



**Möglichkeiten und Grenzen der  
experimentellen Bestimmung des Schrumpf-  
und Kontraktionsverhaltes bei Stahl mit Hilfe  
des SSCC - Versuches.**

Masterarbeit

eingereicht von

**Florian Schneller**

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

**Diplomingenieur**

In der Studienrichtung Metallurgie





Herrn Florian SCHNELLER wird vom Lehrstuhl für Metallurgie  
folgendes Masterarbeitsthema S676 gestellt:

## **Möglichkeiten und Grenzen der experimentellen Bestimmung des Schrumpf- und Kontraktionsverhaltes bei Stahl mit Hilfe des SSCC Versuches**

### **Inhalte:**

Aufgrund der Änderung der Dichte bei der Erstarrung von Stahl und der nachfolgenden Abkühlung kommt es zum auftretenden von Schrumpf- und Kontraktionskräften. Mit dem am Lehrstuhl für Metallurgie entwickelten SSCC (Submerged Split Chill Contraction) – Versuch können die Kräfte in einer um einen zylindrischen Prüfkörper erstarrenden Schale aufgezeichnet und einer bestimmten Legierungslage zugeordnet werden. Durch Weiterentwicklung dieser Methode sollen die Reproduzierbarkeit verbessert und die Grenzen in der Auflösung von Schrumpf- und Kontraktionsunterschieden ermittelt werden. Die Ziele der Arbeit können wie folgt zusammengefasst werden:

- Literaturstudium (Schrumpf- und Kontraktionsverhalten von Stahl, die peritektische Erstarrung von Stahl, ungleichmäßiges Schalenwachstum, experimentelle Möglichkeiten zur Bestimmung des Schrumpfverhaltens)
- Durchführung und Auswertung von SSCC-Versuchen (Prüfkörperoptimierung, Identifikation wesentlicher Versuchsparameter, Interpretation der Ergebnisse)
- Erstarrungsberechnung sowie Simulation der Erstarrung mit Hilfe von Calcosoft (Vergleich mit den Versuchsergebnissen)
- Darstellung der Möglichkeiten und Grenzen des SSCC-Versuches.

Industriepartner:

**voestalpine**  
STAHL GMBH

**SIEMENS**  
VAI 

Leoben, im Juni 2011

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



## Eidesstattliche Erklärung

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



.....  
Florian Schneller

Leoben, Juni 2011

## Danksagung

Der Wege sind viele, doch das Ziel ist eins. Die Lehren des Rumi

Für die Kurskorrekturen die mich am Ende ans Ziel brachten, möchte ich mich an dieser Stelle bei meinem Betreuer **Dipl.-Ing. Dr mont. Robert Pierer** bedanken.

Ein besonderer Dank gilt **Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr mont. Christian Bernhard** für die Möglichkeit diese Masterarbeit am Lehrstuhl für Metallurgie verfassen zu dürfen.

Ich möchte mich unter anderem bei **Stefan Stangl** für seine tatkräftige Unterstützung bei meinen Versuchstätigkeiten und darüber hinaus bedanken. Des Weiteren danke ich **Dipl.-Ing. Peter Presoly** für zahlreiche Gespräche und Anregungen.

Mein besonderer Dank gilt meiner Familie, meiner Freundin **Betti**, sowie meinen Freunden die mich stets unterstützt haben.

Gewidmet sei diese Masterarbeit meinen **Eltern**, die meine Ausbildung und mein Studium erst möglich gemacht haben. Die Unterstützung entlang des Weges sowie ihr treues Mittragen und Mutmachen haben mich das Ziel nie aus den Augen verlieren lassen.



## Kurzfassung

Bei der Erstarrung und Abkühlung von Stahl, kommt es zu Dichteänderungen, die in Abhängigkeit von der Legierungslage zur Schrumpfung und Kontraktion führen. Dabei wird in der erstarrenden Schale eine Spannung hervorgerufen die beim Stranggießen ein Abheben von der Kokillenwand und dadurch ein unebenes Schalenwachstum zur Folge hat, welches ein erhöhtes Risiko zur Rissausbildung darstellt. In diesem Zusammenhang gelten peritektische Stähle als besonders kritisch. Die Schrumpfungs- bzw. Kontraktionsspannung die in der erstarrenden Strangschale auftreten lassen sich in der Stranggießanlage nicht direkt messen. Mithilfe des am Lehrstuhl für Metallurgie entwickelten SSCC (Submerged Splitt Chill Contraction) - Versuchs ist es aber möglich die Kräfte in einer um einen zylindrischen Prüfkörper erstarrenden Schale aufzuzeichnen.

Ziel dieser Arbeit war es die Möglichkeiten dieser Versuchsanordnung zur Bestimmung kritischer Legierungslagen zu ermitteln sowie die Grenzen in der Auflösung von Schrumpfungs- bzw. Kontraktionsunterschieden zu bestimmen. Die Ergebnisse der Versuchsreihen mit kontinuierlich modifizierten Prüfkörpergeometrien zeigten die beste Reproduzierbarkeit bei hohen Kühlraten (unbeschichteter Prüfkörper), höheren Überhitzungen sowie bei der Verwendung einer elastischen Feuerfestmatte zwischen Prüfkörperober- und unterteil. Die Auswertung in Hinblick auf die maximal gemessene Kraft,  $F_{max}$ , und Steigung,  $dF/dt$ , des Kraftaufbaues zeigen deutliche Unterschiede bei einem Stahl mit 0,12 %C bzw. 0,30 %C (0,3 %Si, 1,5 %Mn, 0,003 %P und %S). Basierend auf der verbesserten Prüfkörpergeometrie sowie den optimierten Versuchsparmeter ist der SSCC -Versuch eine geeignete Methode zur Untersuchung des Verhaltens von Stählen (Schrumpfung, Kontraktion, Einziehungen, etc.) bei der Anfangserstarrung in der Kokille.

## Abstract

During the solidification of steel the alloy specific density changes as a function of the temperature. As a result, shrinkage and contraction occur which induce stresses in the solidifying shell. In the continuous casting mould these stresses may result in shrink away of the shell from the mould wall. Consequently, the cooling rate will be reduced which further results in an uneven shell growth with an increased susceptibility to cracking. In this context, the most critical steel grades are peritectic steels according to service experience and laboratory investigations. In the continuous casting mould it is not possible to measure the shrinkage- and contraction-strains. However, using the SSCC (Submerged Splitt Chill Contraction) – Method – developed at the chair of metallurgy – it is possible to measure the contraction force of a solidifying shell around a cylindrical test body.

The aim of the present study was the evaluation of the possibilities of this test method in order to identify critical steel grades. Furthermore, the sensitivity as well as the limits of this experiment with respect to the measured contraction force was analysed.

Applying continuously improved test body geometries, the experimental results showed the best reproducibility at high cooling rates (uncoated test bodies), higher superheat and using an elastic refractory material between the upper- and under part of the test body. The analysis of the measured time-dependant contraction force in terms of the maximum force,  $F_{max}$ , as well as the slope of the curve,  $dF/dt$ , showed a good differentiation of 0.12 and 0.30 %C steels (0,3 %Si, 1,5 %Mn, 0,003 %P and %S). Based on the results of the improved test body geometry the SSCC - test represents an appropriate method to investigate the behaviour (shrinkage, contraction, uneven shell growth, etc.) of steels at the early stages of solidification.

# Inhaltsverzeichnis

<b>Eidesstattliche Erklärung</b> .....	<b>I</b>
<b>Danksagung</b> .....	<b>II</b>
<b>Kurzfassung</b> .....	<b>III</b>
<b>Abstract</b> .....	<b>IV</b>
<b>Inhaltsverzeichnis</b> .....	<b>V</b>
<b>Abbildungsverzeichnis</b> .....	<b>VII</b>
<b>Tabellenverzeichnis</b> .....	<b>XII</b>
<b>1 Einleitung</b> .....	<b>1</b>
<b>2 Literaturübersicht</b> .....	<b>3</b>
2.1 Schrumpfung und Kontraktion von Stahl.....	3
2.2 Die peritektische Phasenumwandlung .....	9
2.2.1 Beeinflussung der peritektischen Erstarrung.....	11
2.2.2 Kontraktionen während der peritektischen Erstarrung .....	13
2.3 Erstarrung in der Stranggußkokille.....	16
2.4 Ungleichmäßiges Schalenwachstum durch Einziehungen .....	20
2.4.1 Modellvorstellung der Einziehungsbildung .....	22
2.4.2 Experimentelle Untersuchungen des unebenen Schalenwachstums .....	26
2.5 Zusammenfassung des Literatururteils .....	29
<b>3 Schrumpf- und Kontraktionsversuche</b> .....	<b>30</b>

3.1	Der SSCC (Submerged Split Chill Contraction) – Versuch.....	30
3.2	Verwendete SSCC - Prüfkörpergeometrien .....	35
3.2.1	Prüfkörpervariante A1 .....	35
3.2.2	Prüfkörpervariante A2.....	37
3.2.3	Prüfkörpervariante B.....	38
3.2.4	Prüfkörpervariante C .....	40
3.3	Versuchsmatrix, Analysen und Versuchsparameter .....	41
3.4	Vorversuch-V0 für Versuchsserie B .....	44
<b>4</b>	<b>Experimentelle Ergebnisse der SSCC – Versuche .....</b>	<b>46</b>
4.1	Analyse der vereinzelt auftretenden Schalenabhebungen .....	46
4.2	Dipping – Tests mit zylindrischen Prüfkörpern .....	48
4.3	Darstellung der Kontraktionskraftverläufe im Überblick .....	52
4.4	Auswertung der Kontraktionskraftverläufe .....	53
4.4.1	Charakteristische Zeitpunkte .....	54
4.4.2	Charakteristische Kontraktionskraftwerte .....	56
4.5	Messung der Schalendicke.....	59
<b>5</b>	<b>Berechnung der Schalendicke .....</b>	<b>61</b>
5.1	Eindimensionale Erstarrungsberechnung .....	61
5.2	Zweidimensionale Berechnung des Schalenwachstums mit Hilfe von Calcosoft .....	65
5.3	Darstellung der mittleren Spannung über der Zeit.....	69
<b>6</b>	<b>Einfaches Modell zur Berechnung der thermischen Kontraktion der Schale.....</b>	<b>71</b>
6.1	Modellvorstellung der thermischen Kontraktion.....	71
6.2	Berechnung der thermischen Kontraktion für Stähle mit 0,12% und 0,30% C .....	74
6.3	Vergleich des berechneten Kontraktionsweges mit SSCC-Wegmessungen .....	77
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>80</b>
7.1	Zusammenfassung .....	80
7.2	Ausblick .....	82
	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>83</b>
	<b>Anhang A .....</b>	<b>87</b>
	<b>Anhang B .....</b>	<b>88</b>
	<b>Anhang C .....</b>	<b>89</b>

