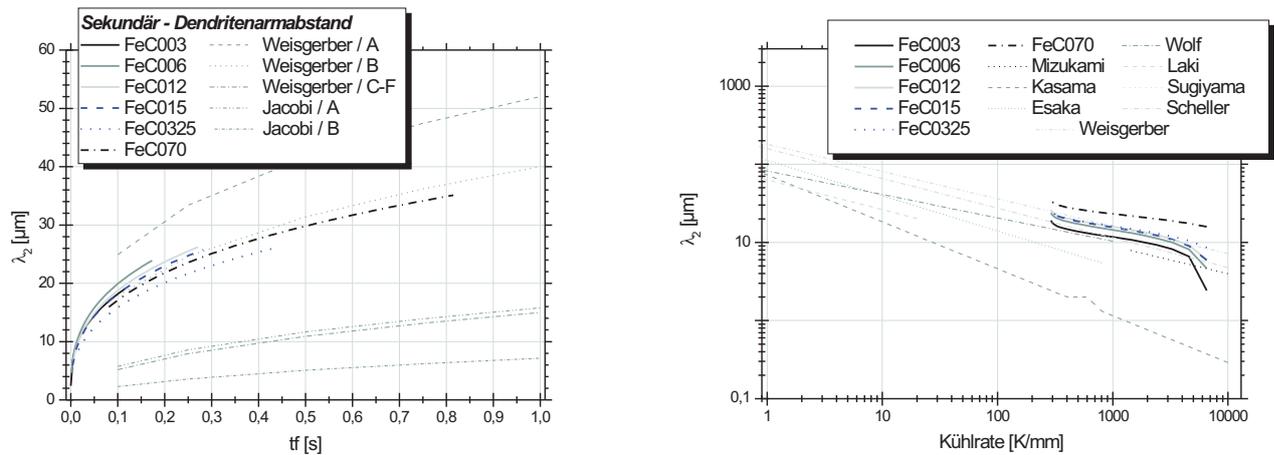


Abbildung A-17.: Berechneter Verlauf der sekundären Dendritenarmabstände über der lokalen Erstarrungszeit für die Legierungen aus Tabelle A.II im Vergleich zu Literaturdaten [89, 96].

dellierung ermittelt. Für die Einflussfaktoren vom Faktor M sind für die primär ferritische Erstarrung folgende Werte benutzt:

	Ferrit	Austenit	
$\Gamma^{F/L}$	$2,8 \cdot 10^{-5}$	$2,8 \cdot 10^{-5}$	$[cmK]$
D_{0l}^C	0,0767		$\left[\frac{cm^2}{s}\right]$
m_C	-87	-66	$\left[\frac{K}{Gew.-\%}\right]$
k_C	0,17	0,35	[1]

In Abbildung A-17 sind die Ergebnisse dieser λ_2 -Abschätzung der Legierungen aus Tabelle A.II im Vergleich zu Literaturdaten für unterschiedliche Stähle gezeigt. Im rechten Teilbild ist die logarithmische Auftragungsart gewählt, wonach aus Gleichung A-28 lineare Zusammenhänge folgen. Der Achsenabschnitt K_1 streut bei diesen Berechnungen von ca. 66 bis 104 und die Steigung n beträgt bei den meisten Legierungen 0,27. Literaturangaben und eigene Abschätzungen zum Koeffizienten K_1 und Exponenten n aus Gleichung A-28 sind in Tabelle A.V zusammengefasst.

Autor(en)	K_1	n	Gültigkeitsbereich	Stahlzusammensetzung
Mizukami et al. [97]	100	0,35	$3 < \lambda_2 < 8$	
Kasama [97]	72,82	0,60	keine Angabe	
Esaka [97]	111,3	0,45	$5 < \lambda_2 < 500$	
Wolf [97]	82	0,30	$10 < \lambda_2 < 150$	
Laki et al. [97]	63	0,38	$20 < \lambda_2 < 170$	
Sugiyama et al. [97]	61,45	0,47	$40 < \lambda_2 < 100$	
Suzuki et al. [41]	146	0,39	$60 < \lambda_2 < 600$; $0,03 < \dot{T} < 8,3$	0,14-0,88 %C
Wolf et al. [41]	92	0,42	$8 < \lambda_2 < 40$; $7 < \dot{T} < 340$	0,62 %C
Bernhard [41]	90	0,39	$6 < \lambda_2 < 50$; $4,5 < \dot{T} < 1000$	0,60 %C
El-Bealy et al. [91]	148	0,38		$0 \leq \% C \leq 0,53$
Weisgerber et al. [96]	213	0,32	$50 < \lambda_2 < 500$	$\sim 0,55 \%C$
	181	0,35	$50 < \lambda_2 < 500$	0,47 %C
	84	0,45	$50 < \lambda_2 < 500$	0,15 %C; 1,5 %Mn
Volkova [90]	52,2085	0,2342		St24 (1.037)
	334,65	0,3436		St24 (1.037)+4,5%Si
	31,4501	0,1531		X5CrNi18.10 (1.4301)
Eigene Abschätzungen	66,3	0,25		FeC 003
	95,7	0,27		FeC 006
	103,9	0,27		FeC 012
	103,4	0,27		FeC 015
	94,0	0,25		FeC 0325
	87,4	0,19		FeC 070

Tabelle A.V.: Literaturangaben zum Koeffizienten K_1 und Exponenten n aus Gleichung A-28

A.2.6. Mikrosegierung

Wie bereits eingangs erwähnt erfolgt im Zuge der Erstarrung eine Entmischung der Schmelze. In idealisierter Betrachtung herrscht Gleichgewicht und es folgen aus der Betrachtung des Zustandsschaubildes der entsprechenden Legierungspartner die sogenannte *Lever-Beziehung* zur Berechnung der Legierungsgehalte:

$$\Delta T_0 = -m \Delta C_0 \quad \Delta C_0 = \frac{C_0(1-k)}{k} \quad k = \frac{C_s}{C_l} \quad \frac{C_l}{C_0} = \frac{1}{1-pf_s} \quad (\text{A-29})$$

Die Grundlage dieser Gleichungen findet sich in den chemischen Potentialen der einzelnen Legierungselemente, die zu $\Delta G - X$ Kurven führen. Für Stahlschmelzen mit kleine Legierungsgehalte kann der Ansatz idealer Lösungen verwendet werden. Das chemische Potential für den Solventen A lautet dann:

$$\mu_A^s = \mu_A^{s0} + RT \ln(1 - X_s) \quad \mu_A^l = \mu_A^{l0} + RT \ln(1 - X_l) \quad (\text{A-30})$$

$$\Delta G_A^0 = \mu_A^{l0} - \mu_A^{s0} = RT \ln \left(\frac{1 - X_s}{1 - X_l} \right) \quad (\text{A-31})$$

Gleichung A-31 ergibt:

$$\frac{\Delta S_f^0 \Delta T}{RT} = \ln \left(\frac{1 - X_s}{1 - X_l} \right) \quad (\text{A-32})$$

mit $X_l - X_s = X_l(1 - k)$ folgt:

$$\frac{1 - k}{m} = \frac{\Delta S_f^0}{RT_f} \quad (\text{A-33})$$

Im Fall von Stahl ist ΔS_f^0 die Schmelzentropie und T_f der Schmelzpunkt von Reineisen. Für die Betrachtung der Mikrosegierung ist die Berücksichtigung der Ausgleichsvorgänge (initial / final transient), welche in Abbildung A-18 dargestellt sind, von besonderer Bedeutung. Während der gerichteten Erstarrung mit einer ebenen Erstarrungsfront ist ein bestimmter Erstarrungsfortschritt für die Ausbildung eines steady-state Zustandes (Bereich 2) erforderlich.

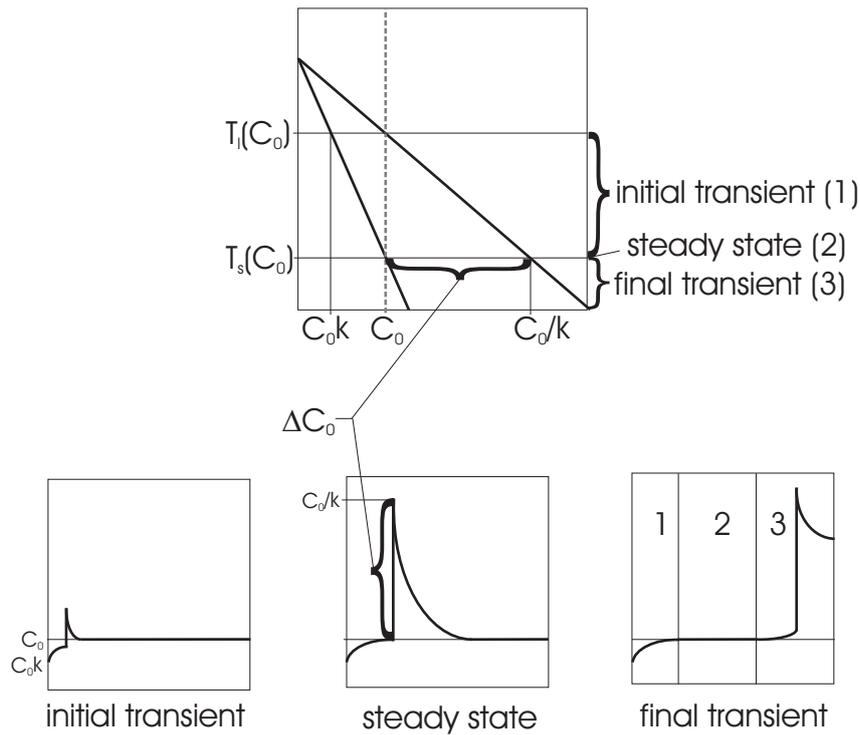


Abbildung A-18.: Schematische Darstellung der Ausgleichsvorgänge der Mikroseigerung.

Dieser Erstarrungsfortschritt entspricht der Länge des initial transient (Bereich 1), welcher mit abnehmender Erstarrungsgeschwindigkeit zunimmt. Wird ein lokales Gleichgewicht angenommen beginnt die Erstarrung mit der Konzentration $k C_0$ und erreicht die Konzentration C_0 im steady-state. Wird die Grenzschicht gleich lang wie die Länge des verbleibenden flüssigen Bereiches so kann keine Diffusion mehr in die Schmelze erfolgen (Konzentrationsgradient muss am Ende des Systems Null werden). Infolgedessen steigt die Konzentration im Flüssigen an der Grenzschicht fest/flüssig höher als $\frac{C_0}{k}$ an, wodurch die Konzentration im Festen größer als C_0 wird. Zur Erhaltung der Massenbilanz muss die Fläche unter C_0 im Bereich 1 gleich sein wie die Fläche über C_0 in Bereich 3. Diese erstarrungsbedingten Konzentrationsunterschiede werden als *Seigerung* bezeichnet.

Die Konzentration der Schmelze vor der Erstarrungsfront fällt exponential ab und kann als Funktion des Abstandes x beschrieben werden. Die sich bewegende Grenzschicht verschwindet am Ende der Erstarrung und die durchschnittliche Konzentration im Festen ist deshalb immer gleich wie die im Flüssigen. Für die Bereiche 1 bis 3 ergeben sich folgende Beschreibungen für die Konzentrationsprofile der Schmelze:

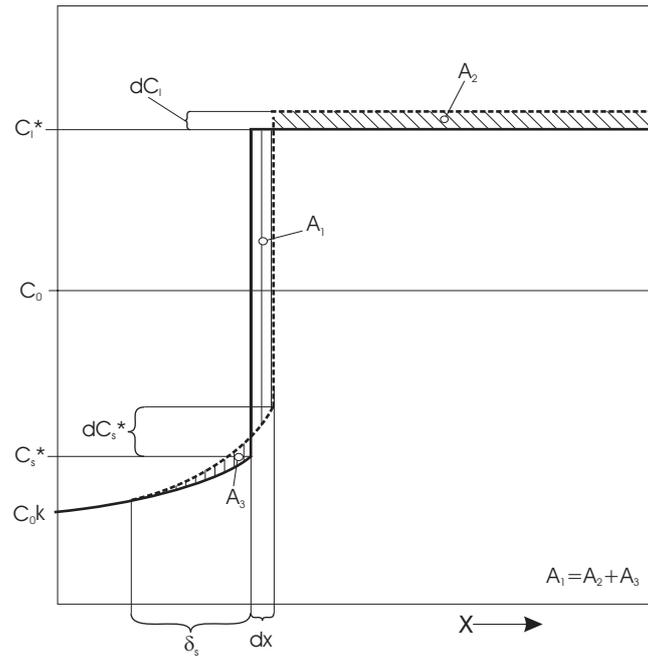


Abbildung A-19.: Schematische Darstellung der Veränderungen unter Berücksichtigung von Rückdiffusion.

$$\text{Bereich 1 (initial transient)} : \quad C_l^* = \frac{C_0}{k} \left[1 - (1 - k) e^{-\frac{kxV}{D}} \right] \quad (\text{A-34})$$

$$\text{Bereich 2 (steady state)} : \quad C_l = C_0 \left(1 + \frac{1 - k}{k} \right) e^{-\frac{xV}{D}} \quad (\text{A-35})$$

$$\text{Bereich 3 (final transient)} : \quad C_l = C_0 \left(1 + \frac{1 - k}{k} \right) \exp \left(-\frac{(x^* \pm x)V}{D} \right) \quad (\text{A-36})$$

Bei sehr hohen Diffusionskoeffizienten in der Schmelze, oder Konvektion, bzw. sehr kleinen Systemgrößen (z.B. am Ende bei der Resterstarrung) gilt $\delta_c = \frac{2D_l}{V} \gg L$. Es kommt zum Anstieg der Legierungskonzentration im ausgeschiedenen Feststoff. Dies ist in Abbildung A-19 mit durchgezogener Linie eingezeichnet und kann mit Hilfe der *Scheil-Gleichung* beschrieben werden:

$$c_s^* = k c_0 (1 - f_s)^{k-1} \quad \text{mit} \quad f_s = 1 - \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_L} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (\text{A-37})$$

Gemäß dieser Beziehung würde die Legierungskonzentration in der letzten erstarrenden Schmelze unendlich groß sein. Um den Realprozess besser abbilden zu können muss ein Diffusionsausgleich zwischen gebildetem Feststoff und der Schmelze berücksichtigt werden. Brody-Flemmings löste dies über eine Massenbilanz. In Abbildung A-19 sind diese Massenströme durch die Flächen $A_1 = A_2 + A_3$ dargestellt. Bis in eine Diffusionsschichtdicke δ_s im bereits gebildeten Feststoff kann die Legierungskonzentration durch Diffusion im Feststoff ansteigen.

$$C_l = C_0 [1 - f_s (1 - 2 \alpha k)]^{\frac{k-1}{1-2\alpha k}} \quad (\text{A-38})$$

Der Unterschied in der Konzentration beträgt demnach:

$$dC_l = \frac{p C_l df_s}{(1 - f_s) + 2 \alpha k f_s} \quad (\text{A-39})$$

α , die Fourierzahl und wird auch Rückdiffusionskoeffizient genannt:

$$\alpha = \frac{D_s t_f}{L^2} = \frac{4 D_s t_f}{\lambda^2} \quad (\text{A-40})$$

L entspricht der Systemgröße, bzw. charakteristischen Diffusionslänge. Diese nimmt bei zellulärer Erstarrung den Wert des halben Primärdendritenarmabstandes $L = \frac{\lambda_1}{2}$ und bei dendritischer Erstarrung den Wert des halben Sekundärdendritenarmabstand $L = \frac{\lambda_2}{2}$ an. Mit der Einschränkung, die im Zuge der Herleitung dieses Zusammenhanges gemacht wurde, dass k -Werte kleiner 1 sind, ergeben sich 2 limitierende Fälle:

$\alpha = 0$: Scheil-Beziehung (Gleichung A-37)

$\alpha = 0,5$: Lever-Beziehung (Gleichung A-29): In Gleichung A-40 ist zu erkennen, dass dieser Fall nicht mit der Erstarrung im Gleichgewicht übereinstimmt. Hierfür müsste $\alpha = \infty$ werden. Aus diesem Grund formulierten Clyne und Kurz den modifizierten Rückdiffusionskoeffizienten:

$$\alpha' = \alpha [1 - e^{-\frac{1}{\alpha}}] - 0,5 e^{-\frac{1}{2\alpha}} \quad (\text{A-41})$$

Diese Funktion limitiert den Wert für große α -Werte auf $\alpha' = 0,5$ und nimmt für kleine α -Werte den Wert $\alpha' = \alpha$ an.