# Abbildungsverzeichnis

<b>Abbildung 2-1:</b> Abkühlkurve des Reineisens sowie dazugehörige Dilatometermessung nach [2].....	4
<b>Abbildung 2-2:</b> krz-Gitter, (a) Elementarzelle, (b) Kugelmodell, (c) Raumdiagonale [4]. ...	4
<b>Abbildung 2-3:</b> kfz-Gitter, (a) Elementarzelle, (b) Kugelmodell, (c) Raumdiagonale [4]. ...	5
<b>Abbildung 2-4:</b> Gemessene Dichtedaten von reinem Eisen [5].....	6
<b>Abbildung 2-5:</b> Binäres Eisen-Kohlenstoff Diagramm.....	9
<b>Abbildung 2-6:</b> Peritektische Phasenumwandlung bei Cu-20% Sn [8].....	10
<b>Abbildung 2-7:</b> Mechanismus der peritektischen Erstarrung [10].....	10
<b>Abbildung 2-8:</b> Microseigerungsmodell nach Ueshima <i>et al.</i> [14].....	12
<b>Abbildung 2-9:</b> a) Dreiphasenraum im Fe-C-Diagramm, b) Plattenmodelle.....	12
<b>Abbildung 2-10:</b> Gesamtkontraktion für verschiedene Kohlenstoffgehalte (ansonsten: 0,3 %Si, 1,5 %Mn, 0,003 %P und %S) [5]. ....	13
<b>Abbildung 2-11:</b> a) Kokille ( $r = 70$ mm) mit Sensorsystem, b) Gußblockschrumpfung in Abhängigkeit vom C-Gehalt zu verschiedene Zeiten [15].....	14
<b>Abbildung 2-12:</b> Einfluss des C-Gehalts auf die thermische Kontraktion bei verschiedenen Temperaturintervallen unter Solidus-Temperatur [5].....	15
<b>Abbildung 2-13:</b> Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf das Betriebsverhalten beim Stranggießen a) Integrale Wärmestromdichte b) Oszillationsmarkentiefe [17]. ....	16
<b>Abbildung 2-14:</b> Wärmeabfuhr in der Kokille [19]. ....	17
<b>Abbildung 2-15:</b> Schematische Darstellung der „mushy zone“ mit charakteristischen Temperaturen nach Won <i>et al.</i> [20].....	18
<b>Abbildung 2-16:</b> Schalenbildung für Stahlsorten mit a) C=0,042, b) 0,135 c) 0,180 und 0,570 Massen% (Gießgeschwindigkeit = 1,2 m/min) [18].....	19
<b>Abbildung 2-17:</b> Zusammenstellung von gemessen und berechneten Schalendicken für unterschiedliche Kohlenstoffstähle [18].....	20

<b>Abbildung 2-18:</b> a) Experimenteller Erstarrungsversuch, b) Wärmestrom in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt [25].	21
<b>Abbildung 2-19:</b> Schematische Austenikornstruktur in einer erstarrten Schale a) nieder bzw. hochkohliger Stahl, b) mittlerer C-Gehalt [26].	21
<b>Abbildung 2-20:</b> a) Schematische Darstellung der Erstarrungszonen mit der Temperaturverteilung in der Strangschale b) Kohlenstoffeinfluss auf die charakteristischen Temperaturen sowie auf den fest / flüssig - Übergang [7].	22
<b>Abbildung 2-21:</b> a) Kontraktion eines Schalenelements bei einseitiger Kühlung b) Strangschalenelement im Abstand Z vom Meniskus [7].	23
<b>Abbildung 2-22:</b> Kohlenstoffabhängigkeit a) der lineare Kontraktion und maximaler ferrostatischen Biegespannung b) der Dehnraten aufgrund Schalenkontraktion sowie ferrostatischem Druck [7].	24
<b>Abbildung 2-23:</b> Schalenabhebung entgegen des ferrostatischen Druckes der Stahlschmelze.	25
<b>Abbildung 2-24:</b> a) Apparativer Aufbau der Auslaufversuche im Auf- und Grundriss b) Unebenheiten in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes [31].	26
<b>Abbildung 2-25:</b> Schematische Darstellung des Dipping-Test Versuchsaufbaus [34].	27
<b>Abbildung 2-26:</b> Unebene Schalenoberfläche [32].	27
<b>Abbildung 2-27:</b> Ausbildung der äußeren (kokillenseitig) sowie inneren (schmelzenseitig) Schalenoberfläche bei verschiedenen Kohlenstofflagen [33].	28
<b>Abbildung 2-28:</b> Der Einfluss des Kohlenstoffs auf den Unebenheitsparameter der Schale [33].	28
<b>Abbildung 3-1:</b> Apparativer Aufbau für SSCC- bzw. SSCT- Versuche.	31
<b>Abbildung 3-2:</b> SSCC - Versuchsablauf a) Startposition b) Tauchendposition c) Erstarrung der Schale – Aufbau der Kontraktionskraft d) Austauschen des Prüfkörpers.	33
<b>Abbildung 3-3:</b> Prüfkörper in Tauchposition mit Thermoelemente in Detail.	34
<b>Abbildung 3-4:</b> a) typische Innentemperaturmessung b) typische Messergebnisse der Schmelzentemperatur.	34
<b>Abbildung 3-5:</b> Prüfkörpergeometrie A1.	36
<b>Abbildung 3-6:</b> Prüfkörpergeometrie A2.	37
<b>Abbildung 3-7:</b> Prüfkörpervariante A2 - Unteransicht (ohne Dichtmaterial).	38

<b>Abbildung 3-8:</b> Prüfkörpergeometrie B. ....	39
<b>Abbildung 3-9:</b> a) Prüfkörper mit beigelegtem Keramikfaserpapier b) Versuchsergebnisse für die induktive Prüfkörpererwärmung. ....	39
<b>Abbildung 3-10:</b> Prüfkörpergeometrie C. ....	40
<b>Abbildung 3-11:</b> Unbeschichteter Prüfkörper mit beigelegtem Keramikfaserpapier. ....	41
<b>Abbildung 3-12:</b> Lage der verwendeten Versuchlegierungen im Fe-C-Diagramm. ....	42
<b>Abbildung 3-13:</b> a) Schalenelement des Versuches B-V0 (mit interner Bezeichnung d. LfM) b) Bereich zwischen Ober- und Unterteil des Prüfkörpers (Pikrinsäure geätzt). ....	45
<b>Abbildung 4-1:</b> a) erstarrte Schale Versuch B-V2 b) Halbschale mit Einziehung c) Detailaufnahme der Einziehung. ....	47
<b>Abbildung 4-2:</b> Innenseite der Einziehung mit REM - Detailaufnahme. ....	48
<b>Abbildung 4-3:</b> Vergleich der Geometrie-1 mit 0,11% und 0,32% C. ....	50
<b>Abbildung 4-4:</b> Vergleich der Geometrie-2 mit 0,11% und 0,32% C. ....	50
<b>Abbildung 4-5:</b> Ergebnis der Geometrie-3 mit 0,12% C. ....	51
<b>Abbildung 4-6:</b> Kontraktionskraftverläufe für 0,12% C a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung. ....	52
<b>Abbildung 4-7:</b> Kontraktionskraftverläufe für 0,30% C a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung. ....	53
<b>Abbildung 4-8:</b> Charakteristische Punkte des Kontraktionskraftverlaufes. ....	54
<b>Abbildung 4-9:</b> Auswertung des Zeitpunktes des Kraftanstieges a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung. ....	55
<b>Abbildung 4-10:</b> Auswertung des Zeitpunktes des Kraftmaximums a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung. ....	55
<b>Abbildung 4-11:</b> Auswertung des Zeitpunktes des Kraftsenke a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung. ....	56
<b>Abbildung 4-12:</b> Auswertung der maximalen Kraft a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung. ....	57
<b>Abbildung 4-13:</b> Auswertung Betrag der Kraft in der Senke a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung. ....	57

<b>Abbildung 4-14:</b> Auswertung des Kraftanstieges a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung.....	58
<b>Abbildung 4-15:</b> Vergleich in den Kontraktionskraftverläufen. ....	58
<b>Abbildung 4-16:</b> Probenaufbereitung zur Schalendickenvermessung.....	60
<b>Abbildung 5-1:</b> Berechnete Wärmestromdichten für a) 0,4 mm Beschichtung b) 0,4 mm Beschichtung mit Abheben c) ohne Beschichtung. ....	62
<b>Abbildung 5-2:</b> Berechnetes Schalenwachstum und gemessene Schalendicken mit Beschichtung für 0,12 %C und 0,30 %C a) 30° C Überhitzung b) 40° C Überhitzung. ....	63
<b>Abbildung 5-3:</b> Berechnetes Schalenwachstum und gemessene Schalendicken mit Beschichtung mit Abheben der Schale für 0,12 %C und 0,30 %C a) 20° C Überhitzung b) 40° C Überhitzung c) 50° C Überhitzung.....	64
<b>Abbildung 5-4:</b> Berechnetes Schalenwachstum und gemessene Schalendicken ohne Beschichtung für 0,12 %C und 0,30 %C a) 30° C Überhitzung b) 40° C Überhitzung. ....	64
<b>Abbildung 5-5:</b> Simulation der Festkörperverteilung für 5, 15 und 29 Sekunden Erstarrungszeit. ....	66
<b>Abbildung 5-6:</b> Zeitlicher Verlauf der Innentemperatur für Messung und Simulation. ....	66
<b>Abbildung 5-7:</b> Berechnete und gemessene Schalendicke des Versuches a) B-V1 für 0,12 %C b) B-V3 für 0,30 %C. ....	67
<b>Abbildung 5-8:</b> Berechnete und gemessene Schalendicke des Versuches a) C-V1 für 0,12 %C b) C-V5 für 0,30 %C.....	68
<b>Abbildung 5-9:</b> Mittlere Spannung in der Schale über die Zeit für 0,12 %C (mit/ohne Beschichtung) sowie 0,30 %C (ohne Beschichtung).....	69
<b>Abbildung 6-1:</b> Modellvorstellung des Schalenwachstums. ....	72
<b>Abbildung 6-2:</b> a) Temperaturgradient in der Schale zum Zeitpunkt $t = 0$ und $t = t_1$ b) Temperatur der Schalenelemente 1 bis 4 über die Zeit.....	72
<b>Abbildung 6-3:</b> a) Thermische Kontraktion zum Zeitpunkt $t = t_1$ b) Zeitlicher Verlauf der thermischen Kontraktion der Schalenelemente.....	73
<b>Abbildung 6-4:</b> Schalenmodell a) nicht kontrahiert b) nach der thermischen Kontraktion	74
<b>Abbildung 6-5:</b> Versuchslegierung mit 0,12 % und 0,30 %C a) Dichteverläufe b) Oberflächentemperatur mit und ohne Prüfkörperbeschichtung. ....	74



<b>Abbildung 6-6:</b> Thermische Kontraktion in Abhängigkeit der Temperatur für a ) 0,12% C b) 0,30% C.....	75
<b>Abbildung 6-7:</b> Mittlere thermische Kontraktion mit Beschichtung für a) 0,12 %C b) 0,30 %C.....	75
<b>Abbildung 6-8:</b> Thermische Kontraktion für 0,12 %C und 0,30 %C mit Beschichtung. ....	76
<b>Abbildung 6-9:</b> Mittlere thermische Kontraktion ohne Beschichtung für a) 0,12 %C b) 0,30 %C.....	76
<b>Abbildung 6-10:</b> Vergleich der thermischen Kontraktion für einen beschichteten Prüfkörper für 0,12% und 0,30% C. ....	77
<b>Abbildung 6-11:</b> Prüfkörper mit verlängertem Unterteil [42]. ....	78
<b>Abbildung 6-12:</b> Berechnete und gemessene Kontraktionswege für a) 0,12 %C b) 0,30 %C.....	79
<b>Abbildung 6-13:</b> $\sigma$ - $\epsilon$ Verlauf für 0,12 %C.....	79
<b>Abbildung 7-1:</b> Verbesserte Prüfkörpergeometrie für zukünftige Versuche. ....	82
<b>Abbildung B-1:</b> Prüfkörper - Innentemperatur: mit Beschichtung.....	88
<b>Abbildung B-2:</b> Prüfkörper - Innentemperatur: mit Beschichtung und Abheben.....	88
<b>Abbildung B-3:</b> Prüfkörper - Innentemperatur: ohne Beschichtung. ....	88
<b>Abbildung C-1:</b> Gemessene Schalendicke des Versuches a) B-V2 für 0,12 %C b) B-V4 für 0,30 %C.....	89
<b>Abbildung C-2:</b> Berechnete und gemessene Schalendicke des Versuches a) C-V2 für 0,12 %C b) C-V3 für 0,30 %C.....	89
<b>Abbildung C-3:</b> Berechnete und gemessene Schalendicke des Versuches a) C-V4 für 0,12 %C b) C-V6 für 0,30 %C.....	90

# Tabellenverzeichnis

<b>Tabelle 3-1:</b> Versuchsmatrix. ....	41
<b>Tabelle 3-2:</b> Analysen der Versuchlegierungen. ....	43
<b>Tabelle 3-3:</b> Versuchsparameter der Schmelztauchversuche. ....	44
<b>Tabelle 4-1:</b> Versuchsmatrix der Dipping-Tests. ....	49
<b>Tabelle 4-2:</b> Gemessene mittlere Schalendicke. ....	59
<b>Tabelle 4-3:</b> Schalendicke an der Messstelle Nr. 6. ....	60

# 1 Einleitung

Die Kenntnis des Hochtemperaturverhaltens von erstarrendem Stahl ist für den Betrieb einer Stranggießanlage von großer Bedeutung. Speziell die Schrumpfung (in der flüssigen Phase) bzw. Kontraktion (in der festen Phase) der Schale hat gravierende Auswirkungen auf die Oberflächen- sowie Innenqualität des gegossenen Produktes. Im schlimmsten Fall kann ein Schalenausbruch und damit Gefahr für Mensch und Anlage aus fehlenden Materialinformationen resultieren.

In diesem Zusammenhang gelten peritektisch erstarrende Stähle als besonders kritisch und deshalb schwierig zu vergießen. Der Grund liegt in der erhöhten Kontraktion in diesem Legierungsintervall während der Schalenbildung in der Stranggießkokille. Daraus können lokale Abhebungen des Stranges von der Kokillenwand erfolgen. Diese Luftspaltbildung stört die Wärmeabfuhr und führt in weiterer Folge zu einer verringerten Erstarrung (Bereiche mit verminderter Schalendicke). Beim Austritt des Stranges aus der Kokille können der ferrostatische Druck der Schmelze sowie die thermischen und mechanischen Belastungen in der Sekundärkühlzone zur Fehlerbildung (Oberflächen- sowie Heißrisse) in diesen Bereichen führen.

Aus zahlreichen Untersuchungen rund um diese Problematik, die von Wolf [1] umfassend zusammengefasst wurde konnte der Kohlenstoffbereich zwischen 0,1 und 0,12 Massen% (alle Prozentangaben in dieser Arbeit beziehen sich auf Massen%) als Rissanfällig identifiziert werden. Aussagen über die auftretenden Schrumpf- und Kontraktionskräfte in der Erstarrenden Schale ist seit der Entwicklung des SSCC (Submerged Splitt Chill Contraction) - Versuchs, am Lehrstuhl für Metallurgie, möglich. Auch die Messung des Kontraktionsweges während der Erstarrung ist mit dieser Methode möglich und wurde in der Vergangenheit bereits durchgeführt.

Das Ziel dieser Arbeit wurde aufgrund der Erfahrungen aus der Vergangenheit, sowie durch folgenden Fragestellungen definiert: *In welchen Grenzen können Schrumpf- und Kontraktionsunterschiede zwischen verschiedenen Legierungslagen gemessen werden? Wie werden beste Ergebnisse und höchste Reproduzierbarkeit erreicht? Wie kann bzw. muss der Versuch optimiert werden um das Potential der Methode zu erhöhen?*

Die Herangehensweise sowie der Inhalt dieser Arbeit lässt sich wie folgt unterteilen. Beginnend mit einer Literaturstudie im **Kapitel 2** werden Grundlagen über Schrumpfung und Kontraktion von Stahl sowie der peritektischen Phasenumwandlung aufbereitet. Auch das ungleichmäßige Schalenwachstum als direkte Folge davon wird behandelt. Im Versuchsteil, mit detaillierter Beschreibung des apparativen Aufbaus, werden die Parameter der durchgeführten Versuchsserien vorgestellt. Die Ergebnisse sind im **Kapitel 4** zusammengefasst und analysiert worden. Um die Versuchsergebnisse interpretieren zu können sind Erstarrungsberechnungen durchgeführt worden, um sie anschließend mit der Schalendickenmessung zu vergleichen. Außerdem wurde ein einfaches Modell zur Berechnung der thermischen Kontraktion entwickelt und mit Kontraktionswegmessungen aus früheren Versuchen verglichen. Abschliessend, in **Kapitel 7**, werden die Ergebnisse zusammengefasst und mit einem Ausblick für die Zukunft des SSCC-Versuchs die Arbeit geschlossen.

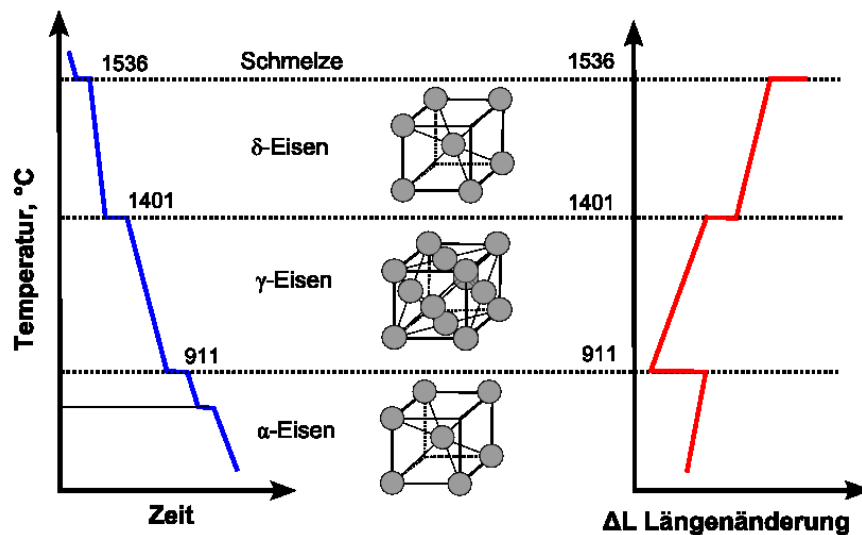
## 2 Literaturübersicht

Im folgenden Literaturteil werden zuerst die Grundlagen die zur Schrumpfung und Kontraktion von Stahl während der Erstarrung führen betrachtet. Des Weiteren werden die in diesem Zusammenhang peritektische Erstarrung und das Erstarrungsverhalten in einer Stranggußkokille thematisiert. Das Unebeneschalenwachstum und die dafür entwickelten Untersuchungsmethode schließen den Literaturteil ab.