Diese vereinfachte Betrachtung findet in der Realität selten Anwendung, da noch andere Randbedingungen einwirken (z.B. Erstarrungsgeschwindigkeit). Es vergrößert sich das Erstarrungsintervall ΔT_0 zu $\Delta T'$, mit:

$$\Delta T' = m(C_l^* - C_l^m) \quad \text{und damit} \quad t_f = \frac{\Delta T'}{\dot{T}} \quad (\text{A-42})$$

Die zugehörige maximale Konzentration an Legierung in der Schmelze ändert sich gleichzeitig von

$$C_{l0}^m = \frac{C_0}{k} \quad \text{zu} \quad C_l^{m'} = C_0 (2\alpha' k)^{\frac{2}{u}} \quad (\text{A-43})$$

mit $u = 1 - 2\alpha' k$. Der Verteilungskoeffizient wurde für *rapide solidification*-Verhältnisse von Aziz definiert. Als Ansatz diente der *completely solute drag* unter rapide solidification Bedingungen ($R = \infty, V_0 = \infty$), bei denen $k_v = 1$ zutrifft. Dies bedeutet, dass die lokale Erstarrungszeit so gering wird, dass die Diffusion der Legierungselemente in der Schmelze unterdrückt wird und die Schmelzlegierung in gleicher Konzentration im Feststoff ausgeschieden wird.

$$k_v = \frac{k + P_c}{1 + P_c} \quad (\text{A-44})$$

Wird der eben diskutierte Einfluss der Erstarrungsgeschwindigkeit auf die Definition des Rückdiffusionskoeffizienten angewendet, so ergibt sich durch einsetzen des Ansatzes aus Gleichung A-28 für Dendriten ein bestimmender Einfluss des Erstarrungsexponenten n und somit der Kühlrate \dot{T} auf α :

$$\alpha = \frac{4 D_s \Delta T'}{K_1^2 \dot{T}^{1-2n}} \quad (\text{A-45})$$

Es muß demnach zwischen drei möglichen Einflussbereichen von n unterschieden werden:

1. $n < 0,5$: $\rightarrow \dot{T} \uparrow, \alpha \downarrow$: Seigerung nimmt zu
2. $n = 0,5$: $\rightarrow \dot{T}$ hat keinen Einfluss
3. $n > 0,5$: $\rightarrow \dot{T} \downarrow, \alpha \uparrow$: Seigerung nimmt ab

Zur Abschätzung der Mikroseigerungsvorgänge unter den Bedingungen des Bandgießens dienten einerseits die Software DICTRA und zum Anderen eine Seigerungsberechnung nach Ueshima et al. [98]. Bei DICTRA werden alle Diffusionsvorgänge in Schmelze und Feststoff, sowie auch Phasenumwandlungen, wie die δ/γ -Umwandlung, berücksichtigt. Bei der Berechnung dienten der Kühlrate entsprechende λ_2 -Abstände über deren Länge die Legierung mit der vorgewählten Kühlrate erstarrt ist. Als beispielhafte Parametervariation ist in Abbildung A-20 der Konzentrationsverlauf von Kohlenstoff und Mangan über die λ_2 -Länge von 15 [μm] und einer zugrundeliegenden Kühlrate von 850 [$\frac{\text{K}}{\text{s}}$] dargestellt. Die unterschiedlichen Diffusionsgeschwindigkeiten von Kohlenstoff und Mangan im Eisen prägen die Ausbildung der Zonen des initial transient, steady state und final transiente im Mangan-Konzentrationsprofil. Beim deutlich schneller diffundierenden Kohlenstoff steigt die Liquiduskonzentration kontinuierlich an. Beim Mangan ist ein konstanter Legierungsgehalt in der Schmelze erst bei viel weiter fortgeschrittener Erstarrung zu erwarten. Aus diesem Grund steigt der Mn-Gehalt in der Schmelze bis zur Letzterstarrung auch zu sehr großen Gehalten an. Alle weiteren Konzentrationsverläufe für Schmelz- und Feststoffkonzentration in der Grenzfläche fest-flüssig der betrachteten Legierungen für fortlaufenden Erstarrungsfortschritt enthält Abbildung A-21.

Ähnlich wurde bei der Berechnung nach Ueshima et al. [98] vorgegangen. Hier wird die lokale Erstarrungszeit zusätzlich durch Gleichung A-28 festgelegt, wobei eine multibplikative Konstante und ein Exponent vorgegeben werden muss. Dieses Modell beinhaltet die Vereinfachung von vollkommenen Diffusionsausgleich in der Schmelze zu jedem Zeitpunkt der Erstarrung. Wie bei der Abschätzung mit DICTRA vorgefunden, wird dies jedoch nur für einen Bruchteil der Erstarrung zutreffen. Der Fehler wird mit zunehmender Erstarrungsgeschwindigkeit und abnehmender Diffusionsgeschwindigkeit des betrachteten Legierungselementes in Eisen zunehmen. Eine Gegenüberstellung der Ergebnisse beider Modelle ist in Tabelle A.VI gegeben.

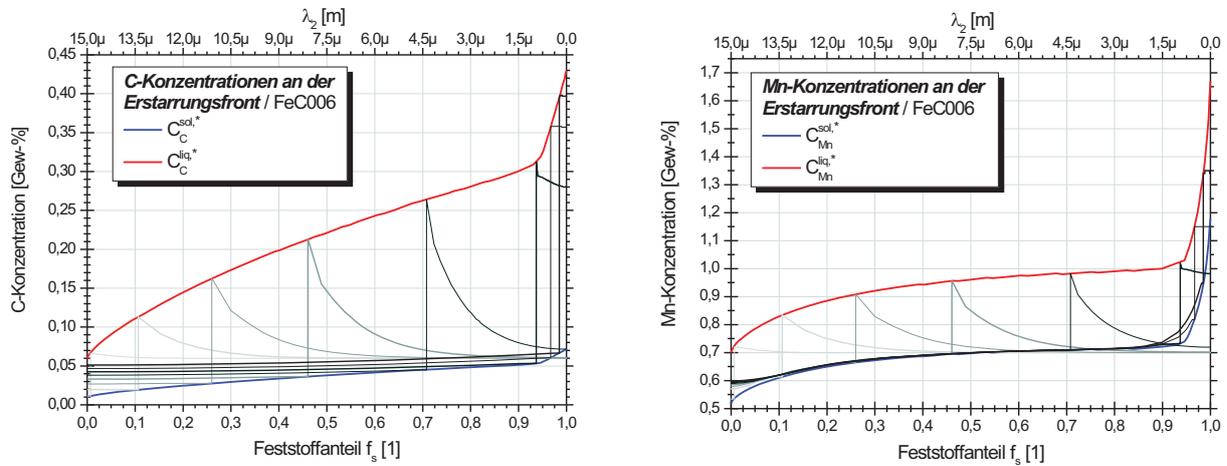


Abbildung A-20.: Darstellung der errechneten Konzentrationsverläufe bei fortschreitender Erstarrung über eine λ_2 -Länge.

Bezeichnung		Mikroseigerung nach Ueshima				DICTRA		
		$C_l^{C,m}$	$C_l^{Mn,m}$	$C_l^{Si,m}$	T_{sol}	$C_l^{C,m}$	$C_l^{Mn,m}$	T_{sol}
L1	FeC 003	0,1586	1,1632	0,2709	1515,0	0,1931	1,38	1513,28
L2	FeC 006	0,3173	1,1748	0,2722	1502,3	0,3754	1,67	1494,76
L3	FeC 012	0,4461	1,7218	0,7594	1484,0	0,5597	3,37	1471,10
L4	FeC 015	0,4642	1,9035	0,8320	1481,5	0,6338	3,48	1464,32
L5	FeC 0325	0,9744	2,2370	1,1233	1447,7	1,1028	4,52	1425,27
L6	FeC 070	2,1193	2,3524	1,4832	1376,3	2,0117	7,50	1329,15

Tabelle A.VI.: Maximale Konzentrationen der Legierungselemente in der Schmelze und Solidustemperaturen der betrachteten Legierungen nach der Mikroseigerungsberechnung mit DICTRA und dem Modell von Ueshima [98].

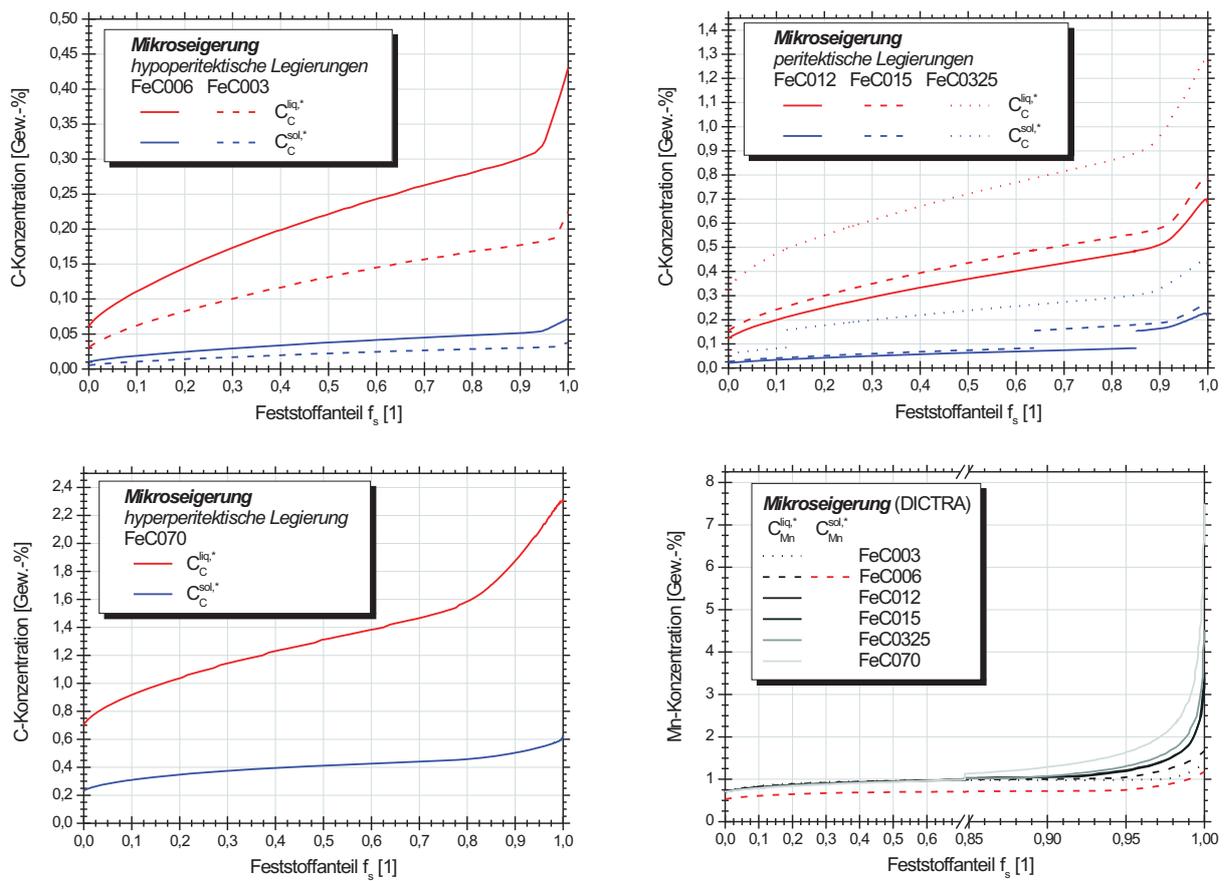


Abbildung A-21.: Darstellung der errechneten Konzentrationsverläufe für die betrachteten Legierungen.

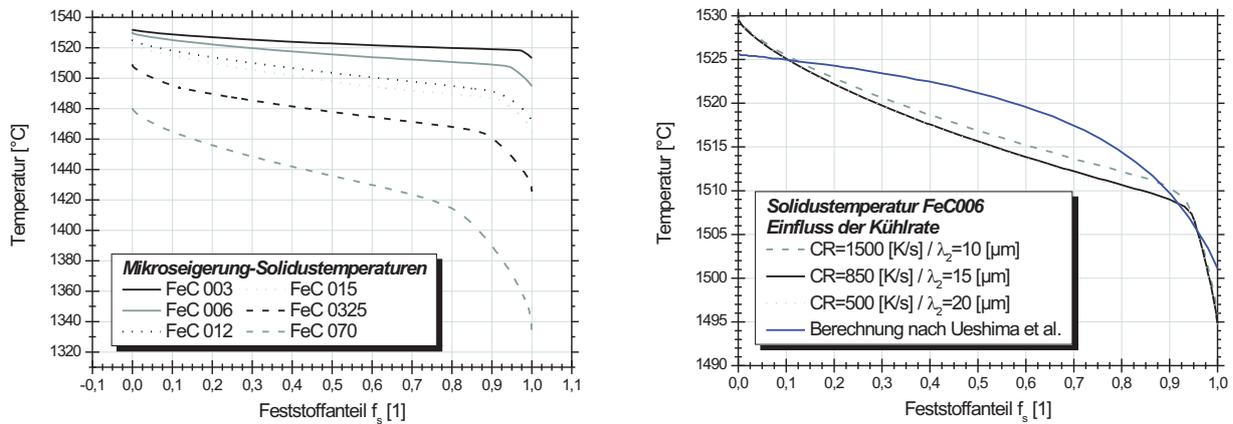


Abbildung A-22.: Berechneter Verlauf der Solidustemperatur über dem Erstarrungsfortschritt / Feststoffanteil

Durch den Konzentrationsanstieg der Legierungselemente erfolgt mit dem Erstarrungsfortschritt eine Absenkung der Solidustemperatur. Abbildung A-22 zeigt den Verlauf der, mit DIC-TRA ermittelten, Solidustemperaturen für die Legierungen aus Tabelle A.II. Das rechte Teilbild beinhaltet ausschließlich Daten der Legierung FeC 006. Es sind Berechnungen für drei Kühlraten und dazugehörige λ_2 -Abstände, sowie der Vergleich zur Berechnung nach Ueshima et al. [98] wiedergegeben. Die Variation der Diffusionslänge hat bei der Berechnung nach Ueshima nur äußerst geringe Auswirkung gezeigt, wobei geringere λ_2 -Werte zu ebenfalls geringfügig höheren Konzentrationen und somit niedrigeren Solidustemperaturen geführt haben.

In beiden Modellen sind, im Unterschied zu einfacheren, der Literatur entnehmbaren Modellen, für entsprechende Legierungslagen die peritektische Erstarrung, sowie die $\delta\gamma$ -Umwandlung im Feststoff und die damit verbundenen Diffusionsvorgänge von Legierungselementen im Feststoff berücksichtigt. Die peritektische Erstarrung spiegelt sich in den sprunghaften Änderungen der Feststoffkonzentrationen in Abbildung A-21 wieder. Abbildung A-23 präsentiert die zugehörigen Phasenanteile für die vier typischen, aus dem $Fe - Fe_3C$ -Diagramm (Abbildung A-3) entnommenen, Lagen.

Die schwarze, mit f_s beschriftete Linie, drückt jeweils den Verlauf des Feststoffanteiles aus. Bei der Legierung FeC 006 (gleich der Legierung FeC 003) ist eine vollständig ferritische Erstarrung

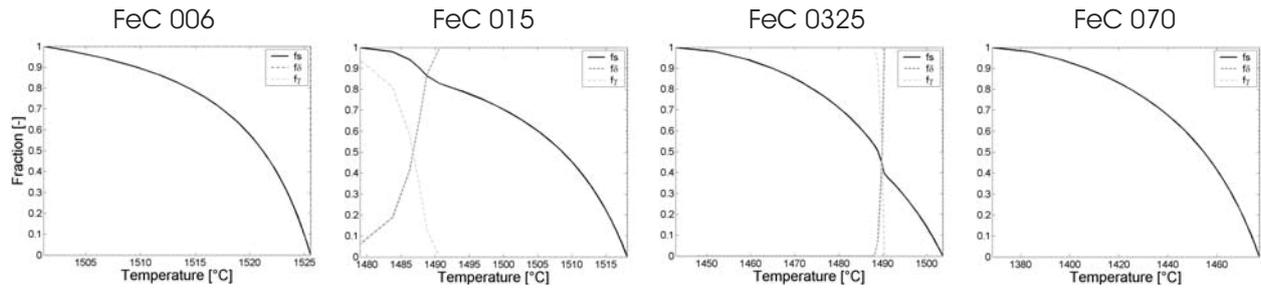


Abbildung A-23.: Darstellung der auftretenden Phasen und deren Anteile zwischen Liquidus- und Solidustemperatur.

zu erkennen. Die Legierungen FeC 015 und FeC 0325 (und auch FeC 012) erstarren im Bereich des Peritektikums, weshalb im Laufe der Erstarrung die $\delta\gamma$ -Umwandlung stattfindet. In den Abbildungen ist die Abnahme des δ -Anteils mit abnehmender Temperatur mit dem Verlauf der Linie, die mit f_δ beschriftet ist, dargestellt. Zugunsten der Ferritabnahme nimmt der Anteil an Austenit (f_γ) zu. Die Legierung FeC 070 erstarrt vollkommen austenitisch.