### 2.1 Schrumpfung und Kontraktion von Stahl

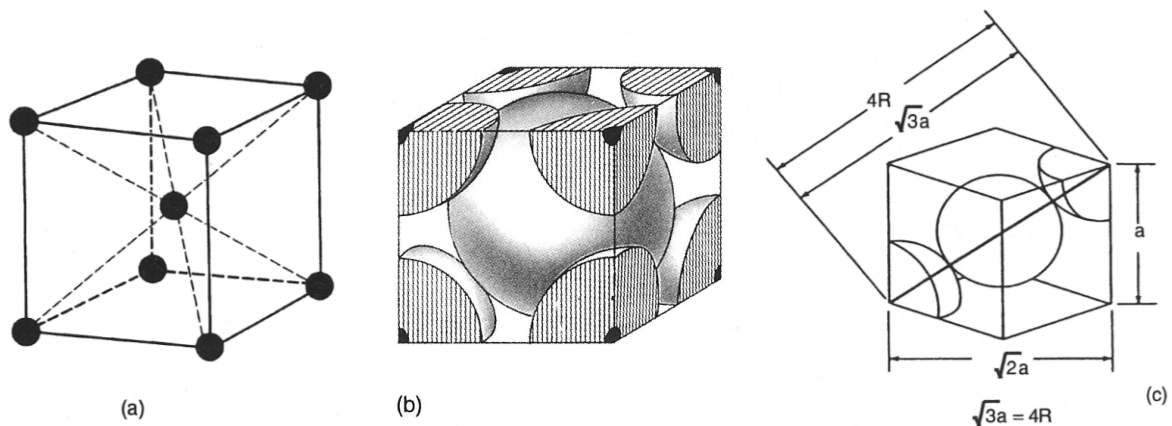
Stahl durchläuft während der Erstarrung mehrere Phasenumwandlungen. Beginnend an der Liquiduslinie scheiden sich aus der schmelzflüssigen Phase feste Kristalle aus, bis an der Soliduslinie die gesamte Schmelze umgewandelt ist. Bei weiterer Abkühlung treten aufgrund des polymorphen Verhaltens von Eisen und Stahl weitere Kristallmodifikationen auf. Wie in **Abbildung 2-1**, am Beispiel von Reineisen, zu sehen ist erstarrt die Schmelze bei  $1536^{\circ}\text{C}$  mit kubisch-raumzentriertem Gitter (krz -  $\delta$ -Eisen). Der Umwandlungspunkt kann an der waagrechten Haltelinie der Abkühlkurve identifiziert werden. Bei weiterer Abkühlung unter  $1401^{\circ}\text{C}$  wandelt das Gitter schlagartig in eine kubisch-flächenzentrierte (kfz) Form um ( $\gamma$ -Eisen oder Austenit), um zuletzt bei  $911^{\circ}\text{C}$  wieder in das krz-Gitter ( $\alpha$ -Eisen) umzuklappen. Wird während des Abkühlverlaufes der erstarrten Schmelze die Volumen- bzw. Längenänderung anhand eines Dilatometers gemessen zeigt sich ein Verlauf wie er in **Abbildung 2-1** schematisch dargestellt ist. In den Bereichen in denen nur die  $\delta$ -,  $\gamma$ - bzw.  $\alpha$ -Phase vorliegt ist eine kontinuierliche Längenabnahme (Kontraktion) aufgrund sinkender

Temperaturen verzeichnet. Dagegen zeigen sich bei den Phasenumwandlungen ausgeprägte Kontraktionssprünge. Im Falle Volumenabnahme beim Übergang von Schmelze zu Festkörper spricht man von Schrumpfung und nicht von Kontraktion wie es bei Längenänderungen rein im festen üblich ist [2, 3].



**Abbildung 2-1:** Abkühlkurve des Reineisens sowie dazugehörige Dilatometermessung nach [2].

Der Grund für diese sprunghafte, massive Änderung des Volumens zeigt sich bei genauerer Betrachtung im Aufbau der Kristallstrukturen. Im krz-Gitter, wie in **Abbildung 2-2** schematisch dargestellt, befinden sich die Atome in den Quaderecken sowie in der Mitte. Werden die Atome als Kugeln idealisiert zeigt sich, dass der Würfelraum, mit dem Gitterparameter als Seitenlänge, nicht vollständig erfüllt wird sondern nur zwei Atome beinhaltet.



**Abbildung 2-2:** krz-Gitter, (a) Elementarzelle, (b) Kugelmodell, (c) Raumdiagonale [4].

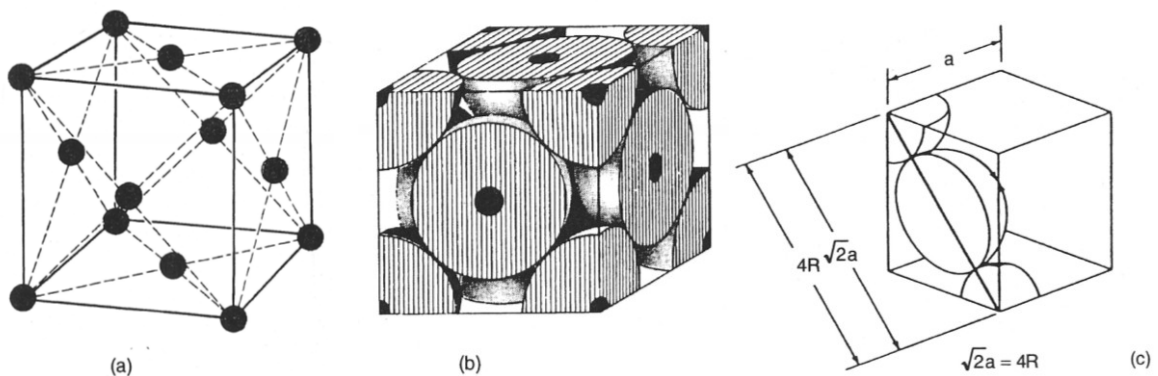
Der Atomradius  $R$  berechnet sich dabei wie folgt aus dem Gitterparameter  $a$ :

$$R^{krz} = \frac{a}{4}\sqrt{3} \quad (2.1)$$

Die Raumerfüllung ist das Verhältnis der zwei Atomvolumen zum Quadervolumen:

$$V^{krz} = \frac{2 \cdot \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot R^3}{a^3} = \frac{8}{3} \cdot \pi \cdot \left(\frac{a}{4} \cdot \sqrt{3}\right)^3 = \frac{\pi \cdot \sqrt{3}}{8} = \underline{68\%} \quad (2.2)$$

Das Ergebnis dieser einfachen geometrischen Berechnung für das krz-Kristallgitter zeigt, dass nur etwa 68% der Elementarzelle durch die Eisenatome ausgefüllt werden. Im Gegensatz dazu besitzt das kfz-Gitter nicht nur in allen Quaderecken sondern auch in allen Flächenmitten Atome, wie in **Abbildung 2-3** schematisch gezeigt ist [4].



**Abbildung 2-3:** kfz-Gitter, (a) Elementarzelle, (b) Kugelmodell, (c) Raumdiagonale [4].

Gesamt sind also vier Atome pro Elementarzelle mit folgendem Atomradius vorhanden:

$$R^{kfz} = \frac{a}{4}\sqrt{2} \quad (2.3)$$

Damit ergibt sich eine Raumerfüllung:

$$V^{kfz} = \frac{4 \cdot \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot R^3}{a^3} = \frac{16}{3} \cdot \pi \cdot \left(\frac{a}{4} \cdot \sqrt{2}\right)^3 = \frac{\pi \cdot \sqrt{2}}{8} = \underline{74\%} \quad (2.4)$$

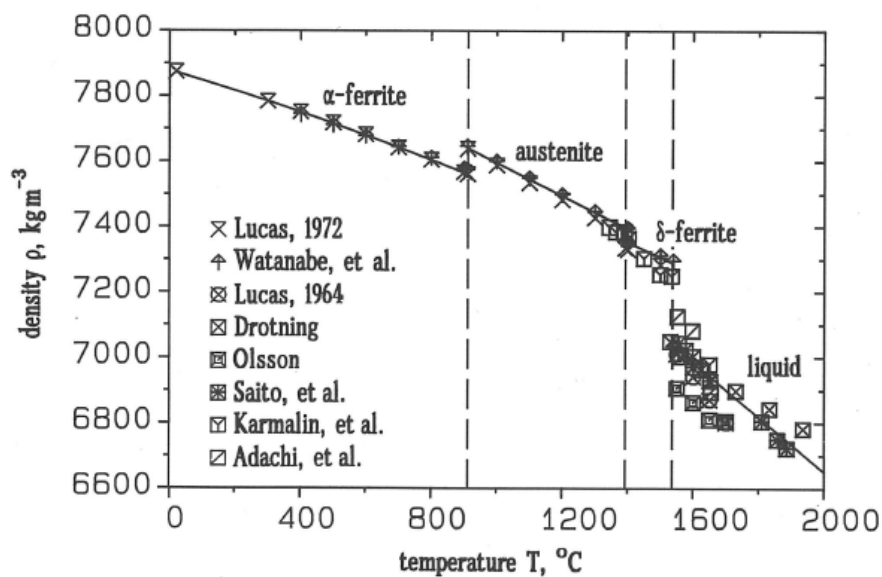
Durch die höhere Packungsdichte des kfz-Gitters kommt es bei der Umwandlung von  $\delta$ - zu  $\gamma$ -Eisen zu einer Volumenabnahme und bei der Phasenumwandlung von Austenit ( $\gamma$ -Eisen)

zu  $\alpha$ -Eisen zu einer Zunahme. Dieser Zusammenhang lässt sich als Funktion der Dichte über die Temperatur darstellen, wie aus den in **Abbildung 2-4** eingezeichneten Messungen ersichtlich ist. Rechnerisch lässt sich Dichte für Rein-Metalle,  $\rho^{Rein}$  und für Kohlenstoffstähle nach folgenden Gleichungen mit dem Gitterparameter in Verbindung bringen [5]:

$$\rho^{Rein} = \frac{n_{Fe} \cdot M_{Fe}}{(a \cdot 10^{-10})^3 \cdot N} \quad (2.5)$$

$$\rho^{ \%C} = \frac{n_{Fe} \cdot M_{Fe} \cdot \left(1 + \frac{\%C}{100 - \%C}\right)}{(a \cdot 10^{-10})^3 \cdot N} \quad (2.6)$$

Dabei bezeichnet  $n_{Fe}$  die Anzahl der Atome pro Elementarzelle mit dem Gitterparameter  $a$ ,  $M_{Fe}$  das Molekulargewicht und  $N$  die Avogadro-Zahl, die mit  $6,023 \cdot 10^{23} \text{ mol}^{-1}$  angegeben wird.