B. Topologische Untersuchung der Probenoberflächen

B.1. Aufbau und Durchführung

Ausgewählte Proben wurde an einem Alicona InfiniteFocus[®] untersucht. InfiniteFocus[®] ist ein Messgerät zur optischen 3D-Oberflächenerfassung. Das Funktionsprinzip basiert auf der geringen Schärfentiefe einer optischen Vergrößerung. Die Oberfläche einer Probe wird vertikal gescannt. Aufgrund dieser Fokus-Variation generiert das Messgerät sowohl die topographische als auch die registrierte Farbinformation einer Probenoberfläche. Der Anwender erhält einen einzelnen 3D Datensatz mit genauer topographischer Information (Abb. B-1). Die Messungen wurden mit einem 5-fach Objektiv durchgeführt, welches die Messung an einem Ausschnitt von ca. 3,5 [mm] Durchmesser, bei maximaler Auflösung in z-Achse (Tiefenschärfe) von 0,8 bis 8,0 [nm], ermöglicht. Die Abmessungen des untersuchten Bereiches waren bei allen Proben identisch und betragen 20 [mm] Länge, bei einer Breite, die dem Sichtfeld entsprach. Die Positionierung der vermessenen Bereiche wurde ebenfalls an allen Proben konstant gehalten und befand sich in der Mitte der länger eingetauchten Substrathälfte, wo der Streifen jeweils vom gleichen Probenrand bis in die Probenmitte reichte (Abb. B-1).

Abbildung B-1 vermittelt einen Eindruck der Oberflächentopographie der Erstarrungsproben:

Eine bestimmte *Welligkeit*, mit Höhen (in der Fremdfarbdarstellung gelb-grüne Bereiche) und Tiefen (in der Fremdfarbdarstellung blau-violette Bereiche) ist durch eine kurzwelligeren *Rauigkeit* mit geringeren Höhenunterschieden überlagert, die sich in obiger Abbildung durch ein fleckiges Aussehen zeigt. In der Probe sind zusätzlich von der Umgebung scharfkantig abge-

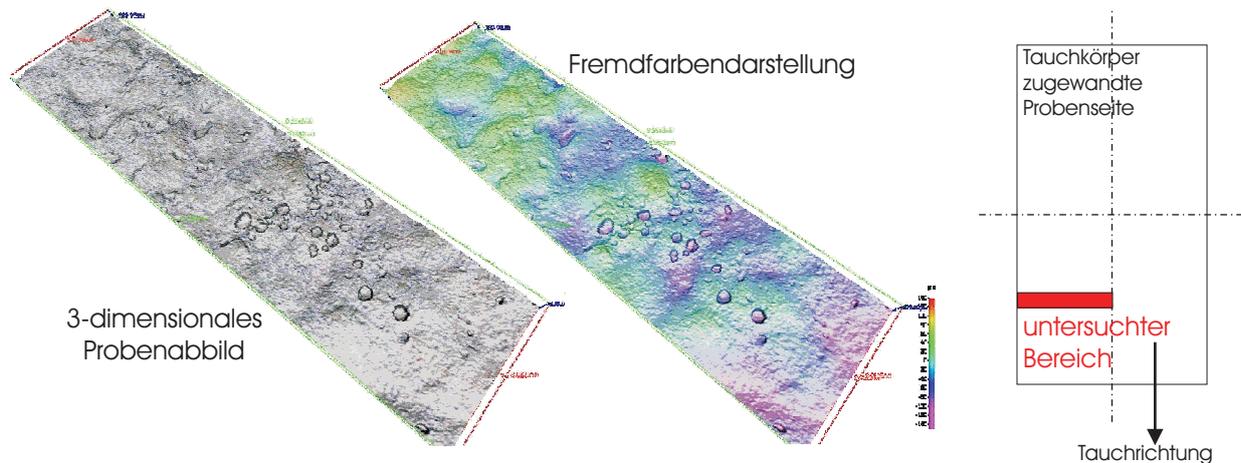


Abbildung B-1.: 3-dimensionales Probenabbild und die zugehörige Fremdfarbendarstellung.

grenzte Poren zu sehen, wobei es sich um Einbuchtungen, mit sehr steilen Flankenwinkeln und einer Tiefe von ca. 100 bis maximal 200 $[\mu\text{m}]$, handelt. Zur Charakterisierung wurden mehrere Kennwerte aus der topologischen Oberflächenbeschreibung erprobt (S_a , S_q , S_{sk} , S_{ku} , $S_{\Delta q}$, S_{dr} , S_{10z} , Verhältnis aus wahrer und projizierter Fläche und fraktale Dimension) und schlussendlich die aussagekräftigsten gegenübergestellt.

Rauigkeit: Die genannten S_i -Parameter entsprechen laut deren Definition den Profilrauigkeitssparametern (R_i), werden jedoch nicht linear sondern durch Auswertung flächiger Ausschnitte ermittelt.

Welligkeit: Da an einem Probenausschnitt sehr unterschiedliche Welligkeiten auftraten ist zusätzlich zur Welligkeit ein Bandpass ermittelt worden, bei dem eine Untergrenze mit einem λ_c von 400 und eine Obergrenze von 1000 $[\mu\text{m}]$ gesetzt wurde.

Selbsterkändend ist das Verhältnis zwischen wahrer und projizierter Fläche der betrachteten Oberfläche. Die fraktale Dimension ist eine reelle Zahl, die zwischen der topologischen Dimension der Menge der Punkte der betrachteten Oberfläche und der einbettenden Dimension (Hameldimension) des Raumes liegt. Entfernt sich diese Zahl also von 2 und geht Richtung 3, so ist damit eine zunehmend unebenere Oberfläche verbunden. Zwei Flächen können im konkreten Fall z.B. gleiches Verhältnis zwischen wahrer und projizierter Fläche aufweisen und durch vermehrtes Porenaufkommen jedoch unterschiedliche

fraktale Dimension besitzen, da die Poren steilere Flankenwinkel aufweisen als die übrigen Flächen und die fraktale Dimension damit zunimmt. Der dargestellte Zahlenwert der fraktalen Dimension ist, aufgrund der geringen Änderung der eigentlichen fraktalen Dimension, mit 1000 multipliziert.

$$D_f = 1000(D - 2) \quad (\text{B-1})$$

Um auf vergleichbare Zahlenordnungen bei fraktaler Dimension und dem Flächenverhältnis zu kommen, wurde das Flächenverhältnis als prozentuelle Steigerung der wahren gegenüber der projizierten Fläche ausgedrückt (Glg. B-2).

$$A_P = \left(\frac{A_w}{A_p} - 1 \right) 100 \quad (\text{B-2})$$

In Abbildung B-2 ist ein Rauigkeitsprofil dargestellt, welches über einen repräsentativen Ausschnitt der zu beschreibenden Topographie gelegt wurde. Die ermittelte Rauigkeit und Welligkeit bei einer Filterwellenlänge von $\lambda_c = 400 [\mu\text{m}]$ zeigen hierbei, dass die Poren das Ergebnis stark beeinflussen. Im primären topographischen Profil sind zwei Poren durch tiefe Einkerbungen erkennbar. Die Abbildung dieses Bereiches im Rauigkeitsprofil zeigt eine gut wiedergegebene Rauigkeit abseits der Poren. Die Aussagekraft dieses Profils wird jedoch sehr stark durch Rauigkeitsspitzen geprägt, die an den Kanten der Poren entstehen. Es ist daher anzunehmen, dass wenn die Rauigkeitsparameter über die gesamten Messbereiche gelegt werden stark verfälschte Ergebnisse entstehen. Mit zunehmender Porigkeit/Welligkeit werden auch alle Rauigkeitsparameter ansteigen. Zur Beschreibung der Rauigkeit wurde daher zusätzlich ein kleinerer Bereich ausgewertet, der frei von Poren war. Zur Beschreibung der Welligkeit und des Porenaufkommens dienen vor allem die Welligkeitsparameter und Volumensparameter, bzw. die fraktale Dimension zusammen mit dem Flächenverhältnis.

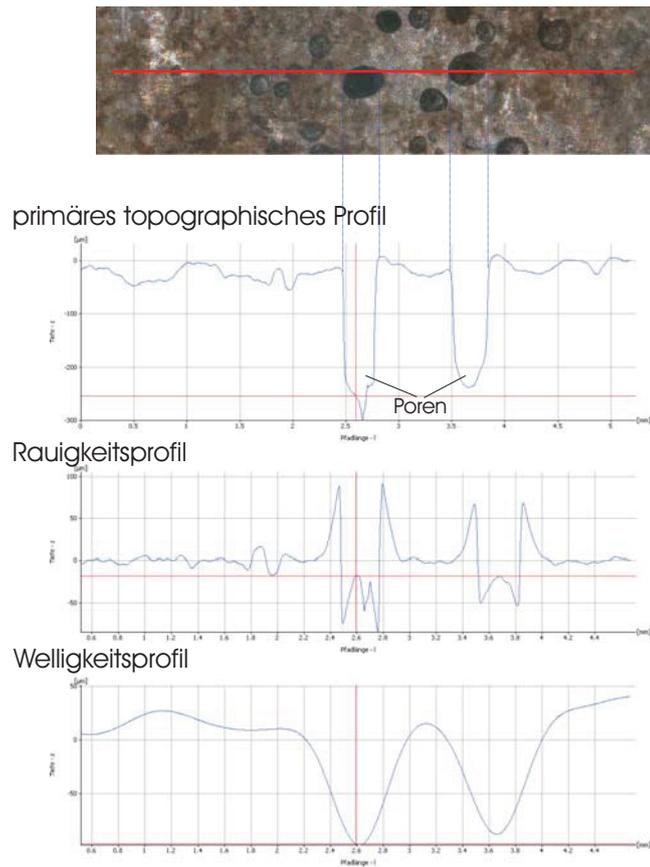


Abbildung B-2.: Erstarrungstopographie eines repräsentativen Ausschnitts mit zugehörigem Rauigkeits- und Welligkeitsprofil.

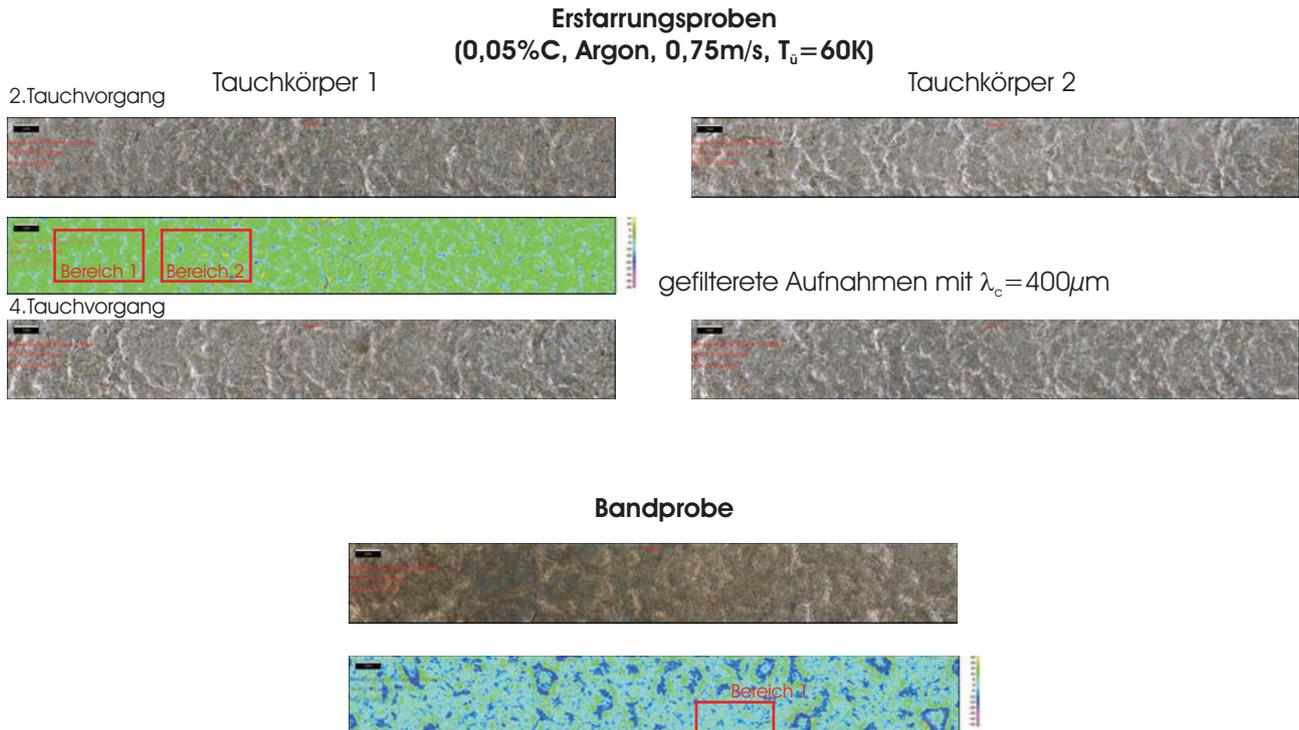


Abbildung B-3.: Topographische Aufnahmen der Erstarrungsproben der Stahlqualität Fe360 bei betriebsnahen Tauchparametern, sowie der Band-Referenzprobe der gleichen Stahlmarke.

B.2. Ergebnisse der Rauigkeitsmessung

B.2.1. Vergleich von Band- und Tauchproben

Die besprochenen Parameter wurden sowohl als Mittelwert über die gesamte Fläche bestimmt, als auch ausgewählte Parameter in Abschnitten, wobei die Länge des betrachteten Streifens (halbe Probenbreite) in drei Teilabschnitte unterteilt wurde. Als am genauesten betrachteter Versuchsvariation aller Auswertungen diente die Referenzparameter aus der Parametervariation. Die Gegenüberstellung zu Proben gegossenem Bandes, das mit vergleichbaren Betriebsparametern entstand zeigt ähnliche Oberflächentopographien (Abb. B-3).

B.2.1.1. Rauigkeit

Die örtlich begrenzt ermittelten Rauigkeitsparameter haben vergleichbare Größenordnungen an Tauchproben und gegossenem Band. Tabelle B.I enthält die Gegenüberstellung von aus-

	S_a	S_q	S_p	S_v	S_z	S_{10z}	D_f
Tauchprobe Fe360							
Bereich 1	3,85	4,94	25,68	40,37	66,05	56,81	2,0037
Bereich 2	4,13	5,27	21,20	32,73	53,93	45,20	2,0066
gesamt	3,83	4,91	28,56	40,21	68,77	56,83	2,0064
Bandprobe							
Bereich 1	3,22	4,06	16,99	15,10	32,09	28,43	2,0060
gesamt	4,55	5,92	37,65	36,78	74,43	63,13	2,0078

Tabelle B.I.: Rauigkeitsparameter der Teilbereiche für Tauchproben mit 0,05% C und bandgussähnlichen Versuchsparemtern und der Bandgussreferenzprobe aus Abb. B-3.

gewählten Parametern, wobei fast identen Mittelwerten der Höhen S_a und S_q etwas kleinere Werte der maximalen Rauigkeitshöhe S_z (bzw. S_{10z}) für das gegossene Band gegenüberstehen. Dieser Effekt könnte unter Umständen auch noch einer oberflächlichen Glättung infolge der Probenvorbereitung zugeschrieben werden. Bei dem gegossenen Band ist eine etwas stärkere Zunderschicht gegenüber der Erstarrungsprobe zu finden, die vor der Untersuchung durch Beizen entfernt wurde und somit beim Band zu stärkerer Glättung kommt, als dies bei den Tauchproben der Fall ist.

B.2.1.2. Welligkeit / Porenaufkommen

Die Parameter der Welligkeit, wie z.B. das Flächenverhältnis (Abb. B-4) und fraktale Dimension (Abb. B-5) zeigen sehr gute Übereinstimmung zwischen den Erstarrungs- und der Referenzprobe. Darüber hinaus ist eine relativ konstante Verteilung über die betrachtete Länge (Probenbreite) gegeben, wobei am Rand leicht abfallende Werte festgestellt werden konnten. Auch bei der Betrachtung der Parameter über die Anzahl der erfolgten Tauchvorgänge mit dem betreffenden Tauchkörper bietet sich ein Bild nahezu konstantem Verlaufes. Aus allen Parametern lässt sich, zu einem äußerst geringen Maße, eine Tendenz leichter Rauigkeitszunahme mit steigender Anzahl der Tauchvorgänge erahnen.

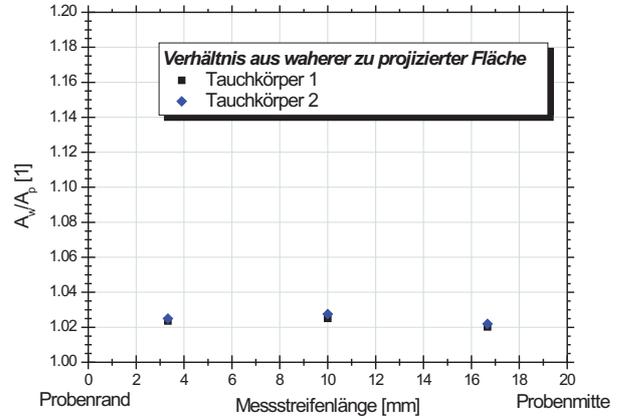
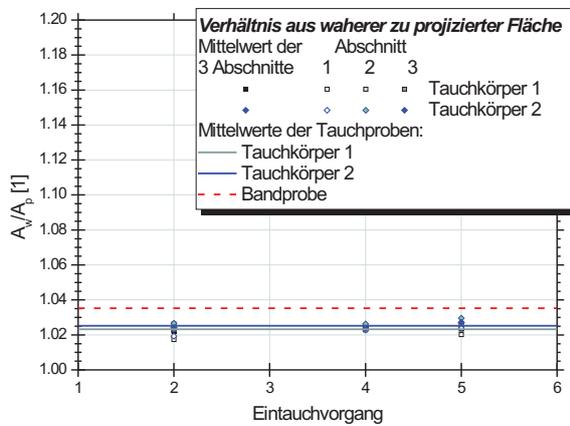


Abbildung B-4.: Verhältnis aus wahrer zu projizierter Fläche über den Eintauchvorgängen unter Darstellung der Einzelergebnisse aus den 3 gebildeten Abschnitten.

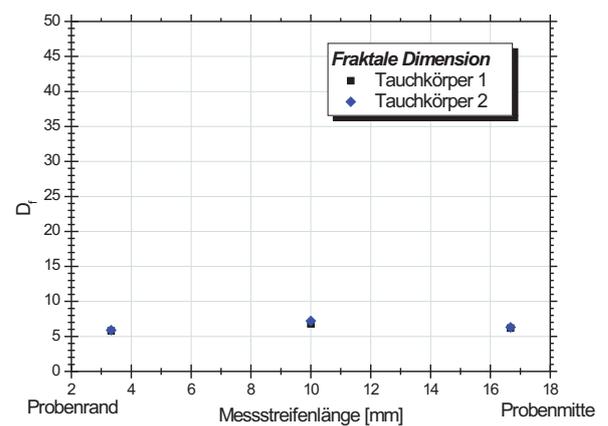
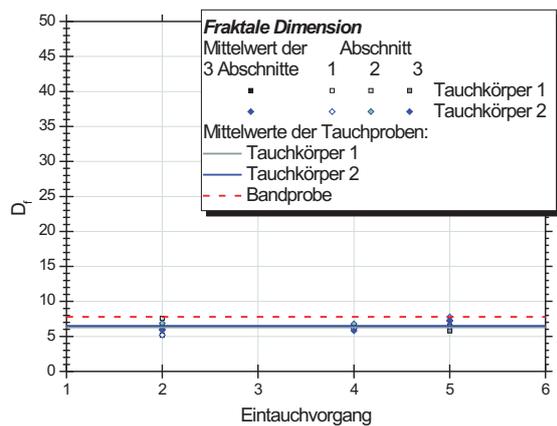


Abbildung B-5.: Fraktale Dimension D_f über den Eintauchvorgängen unter Darstellung der Einzelergebnisse aus den 3 gebildeten Abschnitten.

	S_a	S_q	S_p	S_v	S_z	S_{10z}	D_f
0,3 % C							
Bereich 1	3,38	4,30	16,87	28,53	45,41	34,77	2,0055
Bereich 2	10,92	20,31	162,03	213,92	375,95	342,88	2,04658
gesamt	9,16	19,01	278,54	261,30	539,84	532,68	2,0220
0,7 % C							
Bereich 1	3,69	4,56	13,65	18,01	31,66	26,22	2,0055
Bereich 2	6,54	10,43	62,71	94,85	157,56	148,01	2,0171
gesamt	4,86	7,04	63,11	114,37	177,48	148,18	2,0086

Tabelle B.II.: Rauigkeitsparameter der Teilbereiche für die Proben mit erhöhtem C-Gehalt (0,12 bis 0,7 %) aus Abb. B-6

B.2.2. C-Variation

Die untersuchten Bereiche der Tauchversuche der C-Variation sind in Abb. B-6 zu sehen. Die Bereiche haben sehr unterschiedliches Aussehen mit sehr veränderlichem Porenaufkommen. Die Proben mit 0,3 und 0,7% C haben gegenüber den geringerkohligen äußerst viele Poren. Aus diesem Grund wurden für die Rauigkeitsbestimmung wieder porenfreie Stellen herangezogen und einander gegenübergestellt.

B.2.2.1. Rauigkeit

Die *Rauigkeit* nimmt mit zunehmenden C-Gehalt der erstarrenden Legierung, nach den Ergebnissen der Rauigkeitsparameter S_a und S_q und auch S_z (bzw. S_{10z}) aus Tabelle B.II zu einem geringen Maße ab. Der Unterschied zu den Schwankungen im Vergleich zwischen Tauchprobe und Referenzbandprobe ist gering, es muß jedoch beachtet werden, dass in diesem Fall alle Proben unter den gleichen Bedingungen entstanden sind und gleicher Verzunderung unterworfen waren.

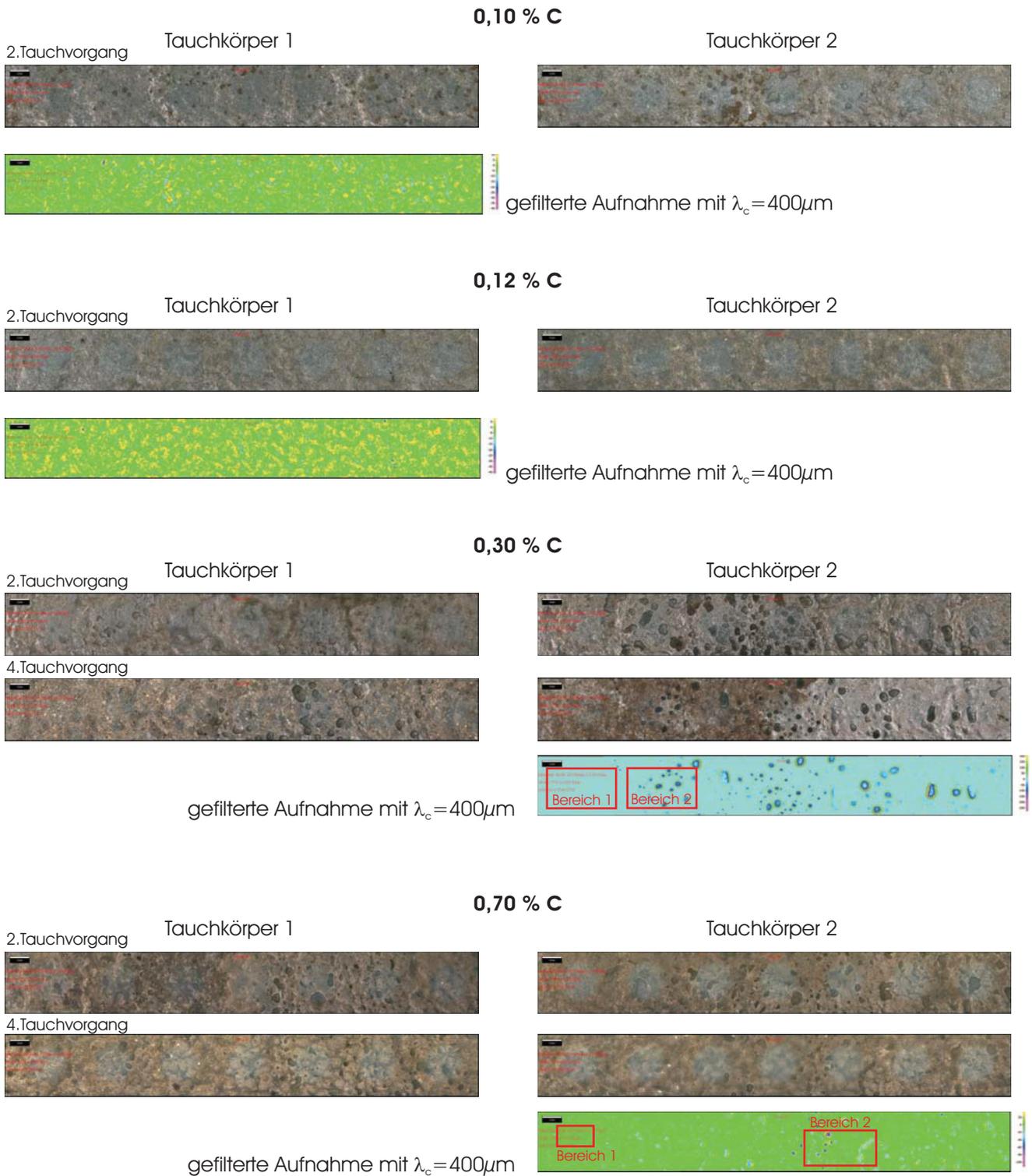


Abbildung B-6.: Bilder der Proben mit erhöhtem C-Gehalt und die Falschfarbenaufnahme der, für die Rauigkeitsanalyse benutzten, gefilterten Obeflächendaten.

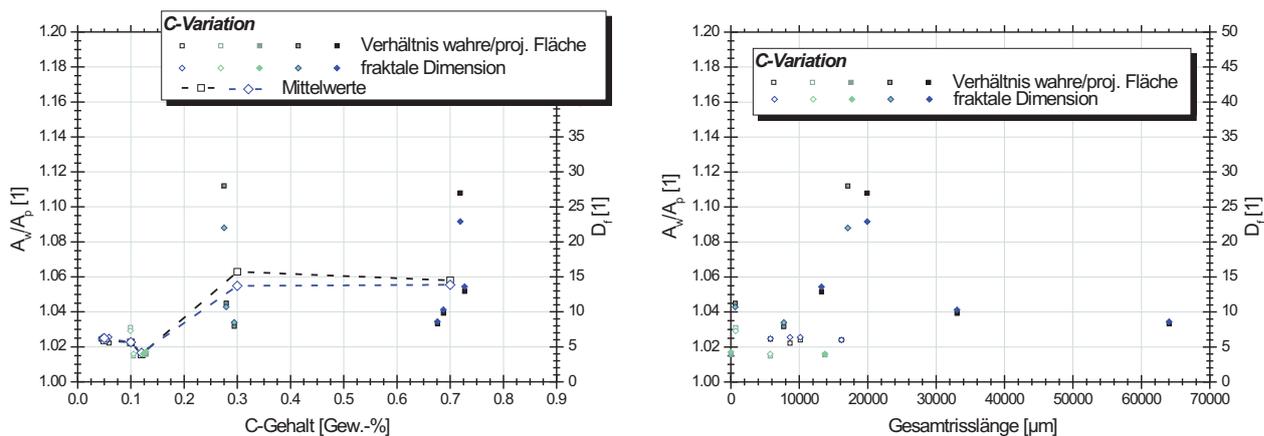


Abbildung B-7.: Flächenverhältnis und fraktale Dimension über dem C-Gehalt der Schmelze, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.

B.2.2.2. Welligkeit

Der Eindruck der Aufnahmen aus Abb. B-6 lässt vermuten, dass mit zunehmenden C-Gehalt vor allem durch das steigende Porenaufkommen die Welligkeit stark ansteigen wird und bei den beiden höherkohligen Varianten auf einem ähnlichen Niveau bleiben wird. Die Parameter *Flächeverhältnis* und *fraktale Dimension* vermitteln genau diesen Eindruck zunehmender Welligkeit (Abb. B-7).

Die gemessenen Einzelwerte streuen jedoch erheblich, auch mit dem offensichtlich unterschiedlichen Porenaufkommen. Betrachtet man die Mittelwerte, so sinkt das Verhältnis aus wahrer zu projizierte Fläche sogar wieder ab. Die Auftragungsweise über der gemessenen Gesamtrisslänge lässt anfänglich die Tendenz steigender topographischer Rauigkeit mit steigendem Rissaufkommen vermuten, wird jedoch durch die beiden Punkte bei äußerst hohem Rissaufkommen nicht bestätigt. Die Aussagekraft der Messungen und statistische Sicherheit der Einzelpunkte könnte eventuell durch eine größere Probenanzahl noch verbessert werden, wobei die Größenordnungen der dargestellten Punkte sicherlich aufrecht bleiben. Abbildung B-8 beinhaltet neben den aufgetragenen relativen Mittelwerten von Flächenverhältnis, fraktaler Dimension und Gesamtrisslänge, stereomikroskopische Aufnahmen der entsprechenden Oberflächen. Die vorhin abgeleitete Annahme zunehmender topographischer Rauigkeit mit zunehmenden

	S_a	S_q	S_p	S_v	S_z	S_{10z}	D_f
Stickstoff							
Bereich 1	3,29	4,24	19,23	23,28	42,51	34,67	2,0050
Bereich 2	5,51	7,52	31,31	65,58	96,89	74,22	2,0120
gesamt	3,88	5,39	37,078	69,30	106,38	91,13	2,0079
Argon-Stickstoff Mischgas							
Bereich 1	3,69	4,56	13,65	18,01	31,66	26,22	2,0055
Bereich 2	6,54	10,43	62,71	94,85	157,56	148,01	2,0171
gesamt	4,14	5,43	35,40	37,62	73,03	64,72	2,0070

Tabelle B.III.: Rauigkeitsparameter der Teilbereiche für die Proben mit unterschiedlichen Inertgasarten aus Abb. B-9

C-Gehalt wird bestätigt. Auch hier zeigen die Proben mit höherem C-Gehalt deutlich höheren Porenbefall, wobei die Proben mit 0,7% C eventuell sogar noch über jenen mit 0,3% C anzusiedeln sind. Die gebildeten Relativwerte beziehen sich jeweils auf die Mittelwerte der Referenztauchproben der Stahlmarke Fe360 und bandgussähnliche Tauchparameter, von denen alle Variationen ausgehen.

B.2.3. Inertgasvariation

B.2.3.1. Rauigkeit

Die Rauigkeit der Erstarrungsproben aus Tauchversuchen mit unterschiedlichen Inertgassorten verändert sich bei der Verwendung von Stickstoff, Argon und einer Mischung aus beiden Gasen zu gleichen Teilen nicht. In Tabelle B.III ist zu sehen, dass an den porenfreien mit Bereich 1 benannten Stellen gleiche Rauigkeiten von S_a ca. 3 bis 4 und S_z ca. 30 [μm] bestehen. Die zugehörigen fraktalen Dimensionen liegen im Bereich von in etwa 2,0050. Diese Werte finden sich auch in Tabelle B.I für Tauchproben, die unter reinem Argon entstanden sind wieder.

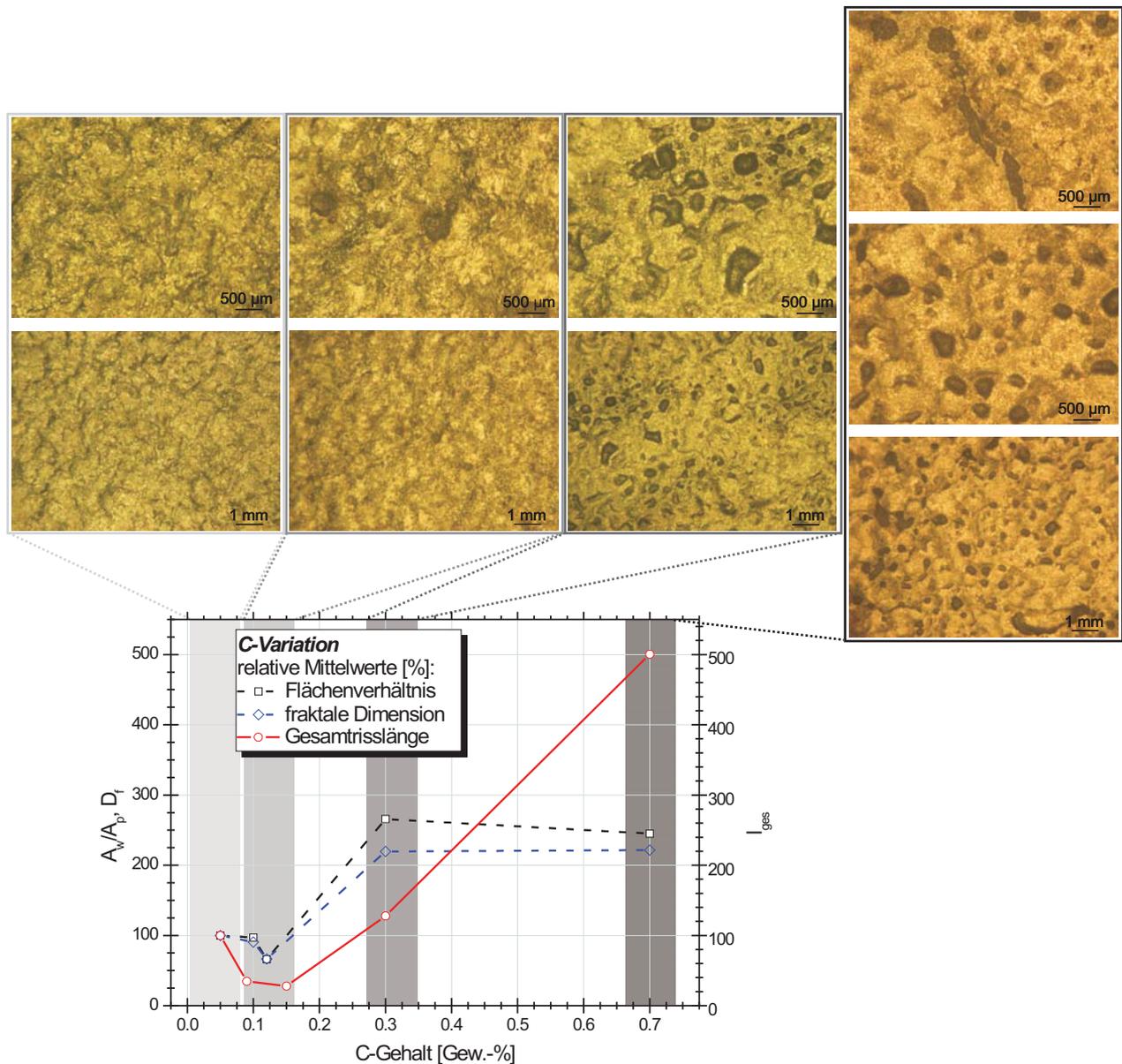


Abbildung B-8.: Relative Mittelwerte von Flächenverhältnis und fraktaler Dimension über dem C-Gehalt der Schmelze, bzw. den zugehörigen relativen Mittelwerten der gemessenen Gesamtrisslängen. Zu den untersuchten C-Lagen sind stereomikroskopische Oberflächenaufnahmen beigefügt.