**Abbildung 2-4:** Gemessene Dichtedaten von reinem Eisen [5]

Wie aus **Abbildung 2-4** außerdem ersichtlich, ist die Dichte nicht nur von der Zusammensetzung und Kristallmodifikation abhängig sondern auch bekanntermaßen von der jeweiligen Temperatur. Zur Berechnung der einzelnen Dichten in Kohlenstoffstählen können folgende Ansätze nach Miittinen [6] verwendet werden:

$$\rho^\phi = \rho_{Fe}^\phi + \sum k_i^\phi \cdot C_i^\phi \quad (2.7)$$

Für die Schmelze gelte folgende Zusammenhänge:



$$\rho_{Fe}^L = 8319,49 - 0,835 \cdot T \quad (2.8)$$

$$k_C^L = -83,19 + 0,00835 \cdot T \quad (2.9)$$

$$k_{Si}^L = -53,58 + 0,00515 \cdot T \quad (2.10)$$

$$k_{Mn}^L = -17,21 + 0,00135 \cdot T \quad (2.11)$$

$$k_{Cr}^L = -14,77 + 0,00535 \cdot T \quad (2.12)$$

$$k_{Mo}^L = 10,21 + 0,00835 \cdot T \quad (2.13)$$

$$k_{Ni}^L = 12,72 + 0,00835 \cdot T \quad (2.14)$$

Weiter lässt sich die Dichte des Ferrits bestimmen mit:

$$\rho_{Fe}^\alpha = 7875,96 - 0,297 \cdot T - 5,62 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 \quad (2.15)$$

$$k_C^L = -206,35 + 0,00778 \cdot T + 1,472 \cdot 10^{-6} \cdot T^2 \quad (2.16)$$

$$k_{Si}^\alpha = -36,86 \quad (2.17)$$

$$k_{Mn}^\alpha = -7,24 \quad (2.18)$$

$$k_{Cr}^\alpha = -8,58 + 1,229 \cdot 10^{-3} \cdot T + 0,582 \cdot 10^{-7} \cdot T^2 + 0,18367 \cdot C_{Cr}^\alpha \quad (2.19)$$

$$k_{Mo}^\alpha = 30,78 \quad (2.20)$$

$$k_{Ni}^\alpha = -0,22 - 0,470 \cdot 10^{-3} \cdot T - 1,855 \cdot 10^{-7} \cdot T^2 + 0,104608 \cdot C_{Ni}^\alpha \quad (2.21)$$

Und schließlich auch der Austenit anhand folgender Gleichungen:

$$\rho_{Fe}^\gamma = 8099,79 - 0,506 \cdot T \quad (2.22)$$

$$k_C^\gamma = -118,26 + 0,00739 \cdot T \quad (2.23)$$

$$k_{Si}^\alpha = -68,24 \quad (2.24)$$

$$k_{Mn}^\alpha = -6,01 \quad (2.25)$$

$$k_{Cr}^\gamma = -7,59 + 3,422 \cdot 10^{-3} \cdot T - 5,388 \cdot 10^{-7} \cdot T^2 + 0,014271 \cdot C_{Cr}^\gamma \quad (2.26)$$

$$k_{Mo}^\alpha = 12,45 \quad (2.27)$$

$$k_{Ni}^{\alpha} = 1,54 - 2,267 \cdot 10^{-3} \cdot T - 11,26 \cdot 10^{-7} \cdot T^2 + 0,062642 \cdot C_{Ni}^{\gamma} \quad (2.28)$$

Die gesamte Dichte lässt sich anhand eines einfachen Zusammenhanges in Abhängigkeit der Festkörperanteile ( $f^L, f^{\alpha}, f^{\gamma}, f^c$ ) wie folgt darstellen:

$$\rho = \frac{1}{\frac{f^L}{\rho^L} + \frac{f^{\alpha}}{\rho^{\alpha}} + \frac{f^{\gamma}}{\rho^{\gamma}} + \frac{f^c}{\rho^c}} \quad (2.29)$$

Um die Kontraktion zu Ermitteln müssen die Volumen- bzw. Dichteveränderungen aufgrund des Temperaturveränderungen und Phasenumwandlungen berücksichtigt werden. Die thermische Kontraktion lässt sich damit direkt als Funktion der Dichte nach Gleichung (2.30) allgemein berechnen [5]:

$$\varepsilon_c^{th}(T) = \sqrt[3]{\frac{\rho(T_0)}{\rho(T)}} - 1 \quad (2.30)$$

Die Erstarrungsschrumpfung folgt folgender Gleichung für  $T > T_S$ :

$$\varepsilon_s^{th}(T) = \sqrt[3]{\frac{\rho(T_S)}{\rho(T)}} - 1 \quad (2.31)$$

Dabei beschreibt  $T_S$  die Solidustemperatur und  $\rho(T_S)$  die Dichte der festen Phase bei dieser Temperatur. In Abhängigkeit ob ein negativer bzw. positiver Wert erhalten wird spricht man von Schrumpfung (Kontraktion) bzw. Expansion. Weiter kann die thermische Kontraktion beziehungsweise auch die thermische Expansion mithilfe des thermischen Expansions- bzw. Kontraktionskoeffizienten ( $\alpha$ ) wie folgt beschrieben werden [5]:

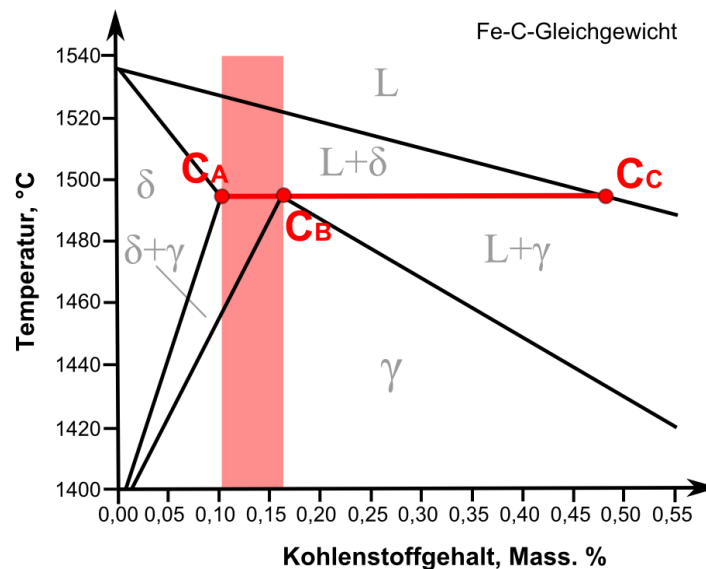
$$\varepsilon_c^{th}(T) = \alpha \cdot (T - T_0) \quad (2.32)$$

Die gesamte Volumenänderung während der Erstarrung und anschließender Abkühlung lässt sich als Schrumpfung (im Flüssigen) und Kontraktion (im Festen) zusammenfassen. Dabei ist die Schrumpfung mit einer Phasenumwandlung verbunden, die in einem kleinen Temperaturintervall stattfindet. Dagegen lässt sich die Kontraktion zwischen zwei Temperaturen mithilfe des Kontraktionskoeffizienten beschreiben [5]:

$$\varepsilon^{th}(T) = \int_{T_0}^T \alpha \cdot dT + \varepsilon_s^{th}(T) \quad (2.33)$$

## 2.2 Die peritektische Phasenumwandlung

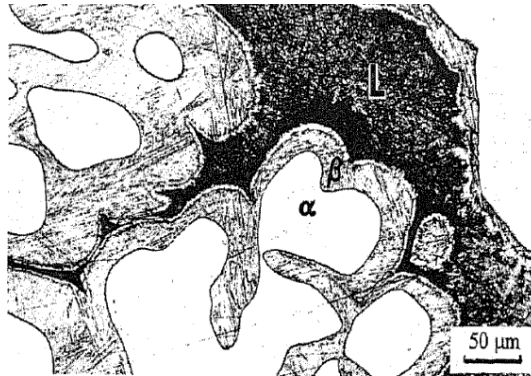
Bei der Erstarrung eines Stahles in einem binären Fe-C-System, wie in **Abbildung 2-5** schematisch dargestellt, ist das Umwandlungsgebiet für die peritektische Reaktion im Gleichgewicht bekannt. Das Dreiphasengebiet ist durch die Reaktionsisotherme bei 1493°C gekennzeichnet, wobei die Endpunkte der Peritektikalen mit  $c_A$  und  $c_C$  bezeichnet werden. Im peritektische Punkt  $c_B$  läuft folgende dreiphasige Reaktion ab:



**Abbildung 2-5:** Binäres Eisen-Kohlenstoff Diagramm.

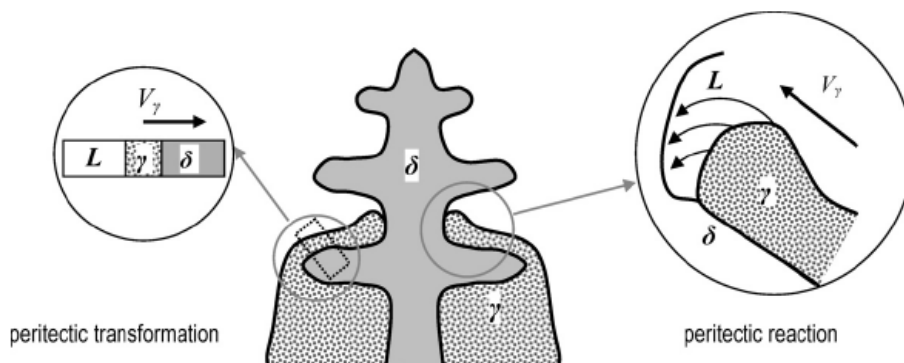
Die Lage der Punkte  $c_A$ ,  $c_B$  und  $c_C$  für das binäre Fe-C-System variieren je nach Autor und wird von Wolf und Kurz [6] mit den Werten 0,10 %C, 0,17 %C und 0,50 %C zusammengefasst. Stähle im Bereich zwischen  $c_A$  und  $c_B$  werden allgemein als „hypoperitektisch“ und Legierungslagen zwischen  $c_B$  und  $c_C$  als „hyperperitektisch“ bezeichnet. Bei Schmelzen die sich in diesem Kohlenstoffbereich befinden scheiden sich bei Abkühlung unter die Liquidustempertaur primäre  $\delta$ -Mischkristalle (krz  $\delta$ -Phase) aus der Schmelze aus. Dieser Ausscheidungsprozess und das damit verbundene Zweiphasengebiet ( $L+\delta$ -Phase) besteht bis zum Erreichen der Peritektikalen bei 1493°C. Die Schmelze hat sich bei dieser Temperatur mit Kohlenstoff angereichert und besitzt den C-Gehalt des Punktes  $c_C$ . Die  $\delta$ -Mischkristalle haben im Gegensatz dazu ein geringeres

Lösungsvermögen für Kohlenstoff und zeigen die Zusammensetzung des Punktes  $c_A$ . Ab  $1493^\circ\text{C}$  läuft die peritektische Phasenumwandlung nach der Gleichung 2.34 ab. Dabei beginnt die  $\gamma$ -Phase die zuvor ausgeschiedene  $\delta$ -Phase zu umschließen, wie in **Abbildung 2-6** anhand einer Cu-20%Sn Modellegierung zu erkennen ist [8, 9].



**Abbildung 2-6:** Peritektische Phasenumwandlung bei Cu-20% Sn [8].

Bei genauerer Betrachtung lässt sich die peritektische Phasenumwandlung in zwei Teilreaktionen zerlegen: Zum Einen ist das die peritektische Reaktion, im Tripelpunkt zwischen  $\delta$ -Phase,  $\gamma$ -Phase und Schmelze. Die Geschwindigkeit dieser Reaktion wird in diesem Fall von der Diffusion des Kohlenstoffs in der Schmelze bestimmt und ist dementsprechend sehr schnell. Eine schematische Darstellung eines  $\delta$ -Dendriten mit dem Reaktionsort ist in **Abbildung 2-7** zu sehen. Auch die zweite Teilreaktion der Phasenumwandlung, die peritektische Transformation ist in Form eines Plattenmodells eingezeichnet. Bei dieser Umwandlung müssen die Kohlenstoffatome aus der Schmelze zur  $\delta$ -  $\gamma$ -Reaktionsgrenzschicht diffundieren um eine vollständige Umwandlung der  $\delta$ -Phase in die  $\gamma$ -Phase zu ermöglichen. Hierbei handelt es sich um eine Diffusion im Festen, welche wesentlich langsamer abläuft als in der Schmelze [10, 11, 12].



**Abbildung 2-7:** Mechanismus der peritektischen Erstarrung [10].

## 2.2.1 Beeinflussung der peritektischen Erstarrung

Der Bereich in dem die peritektische Reaktion stattfindet wird mit den Punkten  $c_A$ ,  $c_B$  und  $c_C$  definiert. Diese sind nicht alleine von dem Kohlenstoffgehalt abhängig sondern zeigen auch eine Beeinflussung durch die übrigen Legierungselemente. Um die Wirkung zusammenzufassen wurden von zahlreichen Autoren Kohlenstoffäquivalente für die peritektische Reaktion definiert. Dabei werden auf Basis des vorhandenen Kohlenstoffgehaltes die äquivalenten Massengehalte von Austenitbildnern (C, Mn, Ni, Cu) addiert und die Ferritbildner (Si, Al, Cr, Mo, Ti, Nb, P, W, V) subtrahiert um dadurch einen Pseudokohlenstoffgehalt zu erhalten. Wie in nachfolgender Gleichung 2.35 allgemein beschrieben [12, 13]:

$$C_p = [\% C] + x_{Mn} \cdot [\% Mn] - x_{Si} \cdot [\% Si] + \dots \quad (2.35)$$

Als Beispiel sei hier die Berechnung des Kohlenstoffäquivalents nach Wolf [12] angeführt:

$$C_p = [\% C] + 0,02 \cdot [\% Mn] + 0,04 \cdot [\% Ni] - 0,1 \cdot [\% Si] - 0,04 \cdot [\% Cr] - 0,1 \cdot [\% Mo] \quad (2.36)$$

Die Betrachtung der Erstarrung im Ungleichgewicht zeigt, dass die Kühlrate einen direkten Einfluss auf alle diffusionsgesteuerten Umwandlungen hat. Geringe Kühlraten haben größere Dendritenarmabstände zur Folge, was im Fall der peritektischen Transformation zu längeren Diffusionswegen und längeren Umwandlungszeiten führt. Unter realen Abkühlbedingungen kann dadurch die peritektische Reaktion erst bei Temperaturen unter der 1493°C vollständig abgeschlossen werden. In der nachfolgenden **Abbildung 2-9** wird dieser Effekt verdeutlicht, dass aufgrund der Temperaturführung die Peritektikale im Phasendiagramm nach unten verschoben ist. Außerdem ist das Peritektikum zu einer sogenannte Dreikanthrore oder Dreiphasenraum aufgespannt. Der Grund dafür sind die vorhandenen Legierungselemente und deren interdendritische Mikroseigerung. Besonders stark seigernde Elemente wie Phosphor und Schwefel zeigen sich dafür verantwortlich. In der **Abbildung 2-8** sind schematisch die Vorgänge der Mikroseigerung während der peritektischen Phasenumwandlung an der Erstarrungsfront nach Ueshima *et al.* [14] dargestellt. Die Konzentrationsänderung beim Phasenübergang fest-flüssig führt zur Anreicherung von gelösten Elementen vor der Erstarrungsfront [14].

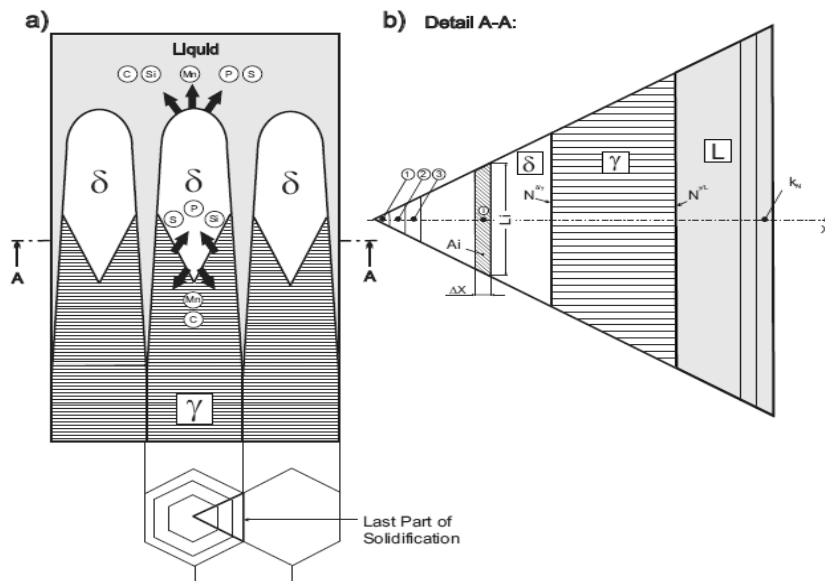


Abbildung 2-8: Microseigerungsmodell nach Ueshima *et al.* [14].

Anhand eines einfachen Plattenmodells für den halben Sekundärdendritenarmabstand ( $\lambda_2/2$ ), **Abbildung 2-9b**, sind die Phasenanteile während der Erstarrung für die Kohlenstoffäquivalente im Bereich zwischen  $c_A'$  und  $c_B'$  sowie für einen hyperperitektischen Stahl dargestellt. Dabei kommt es bei  $c_A'$  zuerst zu einer nahezu vollständigen Umwandlung der Schmelze in  $\delta$ -Ferrit und nur in einem kleinen Temperaturintervall zum Auftreten aller drei Phasen nebeneinander. Unterhalb der Dreikantröhre wird die  $\delta$ -Phase vollständig in  $\gamma$ -Ferrit umgewandelt. Im Gegensatz dazu tritt bei  $c_B'$  die peritektische Reaktion bei ähnlichen Anteilen an  $\delta$ -Phase und Schmelze auf. Die anschließende  $\gamma$ -Umwandlung passiert im Dreiphasenraum während des maximal möglichen Temperaturintervalls. Das führt dazu, dass auch noch bei sehr niederen Temperaturen alle drei Phasen nebeneinander vorhanden sind.