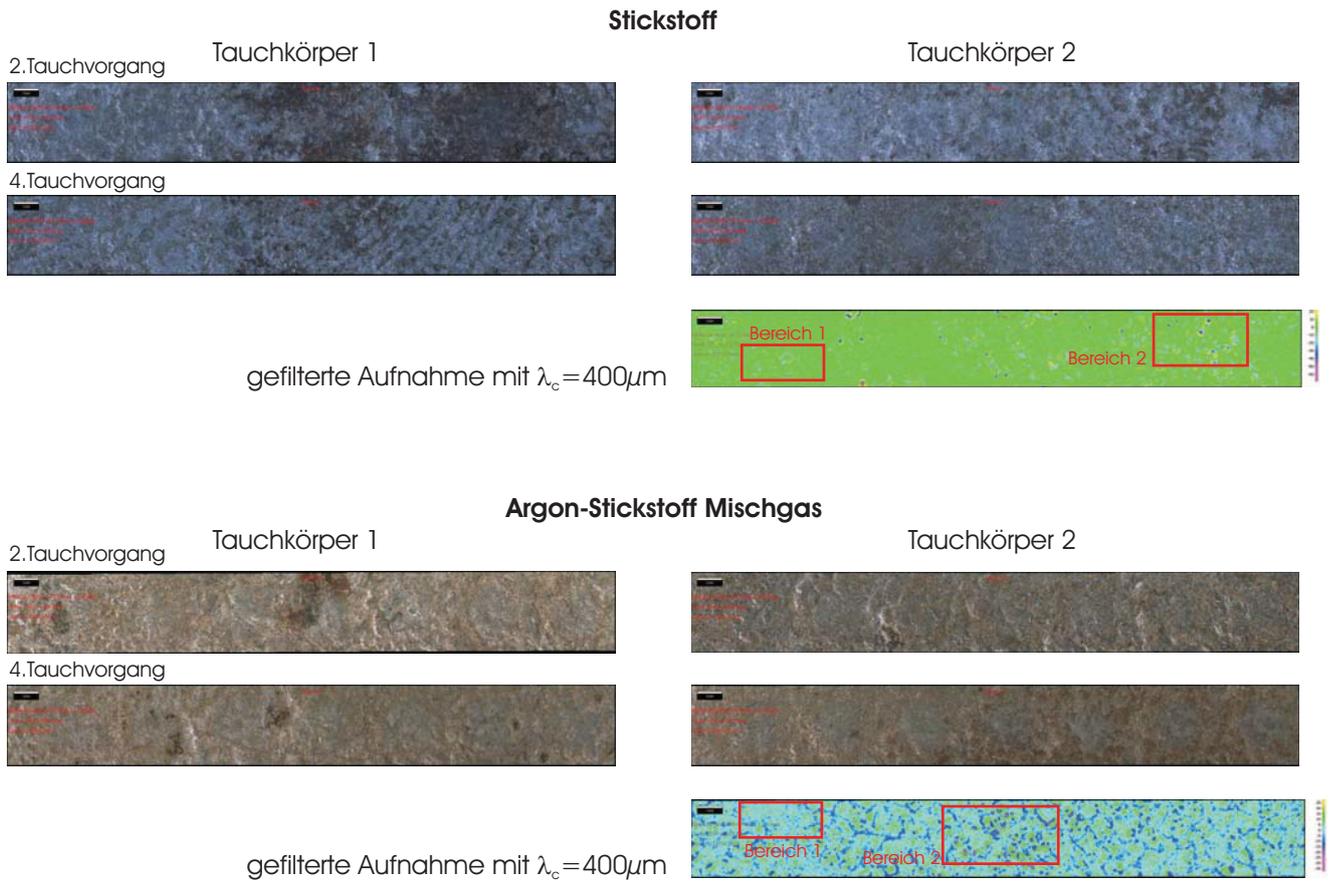


Abbildung B-9.: Bilder der Erstarrungsproben aus der Versuchsreihe variierender Inertgassorten und die Falschfarbenaufnahme der, für die Rauigkeitsanalyse benutzten, gefilterten Obeflächendaten.

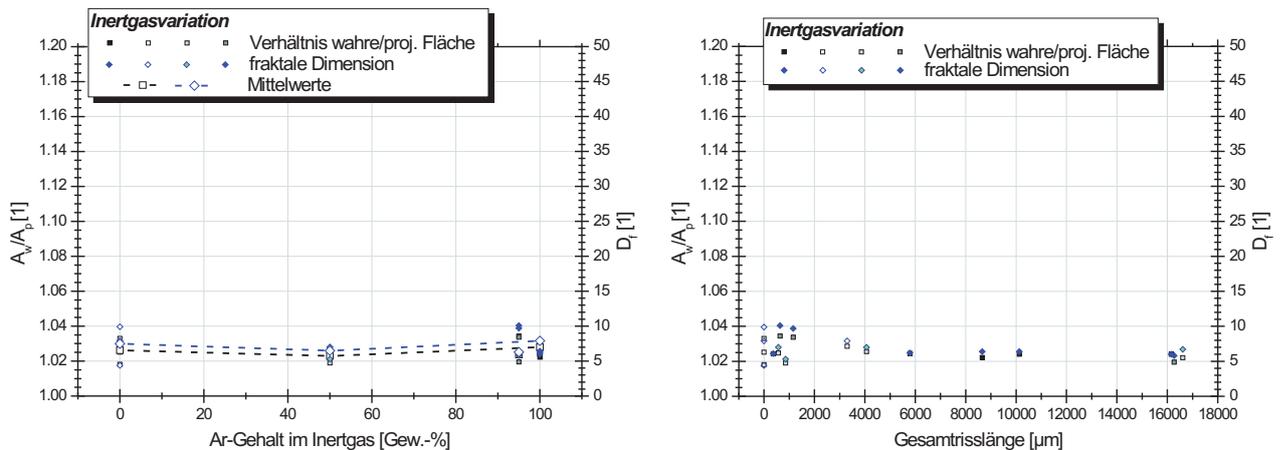


Abbildung B-10.: Flächenverhältnis und fraktaler Dimension über der Inertgaszusammensetzung, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.

B.2.3.2. Welligkeit

Die Gegenüberstellung der einzelnen Messergebnisse zeigt keinen signifikanten Unterschied zwischen den einzelnen Inertgassorten, die hier verwendet wurden. Sowohl das Flächenverhältnis, als auch die fraktale Dimension (Abb. B-10) befinden sich bei allen Proben in der selben Größenordnung. Die Auftragungsweise über dem Argongehalt im Inertgas hat annähernd waagrechten Verlauf mit dezenter Abweichung des Mischgases aus den beiden Inertgassorten zu gleichen Anteilen und des Argon mit Beimengung von fünf Prozent Wasserstoff nach unten. Die Korrelation mit den gemessenen Gesamtrisslängen (Abb. B-10) bildet die konstante Rauigkeiten über die Risslänge ab, wobei bei kürzeren Risslängen (bis 200 [μm]) eine größere Streuung auftritt. Die gemeinsame Abbildung der relativen Mittelwerte aus Welligkeitsparameter und Gesamtrisslänge in einem Schaubild bestätigt die geringen Abweichungen (Abb. B-11). Mit geringen Abweichungen vom Mittelwert aller Proben ist jedoch der in der Literatur zu findende Zusammenhang von steigender Rauigkeit mit steigendem Stickstoffanteil im Argon abgebildet. Ein diesbezügliche Aussage kann aus den hier getätigten Messungen nicht abgeleitet werden.

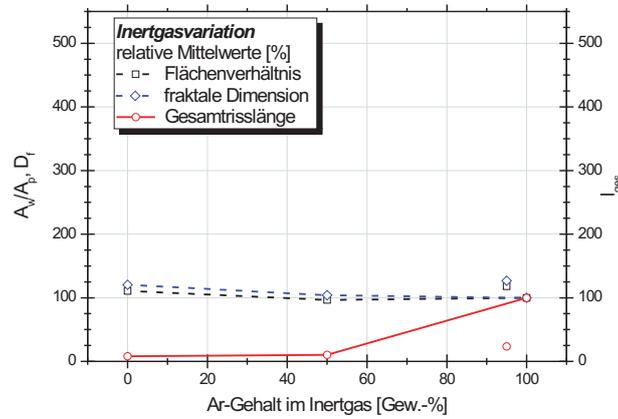


Abbildung B-11.: Relative Mittelwerte von Flächenverhältnis und fraktale Dimension im Vergleich zu relativen Mittelwerten der Gesamtrisslänge über der Inertgaszusammensetzung.

	S_a	S_q	S_p	S_v	S_z	S_{10z}	D_f
Tauchgeschwindigkeit 0,25 [$\frac{m}{s}$]							
Bereich 1	2,97	2,94	21,21	13,52	34,73	25,89	2,0040
Bereich 2	3,37	5,44	22,19	47,08	69,24	54,92	2,0063
gesamt	2,46	3,35	20,06	40,80	60,86	50,18	2,0042
Tauchgeschwindigkeit 0,50 [$\frac{m}{s}$]							
Bereich 1	2,36	2,99	11,81	12,33	24,14	22,70	2,0036
Bereich 2	2,87	4,01	15,49	40,37	55,86	49,89	2,0070
gesamt	2,56	3,36	22,34	57,34	79,68	55,88	2,0050
Tauchgeschwindigkeit 1,00 [$\frac{m}{s}$]							
Bereich 1	3,12	3,97	15,94	18,13	34,07	30,32	2,0055
Bereich 2	7,29	9,48	30,62	35,24	65,87	61,14	2,0168
gesamt	4,72	6,57	65,08	78,60	143,67	123,68	2,0099

Tabelle B.IV.: Rauigkeitsparameter der Teilbereiche für die Proben mit unterschiedlichen Tauchgeschwindigkeit aus Abb. B-12

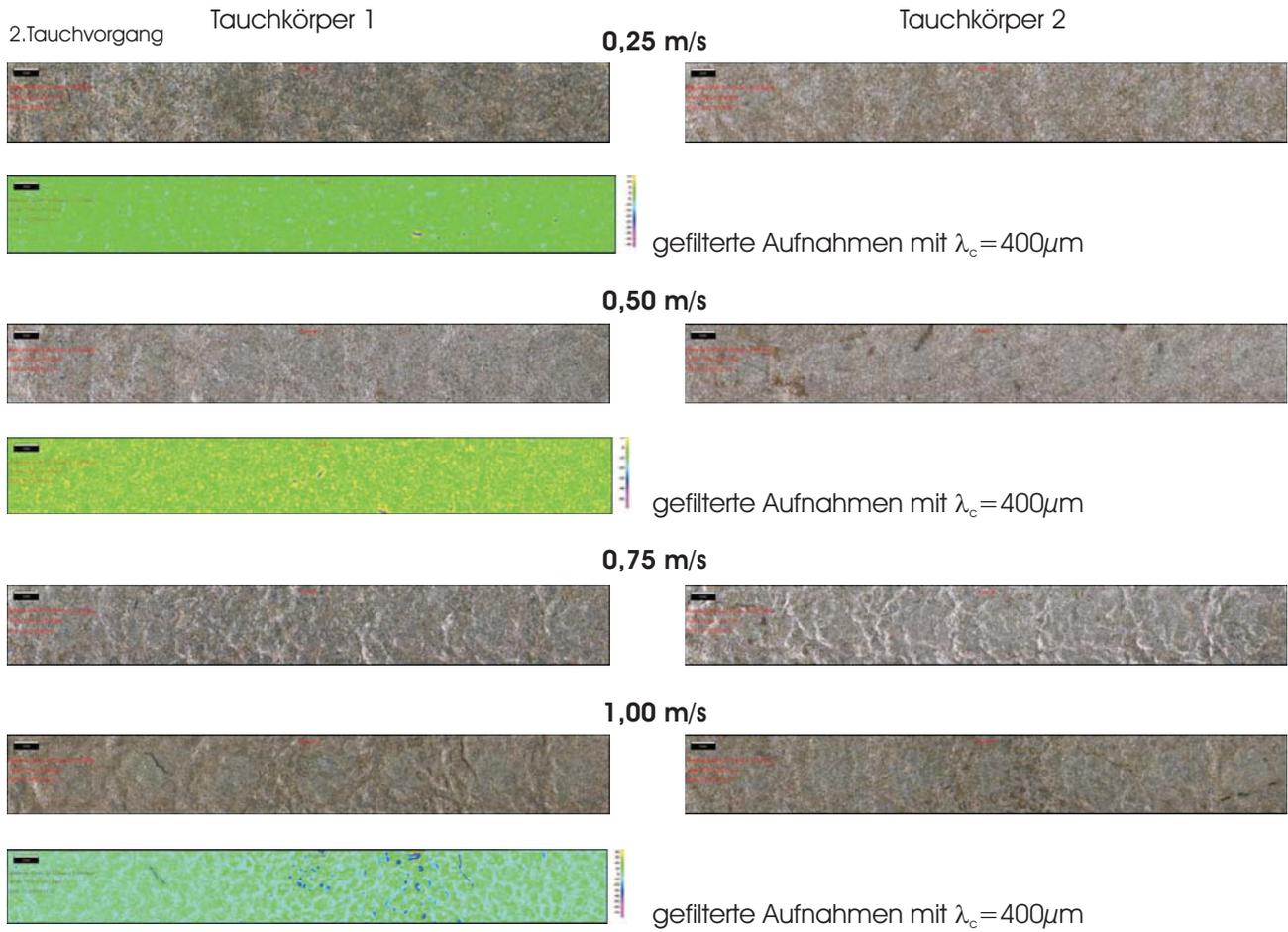


Abbildung B-12.: Aufnahmen der topographischen Oberfläche der ausgewerteten Probenausschnitte von Tauchproben unterschiedlicher Tauchgeschwindigkeit.

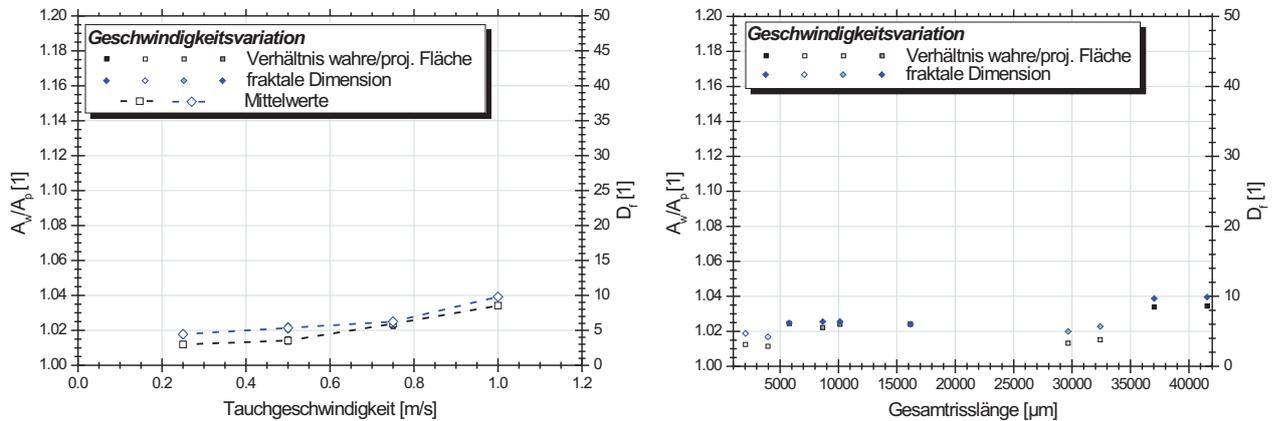


Abbildung B-13.: Flächenverhältnis und fraktale Dimension über der Tauchgeschwindigkeit, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.