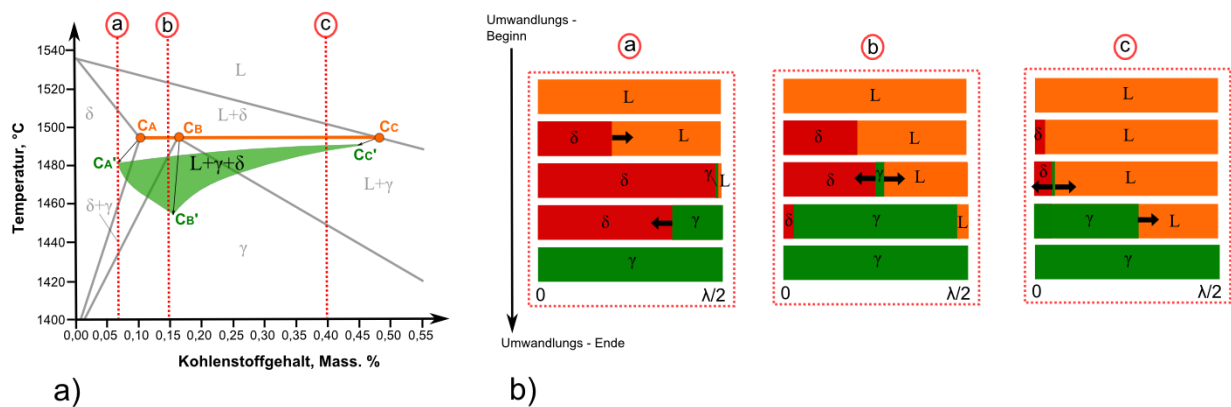
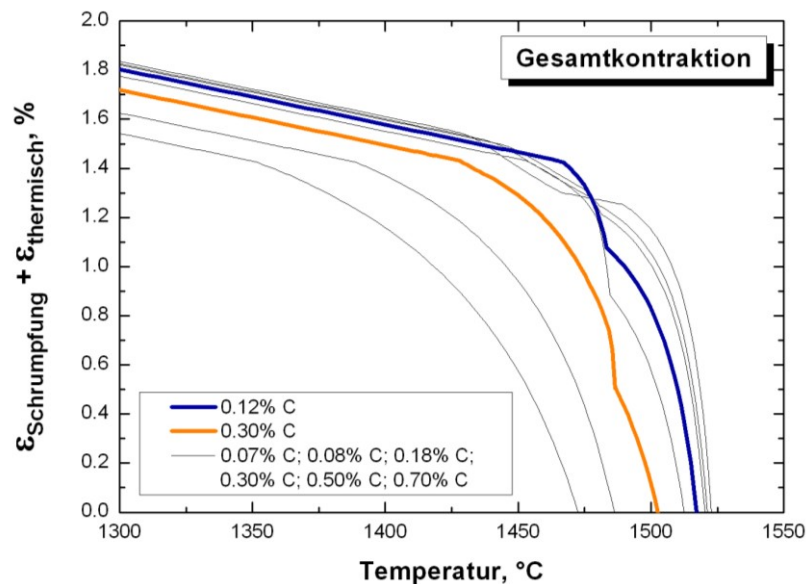


Abbildung 2-9: a) Dreiphasenraum im Fe-C-Diagramm, b) Plattenmodelle.

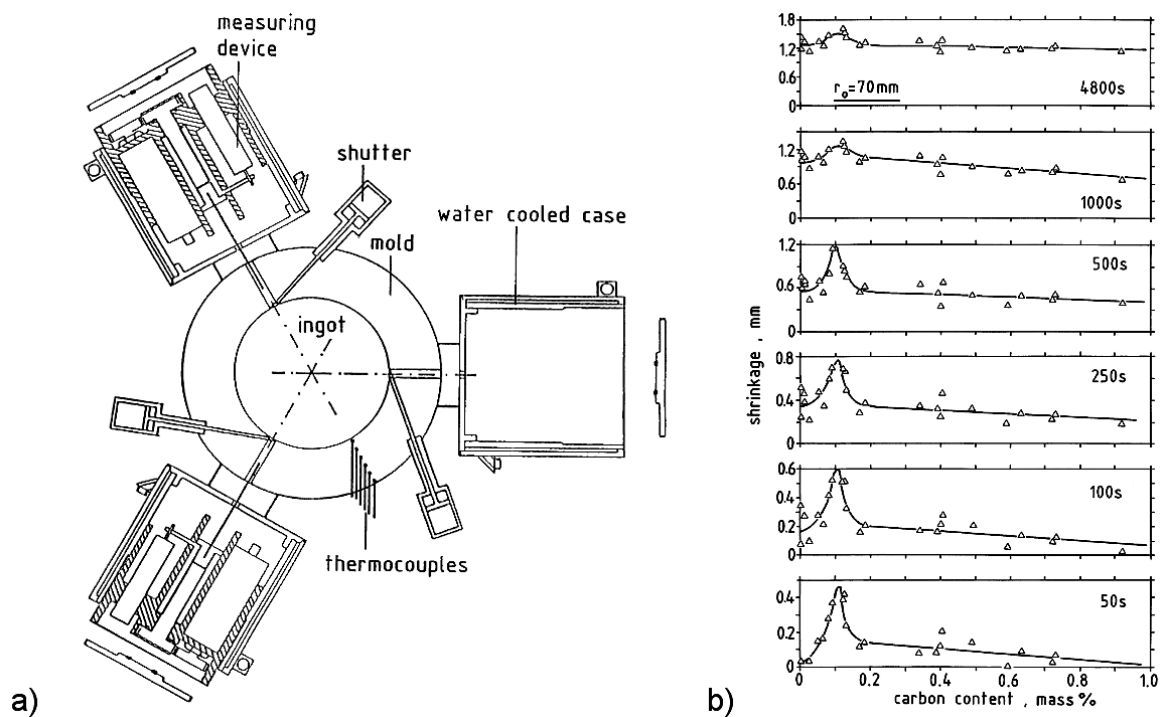
## 2.2.2 Kontraktionen während der peritektischen Erstarrung

Untersuchungen nach Matsuura *et al.* [11] haben gezeigt, dass in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes bei peritektischen Stählen bis zu 80% der  $\gamma$ -Phase aus der  $\delta$ -Phase gebildet werden können. Aufgrund der unterschiedlichen Dichten beider Phasen, wie bereits in **Kapitel 2.1** erläutert, kommt es bei peritektischen Stählen zu erstarrungsbedingte Gesamtkontraktionen (Schrumpfung und thermische Kontraktion) die deutlich höher sind als bei Legierungslagen die nicht in diesen Bereich fallen. Diesen Zusammenhang zeigt auch die folgende **Abbildung 2-10**, bei der Kontraktionen für verschiedene Kohlenstofflagen mit IDS [6] berechnet wurden.



**Abbildung 2-10:** Gesamtkontraktion für verschiedene Kohlenstoffgehalte (ansonsten: 0,3 %Si, 1,5 %Mn, 0,003 %P und %S) [5].

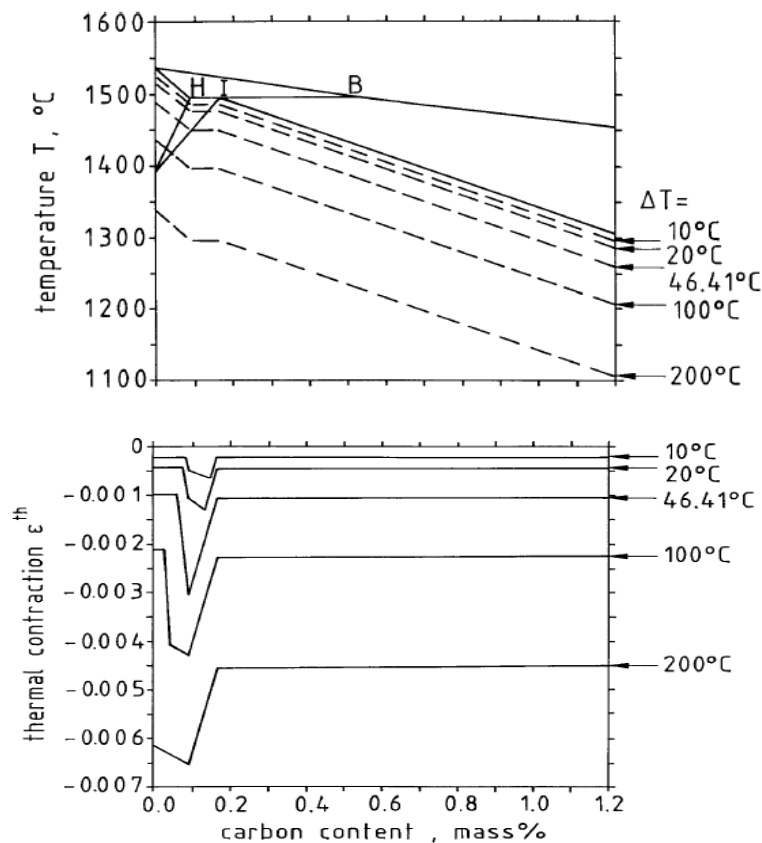
Harste [15] führte zur Untersuchung dieses Phänomens zeitabhängige Schwindungsversuche an Rundblöcken mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten durch. Die Versuchsanordnung, bei der die Gussblöcke frei schwinden können ist schematisch in **Abbildung 2-11a** dargestellt und besteht aus einer Graugusskokille mit einer Höhe von 470 mm, instrumentiert mit mehreren Wegabnehmern und Thermoelementen. Die Ergebnisse zeigten eine doppelt so hohe Kontraktion im Bereich um 0,1 %C als bei darunter bzw. darüber liegenden Gehalten, wie in **Abbildung 2-11b** für Versuchszeiten zwischen 50 Sekunden und 80 min dargestellt ist [15].



**Abbildung 2-11:** a) Kokille ( $r = 70 \text{ mm}$ ) mit Sensorsystem, b) Gußblock Schrumpfung in Abhängigkeit vom C-Gehalt zu verschiedene Zeiten [15].