B.2.4. Geschwindigkeitsvariation

B.2.4.1. Rauigkeit

Die Rauigkeit der Proben weisen mit steigender Tauchgeschwindigkeit nur leicht zunehmende Werte auf (Tab. B.IV). Der Eindruck zunehmender Rauigkeit wird auch bei der Gegenüberstellung der Tauchproben vermittelt, wobei die betrachteten Bereiche wie auch die restlichen Probenflächen, weitgehend frei von Poren waren. Poren sind erst bei höherer Tauchgeschwindigkeit zu einem geringen Ausmaß gegenüber jenem von höherkohligen Stählen aufgetreten (Abb. B-12).

B.2.4.2. Welligkeit

Der Verlauf der Welligkeit ist durch stärker ansteigende Werte mit zunehmender Tauchgeschwindigkeit geprägt. In Abb. B-13 sind die Daten des Flächenverhältnisses und der fraktalen Dimension dargestellt. Die Änderungen sind zwar nicht so groß, wie z.B. bei verändertem C-Gehalt, folgen jedoch einem eindeutig erkennbaren Trend. Die ebenfalls mit steigender Tauchgeschwindigkeit steigenden Gesamtrisslängen bilden sich in der Auftragsweise der Welligkeit über der Gesamtrisslänge als erahnbarer Trend der Einzelmessungen ab.

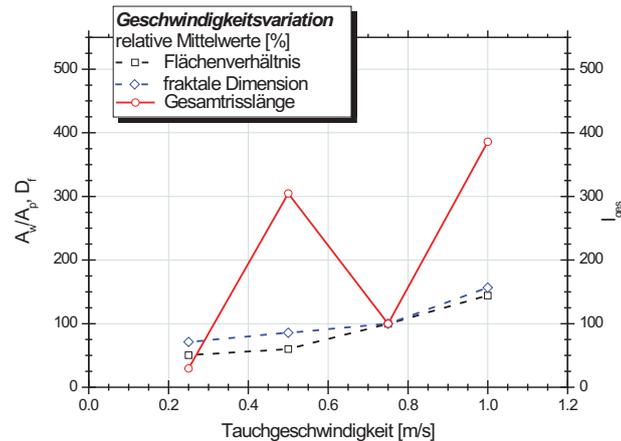


Abbildung B-14.: Flächenverhältnis und fraktale Dimension über der Tauchgeschwindigkeit, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.

Die monoton steigenden Mittelwerte der Welligkeit steht bei direktem Vergleich in Abb. B-11 einer steigenden Tendenz aus stärker rauschenden Einzelpunkte der Rissauswertung gegenüber.

B.2.5. Variation der Überhitzung

Die Messung der Oberflächenparameter der Überhitzung erfolgte an Proben aus drei Versuchsreihen mit gezielt unterschiedlich eingestellten Überhitzungen. Die Einzelversuche haben darüber hinaus versuchsbedingt eine gewisse Streuung der Überhitzungstemperatur.

B.2.5.1. Rauigkeit

Bei der Betrachtung der Rauigkeitsparameter in Abhängigkeit der Überhitzung ist kein zwin- gender Zusammenhang erkennbar (Tab. B.V), wobei für eine objektive Beurteilung und Aussage zu einem Trendverhalten die Probenanzahl und untersuchten Flächen zu gering sind.

Die beiden Proben aus Tab. B.V und die Referenzprobe (Tab. B.I) haben nur geringfügige Abweichungen des gemeinsamen Mittelwertes in den Rauigkeitsparamtern S_a und S_q .

	S_a	S_q	S_p	S_v	S_z	S_{10z}	D_f
70 [K] Überhitzung							
Bereich 1	3,68	4,67	22,69	21,19	43,88	36,56	2,0039
Bereich 2	5,30	6,98	26,47	46,29	72,76	63,17	2,0075
gesamt	4,23	5,40	26,78	46,25	73,03	64,42	2,0060
30 [K] Überhitzung							
Bereich 1	2,84	3,61	12,41	16,01	18,42	27,48	2,0040
Bereich 2	5,36	6,98	18,61	36,44	55,05	43,03	2,0063
gesamt	3,81	4,94	40,05	56,18	96,23	76,17	2,0056

Tabelle B.V.: Rauigkeitsparameter der Teilbereiche für Proben unterschiedlicher Überhitzung.

B.2.5.2. Welligkeit

Ähnliche Verhältnisse liegen bei der Betrachtung der Welligkeitsparameter vor. Abbildung B-15 enthält die Auftragung des Flächenverhältnisses und der fraktalen Dimension über der Überhitzung, bzw. den zugehörigen Gesamtrisslängen. Die Darstellungsweise über der Risslänge lässt keinen Risslängenzuwachs mit zunehmender Überhitzung erkennen. Alle Abweichungen sind äußerst gering, wobei bei der Mittelwertbildung mit steigender Überhitzung leicht stagniert. Die Gegenüberstellung der relativen Mittelwerte von Welligkeitsparametern und der Gesamtrisslänge (Abb. B-16) legt die vergleichbar geringfügigen Divergenzen dar.

B.2.6. Variation der Substrate

Der Rauigkeitsauswertung der Versuche zur Variation der Substrate (Material, Beschichtung und Oberflächenbehandlung) liegen ebenfalls nur eine sehr geringe Anzahl an Proben zugrunde. Die einzelnen Variationsparameter wurde teilweise nur mit zwei Proben bestätigt. Nach der Beschränkung auf die Auswertung der *Welligkeit*, da aufgrund der Oberflächentopographie bei den gerillten Proben (Abbildung B-17) keine sinnvollen Werte zu erwarten sind, konnte ein zu erwartender Trend bestätigt werden.

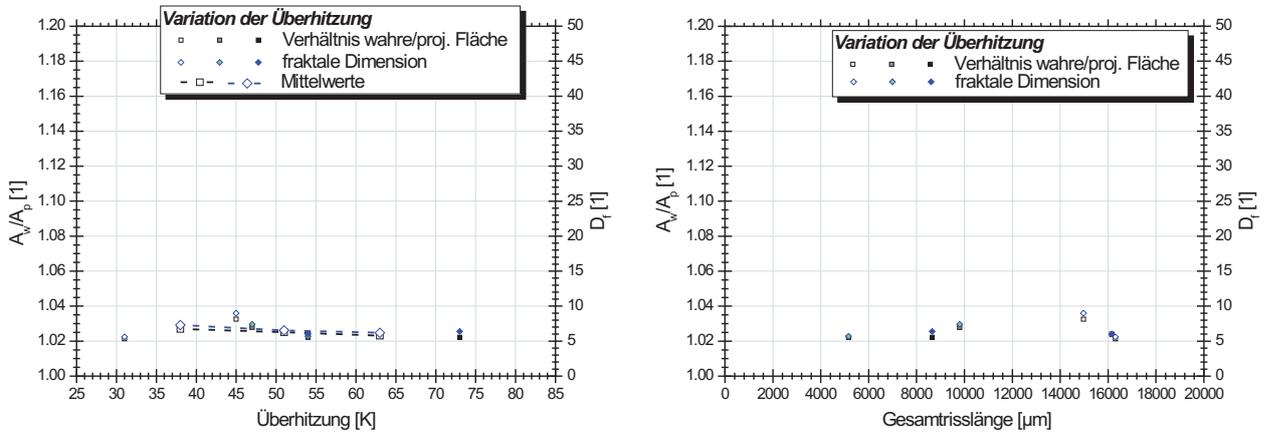


Abbildung B-15.: Flächenverhältnis und fraktale Dimension über der Überhitzung der Schmelze, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.

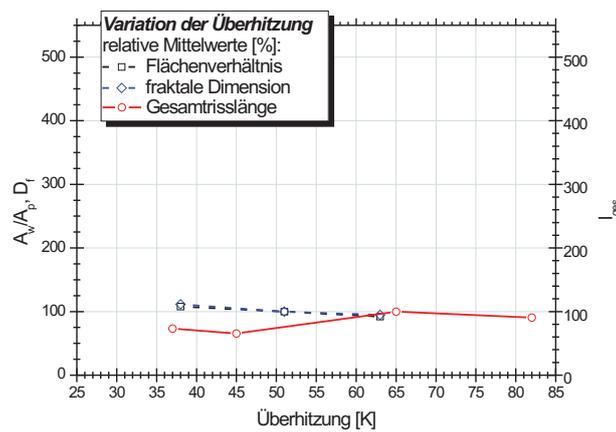


Abbildung B-16.: Flächenverhältnis und fraktale Dimension über der Überhitzung der Schmelze, bzw. den zugehörigen gemessenen Gesamtrisslängen.

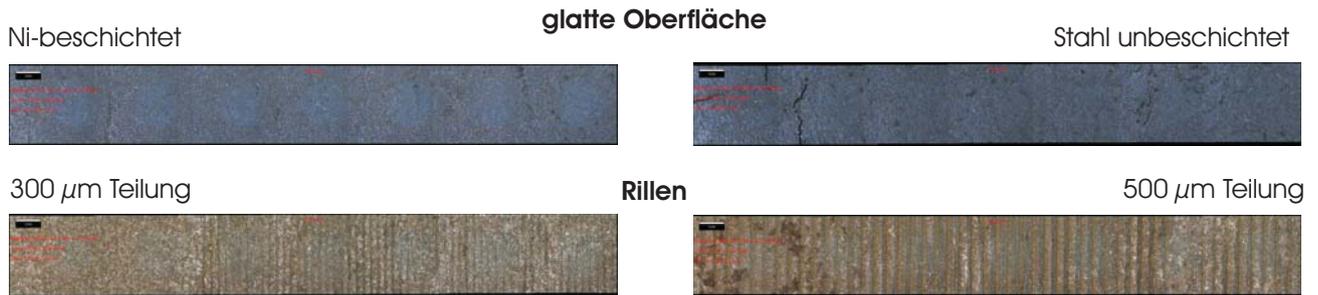


Abbildung B-17.: Abbildungen der untersuchten Oberflächen von Substraten unterschiedlicher Oberflächenbehandlung.

Die Proben mit kugelgestrahlter Oberfläche liegen demnach erwartungsgemäß bei geringerer Welligkeit als dies für Proben von Substraten mit eingefrästen Rillen in die Substratoberfläche der Fall ist (Abb. B-18). Der Vergleich des Flächenverhältnisses der unterschiedlichen Substrate ergibt für die glatten Substrate geringere Werte als für Proben der kugelgestrahten Substrate. Die Beobachtung sehr eben erstarrter Proben mit geringer fühlbarer Welligkeit kann bei dem Vergleich der Erstarrungsproben auch gemacht werden.

Der Vergleich der beiden gerillten Substrate zeigt für die Proben des Substrates mit 500 [μm] Teilung die größere Abweichung zwischen wahrer und projizierter Fläche. Die fraktale Dimension hingegen ist bei Proben des Substrates geringerer Teilung höher.

Interessant verhält sich hingegen die fraktale Dimension, die bei den Proben glatter Oberfläche sehr unterschiedlich ausfällt. Die Probe des glatten Stahlsubstrates besitzt gegenüber der Probe des glatten Nickel-beschichteten Substrates viel höhere Werte und folgt damit dem Trend der Gesamtrisslänge. Eine Erklärung für den vermehrten Rissbefall könnten somit tiefere, stärker ausgeprägte Einziehungen sein.

Die Darstellung in Abhängigkeit der zugehörigen Gesamtrisslängen zeigt zwei eindeutige Ausreißer, der sonst sehr gleichen Verteilung. Die Proben der Substrate mit eingefrästen Rillen befinden sich in Lagen mit eher geringem bis durchschnittlichem Rissaufkommen, besitzen hingegen sehr viel höhere topographische Unebenheit. Die hohe fraktale Dimension der gerillten Substrate mit 300 [μm] Teilung steht in guter Übereinstimmung mit der ebenfalls höheren gefundenen Risslänge. Der Eindruck der Abbildungen der Parametervariation, wo sich dieses

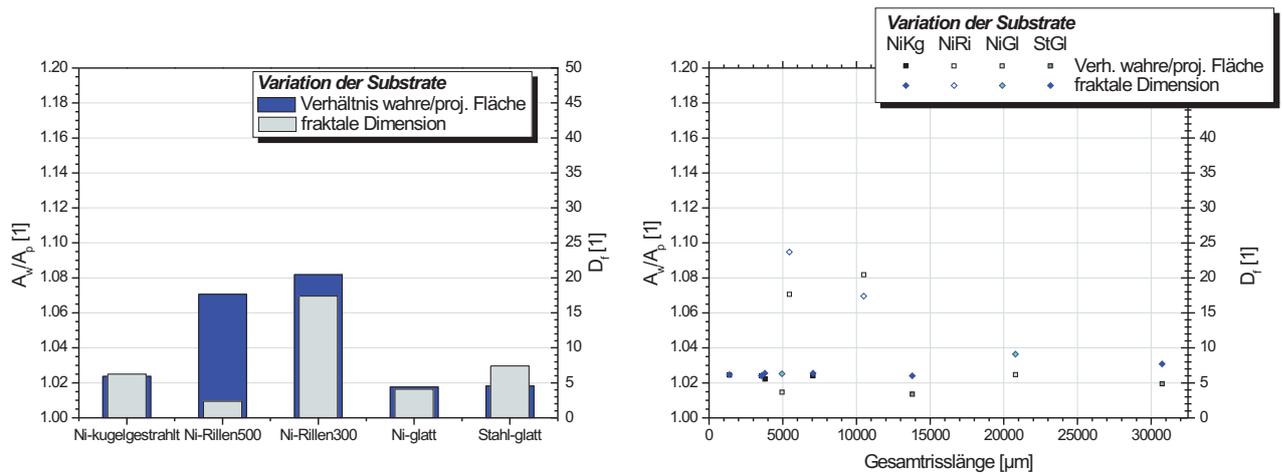


Abbildung B-18.: Welligkeitsparameter Flächenverhältnis und fraktale Dimension der Substratvariationen und über der Gesamtrisslänge).

Substrat mit Ähnlichkeiten zum glatten Substrat präsentiert hat konnten somit bestätigt werden.

Die Gegenüberstellung der relativen Durchschnittswerte mit jenen der Rissauswertung zeigt die gegenüber kugelgestrahlten Substraten positive Darstellung von gerillten Substraten bei großer Unebenheit und macht auch den Unterschied in der Auswirkung der Substratmaterialien deutlich (Abb. B-19).

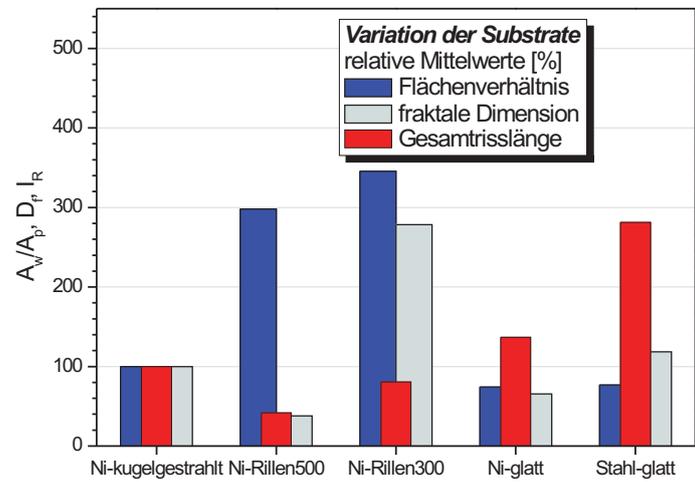


Abbildung B-19.: Relative Mittelwerte von Flächenverhältnis, fraktaler Dimension und Gesamtrisslänge für verschiedene Substrate (Material, Oberflächenbehandlung).

C. Ablagerungen an der Substratoberfläche

C.1. Allgemeine Beschreibung der Ablagerungen

Bei den Tauchversuchen ist eine offensichtliche Verfärbung der Substratoberflächen eingetreten. In den folgenden Ausführungen werden die Ablagerungen, die zu dieser Verfärbung führt eingehender behandelt.

Vor den Versuchskampagnen werden die Substrate durch eine Beizbehandlung von Oberflächenanhaftungen befreit. Durchgeführte Überprüfungen mittels EDX-Messung bestätigten die rückstandslose Reinigung. Im ersten Teilbild in Abbildung C-1 ist das Substrat vor der Versuchsserie dargestellt. Alle weiteren Teilbilder belegen optische Veränderungen an dem unbeschichteten kugelgestrahlten Kupfersubstrat während einer Versuchskampagne von 7 Tauchversuchen im niedriggeköhlten, Mn/Si beruhigten Stahl Fe360. Die hier dargestellten Verfärbungen sind typisch und traten in ähnlicher Weise bei allen Substrat- und Versuchsvariationen auf. Mit steigender Anzahl an Tauchvorgängen hatten die Substrate, insbesondere an den Rändern und im oberen Bereich, zunehmend dunkleres Aussehen. Zur Untersuchung der Schichten wurde der Tauchkörper nach Beendigung der Versuchsserie demontiert und die untere länger eingetauchte Substrathälfte unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) eingehend untersucht.

Bei Betrachtung im REM bietet sich auch im mikroskopischen Maßstab ein inhomogenes Bild der Ablagerungen. In Abb. C-2 a ist eine Übersichtsaufnahme eines typischen Bereiches gegeben. Es tritt eine heller und eine dunkler erscheinende Phase auf. Wobei die dunklere Phase

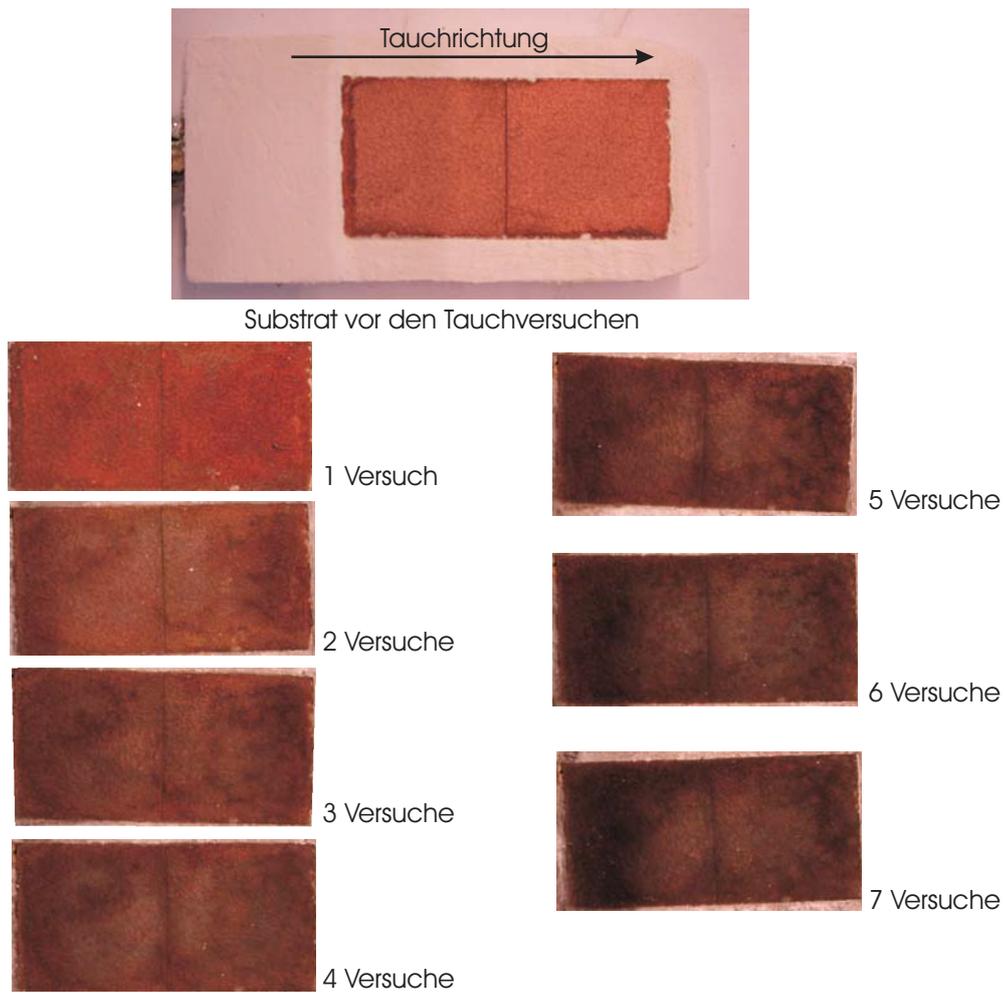


Abbildung C-1.: Bildliche Zusammenfassung der Veränderung eines Substrates von ursprünglich gereinigtem Zustand und bis hin zum Endzustand nach 7-maligem Tauchen

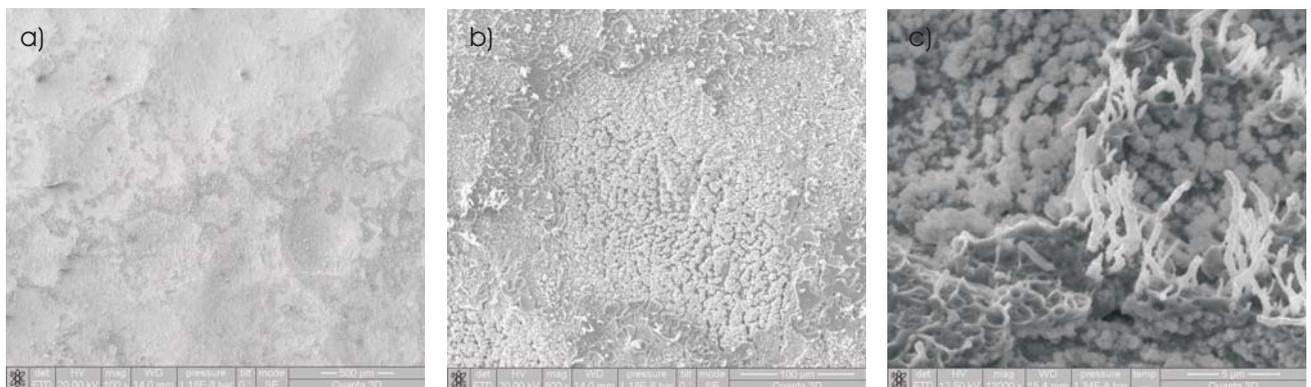


Abbildung C-2.: Übersichts-REM-Aufnahmen der abgelagerten Schichten auf den Substraten nach sieben Tauchvorgängen.

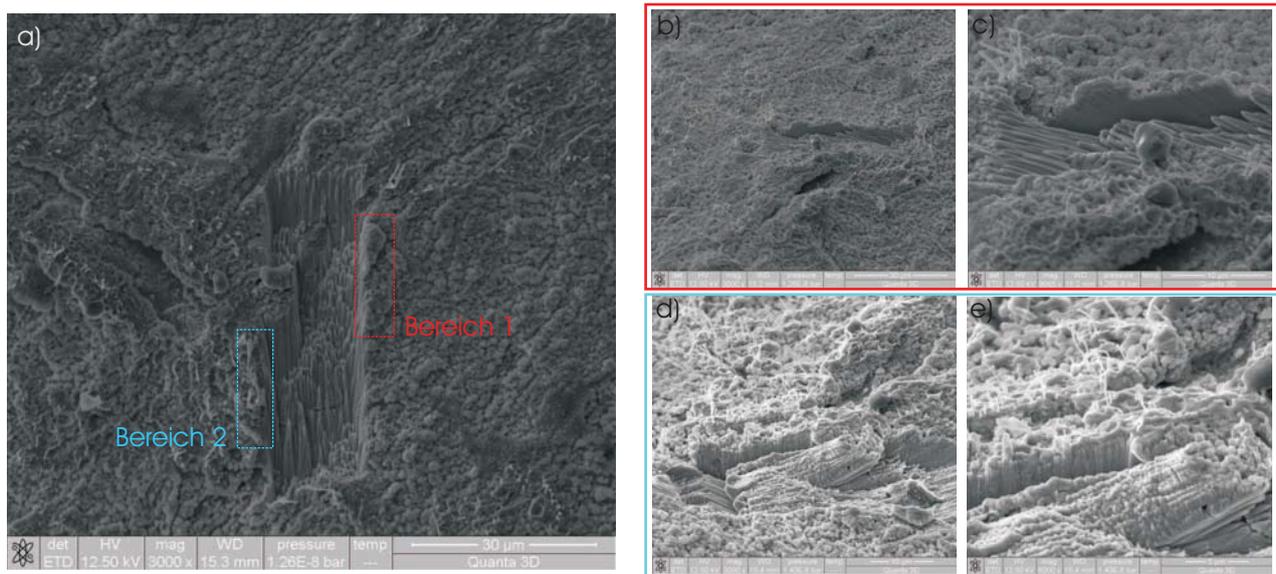


Abbildung C-3.: Übersichtsaufnahme der a) gesamten abgetragenen Stelle; b) und c) festen Oxide in Bereich 1; d) und e) des tropfenförmigen Oxides in Bereich 2

vermehrt auf den Erhebungen der kugelgestrahlten Substratoberfläche vorkommt. Bei näherer Betrachtung eines Bildausschnitts (Abb. C-2 b und c) weisen die beiden Phasen grundsätzliche morphologische Differenzen auf. Die hellere Phase erscheint körnig mit korallenartigem Aussehen. Die dunklere Phase erscheint glasartig amorph mit dichter Struktur. An der Oberfläche sind teilweise Fließfiguren zu erkennen, was auf Ablagerungsvorgänge mit flüssigem Ursprung schließen lässt. Weiters waren an der glasigen Phase stochastisch verteilt weiße tropfenartige Fortsätze zu finden, die sich wie Fäden senkrecht von der Oberfläche abheben.

Um einen Eindruck des Aufbaues und der Schichtdicke dieser Ablagerungen zu bekommen, wurde an einer Stelle mit dem Focused Ion Beam (FIB) ein Keil abgetragen. Die Auswahl der Stelle wurde so getroffen, dass einerseits ursprünglich flüssiges Oxid und andererseits auch körniges Oxid geschnitten wurde (Abb. C-3). An der Seite des körnigen Oxides wurde auch eine größere Knolle geschnitten, die, wie ursprünglich angenommen, durch das körnige Oxid aufgebaut sein dürfte.

Die Betrachtung der Querschnittsfläche (Abb. C-3 b und c) zeigt, dass diese Knollen durchwegs durch den Kokillenwerkstoff gebildet sind, welche mit einer geringen Schichtdicke des Oxides überzogen sind. Die Schichtdicke ist bei allen Stellen sehr ähnlich und unterscheidet

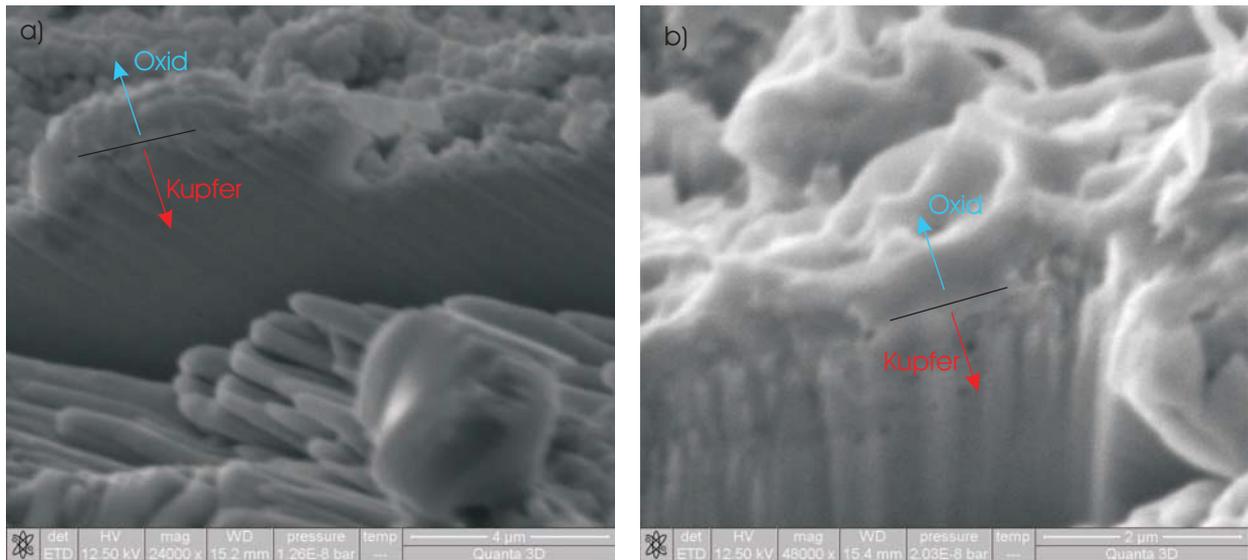


Abbildung C-4.: Vergrößerung der Schnittflächen mit schematisch dargestellter Lage der Trennfläche zum Grundwerkstoff.

sich auch nicht signifikant zwischen den unterschiedlichen Ablagerungsformen (Abb. C-3 d und e). Messungen der Schichtdicken in Abb. C-4 ergaben für beide Oxide Schichtdicken von ca. $0,5 \text{ } [\mu\text{m}]$.

EDX-Analysen zeigen, dass es sich bei allen Ablagerungen um Mangan-, Silizium- und Eisenmischoxide handelt. Es hat sich dabei erwiesen, dass sich die Ablagerungen neben deren Morphologie auch in deren Zusammensetzung voneinander unterscheiden. Die körnigen Oxide bestehen zum Großteil aus MnO , mit Spuren von SiO_2 und FeO . Das amorphe Oxid weicht vor allem durch höhere FeO - und SiO_2 -Werte ab. Die weißen tropfenartigen Fortsätze weisen überwiegende Anteile an FeO auf. Tabelle C.I enthält Richtwerte der an der EDX gemessenen Analysen. An dieser Stelle muss noch vervollständigend darauf hingewiesen werden, dass die Bestimmung von Analysen der reinen Phasen sehr schwer möglich ist. Die Verwendung einer EDX schließt mit ein, dass relativ große Bereiche durch die Röntgenstrahlung mit angeregt werden. Dies beinhaltet somit die Messung der Umgebung, insbesondere bei kleinen Ausschnitten, wie z.B. den tropfenförmigen FeO -reichen Phasen.

Wie aus Abb. C-1 ersichtlich, haben die Ablagerungen auch makroskopisch keine homogene Verteilung, weshalb unterschiedliche Stellen der Substrate miteinander verglichen wurden. Am

	körnig	amorph	tropfenförmig
MnO	≥ 80	~ 70 bis 80	Spuren
SiO_2	~ 5	~ 10 bis 25	Spuren
FeO	~ 5 bis 10	~ 15	~ 100

Tabelle C.I.: Größenordnungen der, mit Hilfe der EDX, gefundenen Analysen der einzelnen Phasen der Ablagerungen.

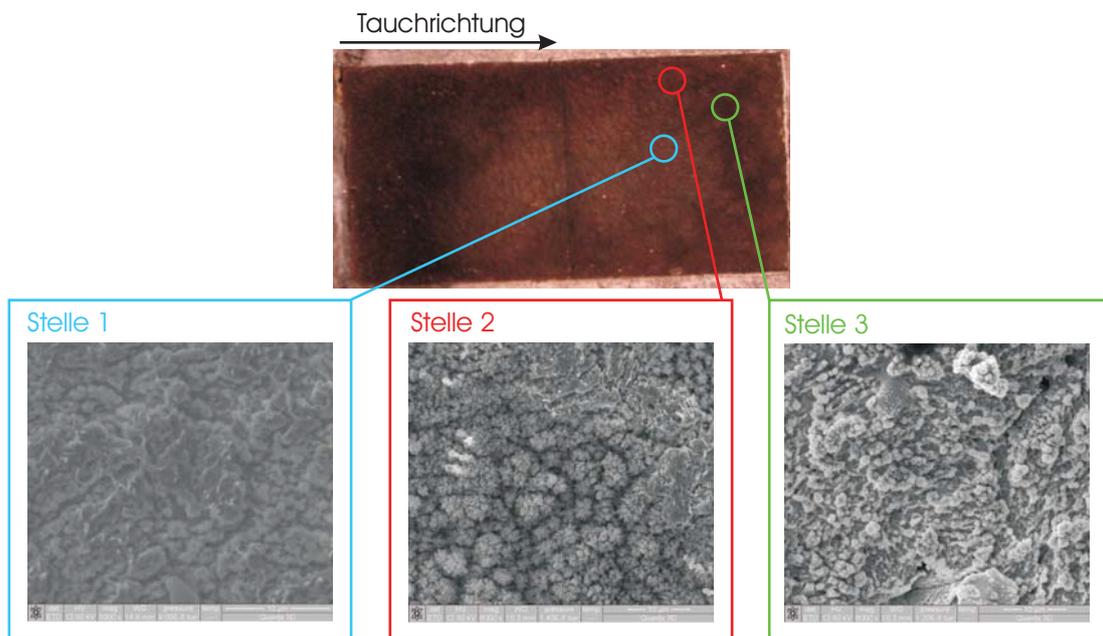


Abbildung C-5.: Untersuchte Stellen und Oberflächenabbildungen des REM

genannten Beispiel wurden drei Stellen unterschiedlicher Farbe (von hell bis dunkel) genauer REM inspiziert (Abb. C-5).

Im Zuge dessen hat sich herausgestellt, dass sich die einzelnen Stellen vor allem durch die mengenmäßige Zusammensetzung der einzelnen Phasen unterscheiden. Das bisher diskutierte Gefüge aus überwiegendem Anteil MnO -reicher Phase und Anteilen an amorpher Phase an den Erhebungen der kugelgestrahlten Oberfläche entspricht in etwa den helleren, in Abb. C-5 mit Stelle 1 titulierten Bereichen. Dunklere Gebiete am Rand und in der oberen Substrathälfte, die in Abb. C-5 mit Stelle 2 betitelt sind, weisen große Anteile der MnO -reichen Phase auf. Amorphe Strukturen findet man nur sehr selten in geringen Abmessungen. Der untere

Teil des Substrates, der zuerst eintaucht und somit auch am längsten eingetaucht bleibt, weist verschiedene Brauntöne auf und besitzt hohe Anteile an amorpher Phase. Neben den Phasenanteilen ändern sich mit den unterschiedlichen Zonen auch die Analysen der einzelnen Phasen. Messungen der *MnO*-reichen Phase in Gebieten mit hohem amorphen Phasenanteil ergeben auch in diesem erhöhte *FeO*-Gehalte. Das Aussehen dieser Phase ändert sich zudem auch zu rundlicheren Formen. Die Eintragung der ermittelten Analysepunkte im zugehörigen Dreistoffsystem (Abb. C.I) bestätigt die Unterscheidung zwischen festen und flüssigen Ausscheidung durch zugehörige Liquidustemperaturen. Zunehmender *FeO*-Gehalt wirkt, wie das binäre System *FeO* – *MnO* zeigt, stark senkend auf die Liquidustemperaturen der Mischoxide, die durch vollständige Löslichkeit ausgezeichnet sind. Der fließende Übergang von körniger zu zunehmend tropfenförmiger Form der *MnO*-reichen Phase ist damit sehr gut ableitbar.

In geeigneten Versuchsserien wurden die Oxide an der Substratoberfläche bei gezielt veränderten Randbedingungen der Oxidablagerung untersucht. Verändert wurden die Inertgasatmosphäre, die Stahllegierung und die Anzahl der Tauchvorgänge.

- *Einfluss der Anzahl an Tauchvorgängen*

Bei einer Versuchsserie wurde zwei Tauchkörper unterschiedlich oft in die selbe Schmelze getaucht. Der Erste vier mal und ein Zweiter sechs mal. Das Aussehen der beiden unter dem REM war ident. Auch gab es in den Zusammensetzungen der unterschiedlichen Oxiderscheinungsformen keinen Unterschied. Einzig die *MnO*-reiche Phase enthielt am öfter eingetauchten Substrat zugunsten des *SiO₂*-Gehaltes noch etwas mehr an *MnO* (Abb. C-7).

- *Einfluss der Inertgasatmosphäre*

Die Variation der Inertgasatmosphäre spiegelte sich in der Analyse der abgelagerten Oxide nicht wieder. Abweichungen vom bekannten Zustand konnte nur bei der Verwendung von Argon mit 5 %-iger Wasserstoffanreicherung festgestellt werden. Bei ebenfalls gleichbleibenden Oxidanalysen änderte sich das Oberflächenaussehen unter dem REM. Die Vermutung liegt hier nahe, dass Anteile reduziert wurden und somit geringere Mengen abgelagert wurden. Darüber hinaus muss vermutet werden, dass unterschiedliche Ablagerungen

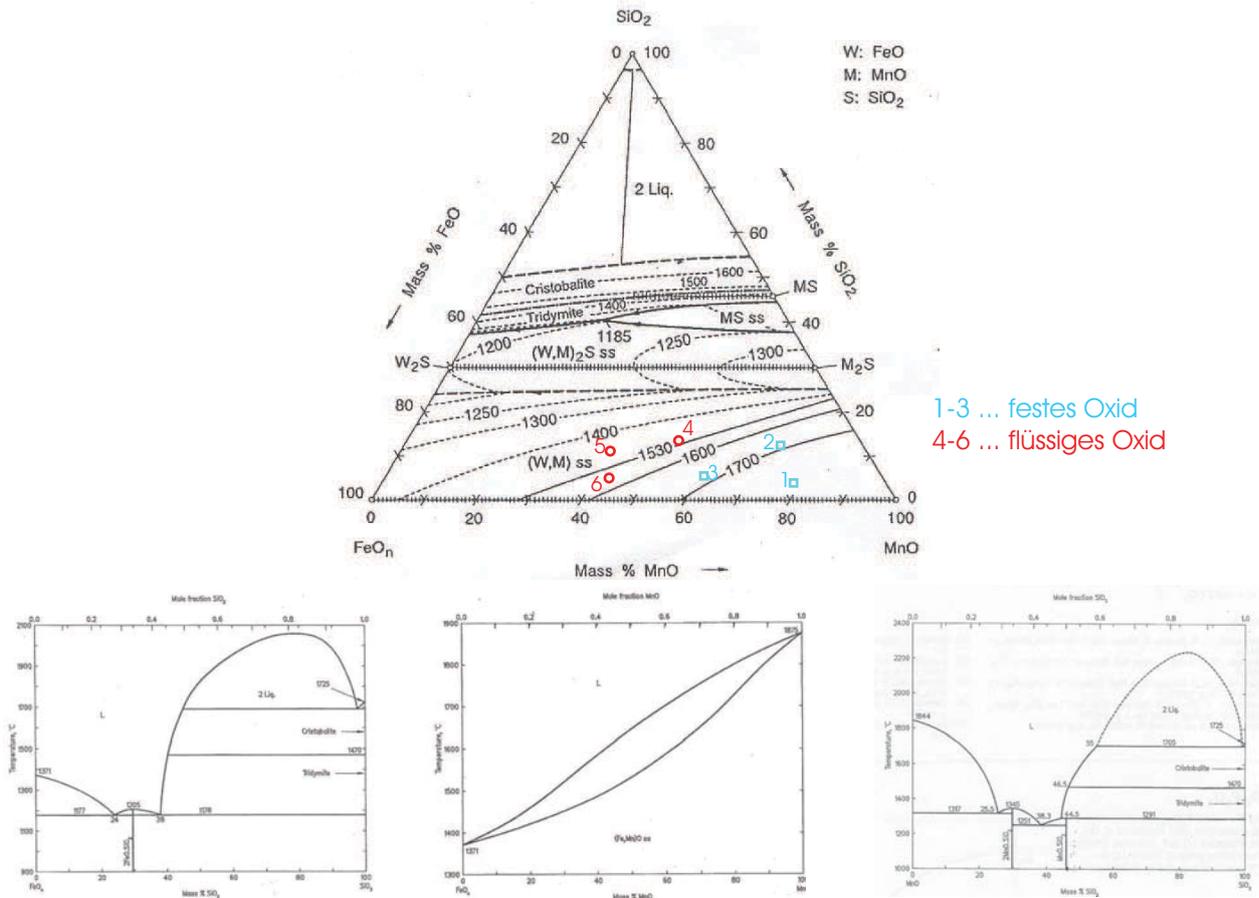


Abbildung C-6.: Beispielhafte Punkte der Oxidanalysen im 3-Stoffsystem $MnO - FeO - SiO_2$ und zugehörige binäre Randsysteme [?].

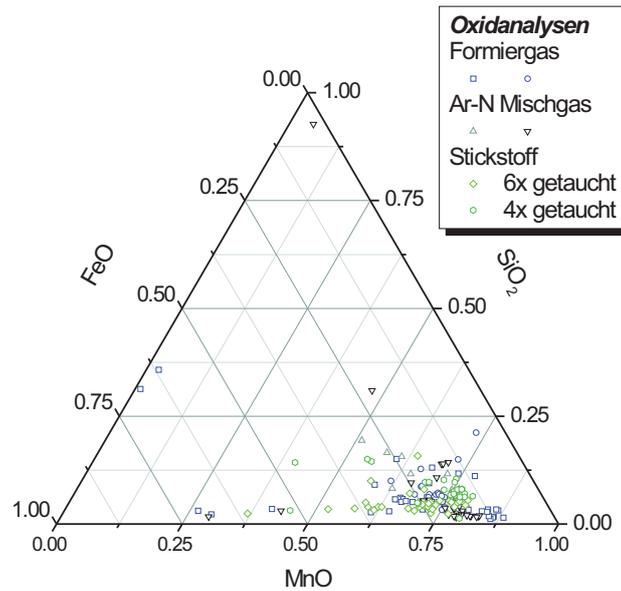


Abbildung C-7.: Analysenpunkte der REM-EDX-Untersuchungen der Substratoberflächen mit unterschiedlichen Randbedingungen der Tauchversuche.

gerungsmechanismen unterschiedlich stark beeinflusst wurden. Die sonst flächendeckende MnO -reiche Phase, die durch Sublimation entstehen dürfte ist im sonst beobachteten Ausmaß nicht zu finden.

Die Bilder aus Abb. C-8 beweisen ähnliche Strukturen zu anderen Untersuchungen. Bei allen Bereichen, insbesondere in Bereich 2 wird deutlich, dass die Menge an abgelagerten Oxiden sehr viel geringer sein muss. Die Vermutung liegt nahe, dass der Wasserstoff zur Reduktion großer Anteile der vorhandenen Oxide geführt hat.

- *Einfluss der Stahllegierung*

Bei Tauchversuchen mit der rostbeständigen Stahlgüte A304 (mit ca. 18% Ni, 10 % Cr, 0,55 % Si, 1,15 % Mn und 0,055 % C) konnten die in Abb. C-9 dargestellten Analysen der Ablagerungen ermittelt werden. Wie aus der Abbildung hervorgeht, besitzen die Ablagerungen, gegenüber den weniger Si-haltigen C-Stählen, erhöhte SiO_2 -Gehalte. Abgesehen von der Darstellung im Dreistoffsystem $MnO - FeO - SiO_2$ enthielten alle gefundenen Analysen zwischen 5 % und 8 % an Chromoxid. Die Oberflächen dieser Substrate zei-

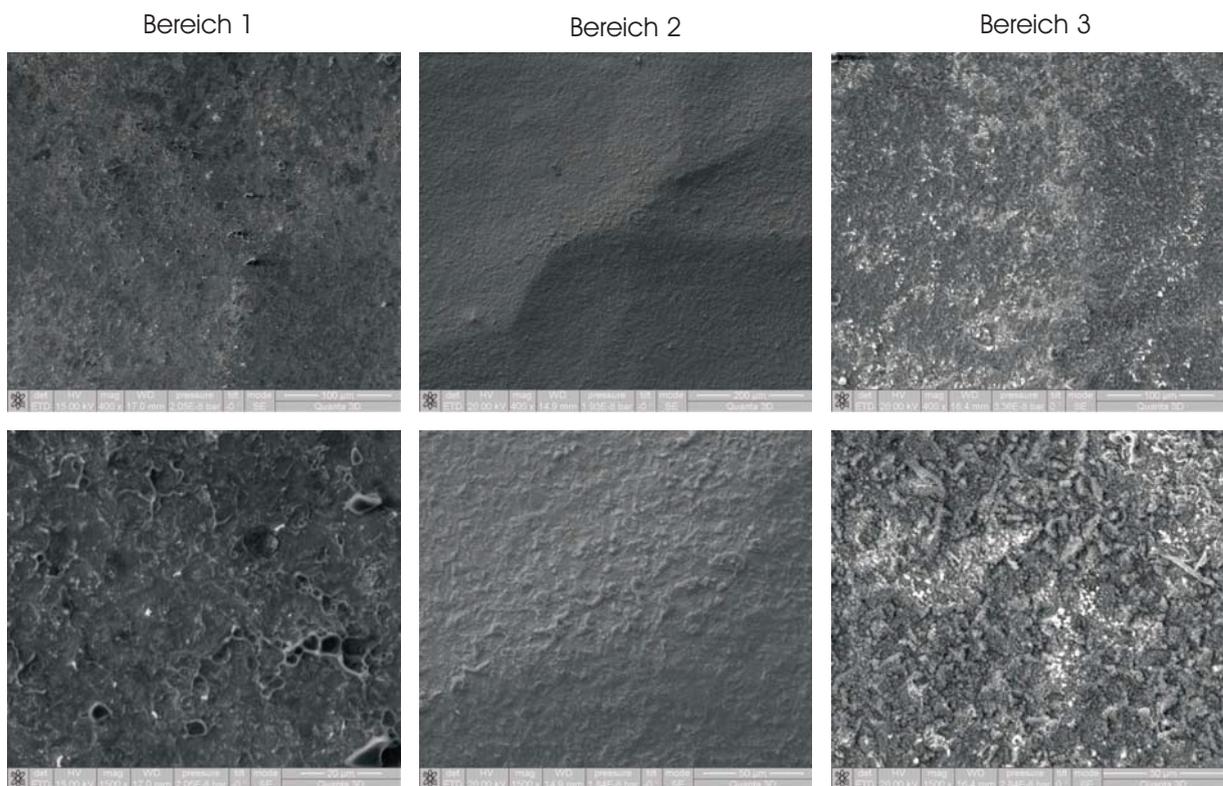


Abbildung C-8.: Aufnahmen aus drei ausgewählten Bereichen von, bei Argon-Wasserstoffatmosphären verwendeten, Tauchkörpern mit 400-facher in der oberen und 1500-facher Vergrößerung in der unteren Zeile.

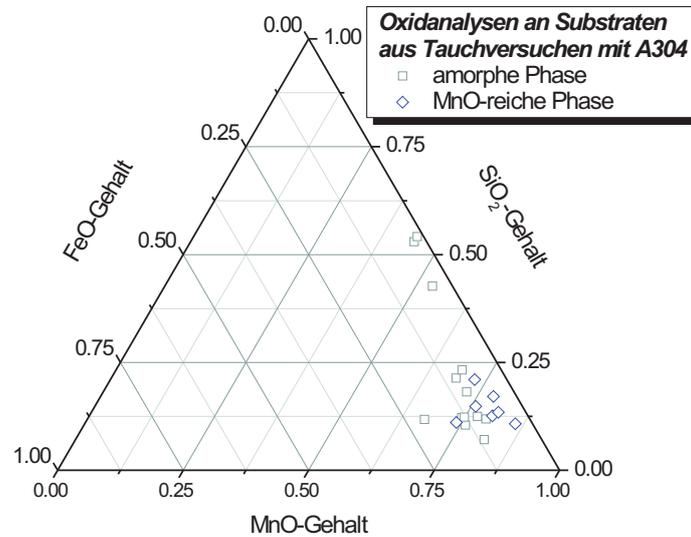


Abbildung C-9.: Im Dreistoffsystem eingetragene Analysepunkte eines in A304-Stahl getauchten substrates.

gen ebenfalls sehr geringe Anteile an körnigem Oxid. Die abgelagerten Oxide besitzen vorrangig amorphe Morphologie. Die Analysepunkte mit nahezu der Zusammensetzung der verdeckt schmelzenden Verbindung $MnSiO_3$ stammen von Fließfiguren amorpher Abscheidungen. Abbildung C-10 a und b demonstrieren diese Fließfiguren. In Teilbild a ist die erwähnte glatte Hintergrundstruktur sehr gut zu entnehmen.

Zusammenfassend kann geschlossen werden, dass die unterschiedlichen Morphologien aus unterschiedlichen Ablagerungsmechanismen herrühren. Die flüssig abgeschiedenen Oxide könnten von der Schmelzbadoberfläche miteingezogen sein, da diese vor allem an den zuerst eintauchenden Substratbereichen vermehrt gefunden wurden.

Das körnige Oxid stammt demnach aus der Sublimation von reoxidiertem verdampftem Mangan der Ofenatmosphäre. Diese Oxidform konnte vermehrt an Stellen gefunden werden, wo durch das Abheben der Erstarrungsprobe längerer Kontakt mit der Ofenatmosphäre bestanden haben könnte. Das verminderte Auftreten bei Versuchen mit was-

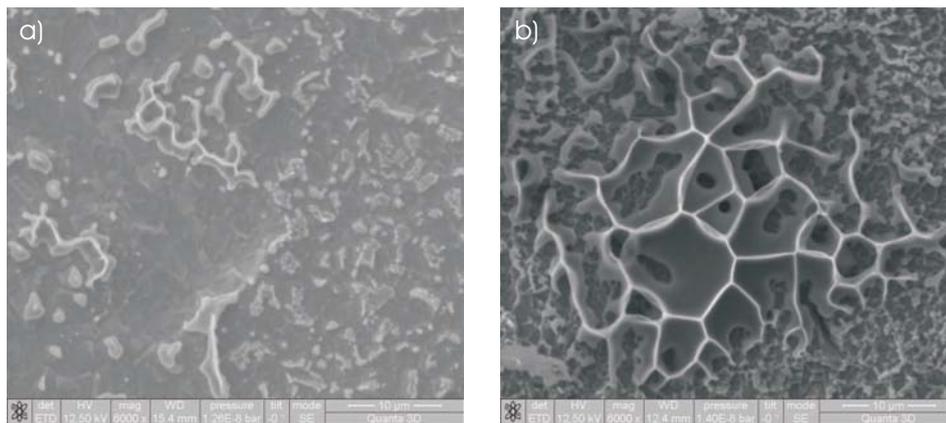


Abbildung C-10.: Aufnahmen von Oberflächen, der in A304 getauchten Substrate.

serstoffhaltigem Inertgas deutet auf die Reduzierung der des Restsauerstoffgehaltes der Ofenatmosphäre hin, wodurch das verdampfte Mangan nicht mehr sublimieren konnte.