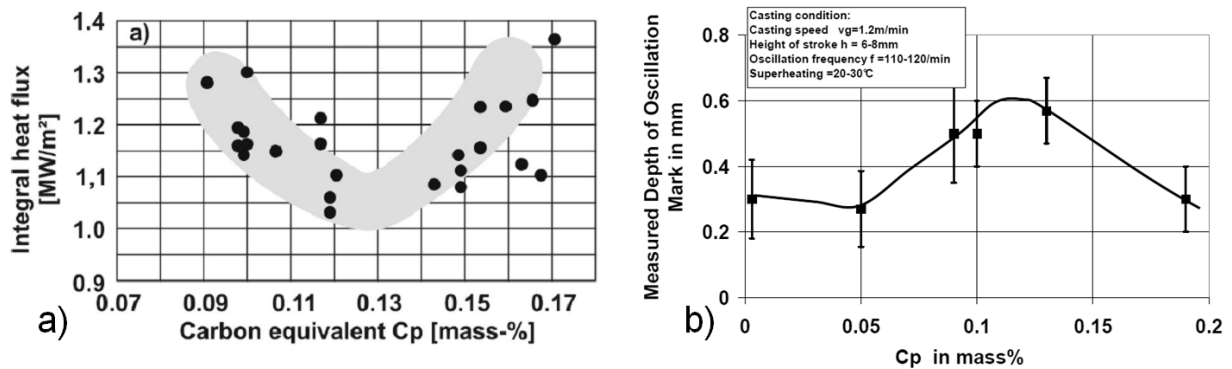
Auch die Berechnungen der thermischen Kontraktion von Jablonka [5] bestätigten die Ergebnisse von Harste [15] und sind in **Abbildung 2-12** zusammengefasst. Die Kontraktion als Funktion des Kohlenstoffgehalts wurde für die Temperaturintervalle  $10^\circ \text{C}$ ,  $20^\circ \text{C}$ ,  $46.41^\circ \text{C}$  (entspricht dem Ende der  $\delta$ - $\gamma$ -Umwandlung, bei  $0,09 \text{ \%C}$ ),  $100^\circ \text{C}$  und  $200^\circ \text{C}$  unter Gleichgewichtssolidustemperatur berechnet. Es zeigt sich, dass bei Kohlenstoffgehalten rechts von  $c_B$  die Kontraktion gering und sich weitgehend konstant verhält. Während in Richtung  $c_A$  ein starker Anstieg für alle Temperaturen verzeichnet werden kann. Für die Temperaturintervalle von  $10^\circ \text{C}$  und  $20^\circ \text{C}$  liegt das Maximum der Kontraktion nahe  $c_B$ , also bei rund  $0,17 \text{ \%C}$ . Dagegen befinden sich die Kontraktionsspitzen von  $46.41^\circ \text{C}$  und darüber bei etwa  $0,09 \text{ \%C}$ , was dem Punkt  $c_A$  auf der Peritektikalen entspricht [5].





**Abbildung 2-12:** Einfluss des C-Gehalts auf die thermische Kontraktion bei verschiedenen Temperaturintervallen unter Solidus-Temperatur [5].

Aus diesen Erkenntnissen und zahlreichen weiteren Untersuchungen der peritektischen Erstarrung von Fe-C-Legierungen konnten in Kombination mit Rissauswertungen von Brammen der Zusammenhang zwischen Kohlenstoffgehalt und dem Auftreten von Rissen hergestellt werden. Diese rissanfälligen Stahlsorten im Bereich zwischen  $c_A$  und  $c_B$  werden beim Stranggießen allgemein als peritektische Stähle bezeichnet und gelten durch ihr Betriebsverhalten als besonders durchbruchgefährdet [16]. In der folgenden **Abbildung 2-13a** wird klar dargestellt, welchen Einfluss die Stahlzusammensetzung auf den Wärmeübergang in der Kokille hat. Auch auf die Oszilationsmarkentiefe lässt sich dieser Zusammenhang, wie in **Abbildung 2-13b** zu sehen ist, feststellen. Auf die Erstarrung von peritektischen Stählen in einer Stranggießkokille sowie die Probleme die aufgrund der hohen Kontraktion dieser Legierungen auftreten wird im nächsten Kapitel genauer eingegangen.



**Abbildung 2-13:** Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf das Betriebsverhalten beim Stranggießen  
a) Integrale Wärmestromdichte b) Oszillationsmarkentiefe [17].

## 2.3 Erstarrung in der Stranggußkokille

Im Stranggießprozess werden wassergekühlte Kupferkokillen für die Anfangserstarrung der Stahlschmelze verwendet. Die Strangschale beginnt in den ersten Sekunden, knapp unter dem Badspiegel, bei Kontakt mit den Kokillenwänden zu wachsen. Bis zum Verlassen der Kokille muss eine ausreichende Schalenstärke erreicht werden um die flüssige Restschmelze im Inneren während der folgenden mechanischen Belastungen sicher zu umschließen. Das Verhalten der Strangschale während der Erstarrung wird maßgeblich von der chemischen Zusammensetzung und der Wärmeabfuhr über die Kokillenwände beeinflusst. Dabei spielen verschiedene thermische Widerstände eine Rolle, die zur Ausbildung des Gesamtwärmeflusses führen. Wie in **Abbildung 2-14** dargestellt, sind dies der Wärmeübergangskoeffizient der Kokille, des Stranges, des Gießpulvers sowie der des Luftspaltes. Mit zunehmendem Abstand vom Meniskus nimmt auch die Wärmestromdichte ab. Dies lässt sich auf den geringeren Einfluss des ferrostatischen Druckes und den abnehmenden Temperaturgradienten in der dickeren Schale erklären. Aber auch das Einziehen bzw. Abheben der Schale aufgrund von Kontraktionen hat gravierende Auswirkungen auf die Wärmestromdichte und somit auf die Erstarrung. Wie im vorigen Kapitel 2.2 bereits eingehend erläutert, weisen Kohlenstoffstähle im Bereich zwischen 0,10 - 0,17 %C eine erhöhte Erstarrungskontraktion auf, was zu einer ungleichmäßigen Strangschale führt, welche in weiterer Folge anfällig auf Oberflächenrisse ist [18].

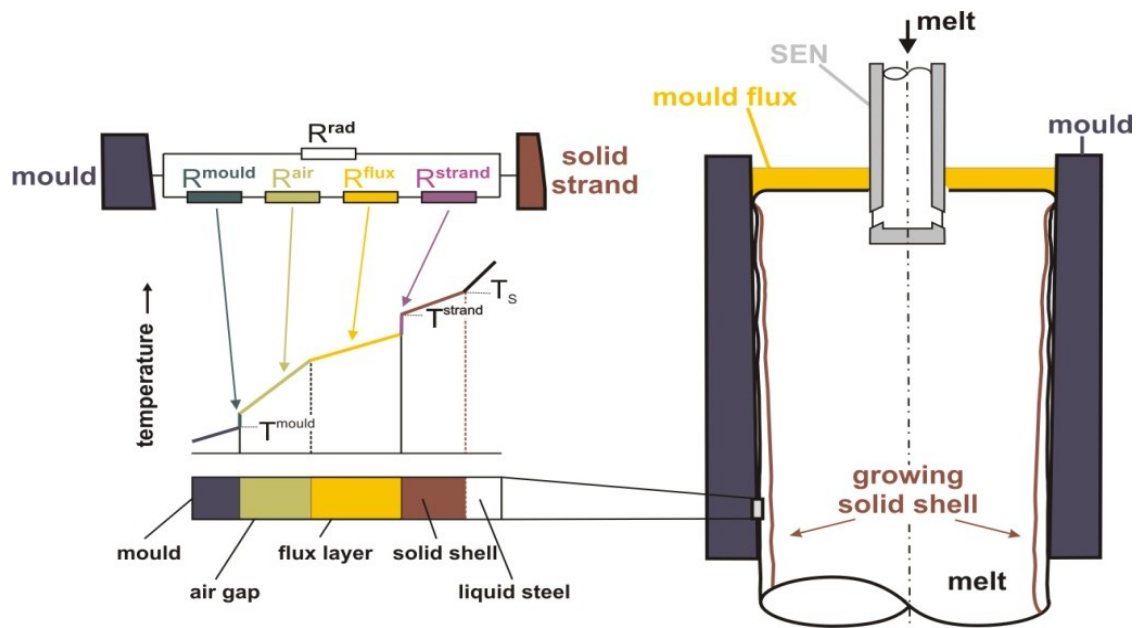
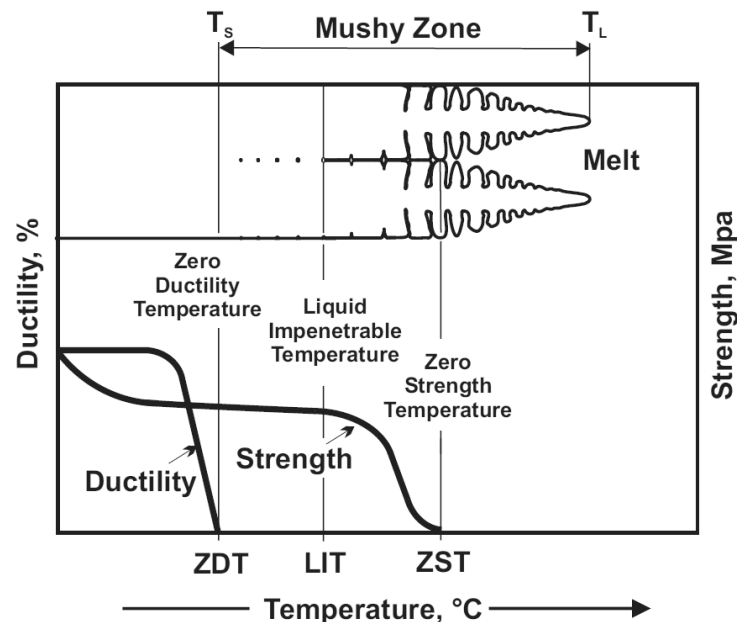


Abbildung 2-14: Wärmeabfuhr in der Kokille [19].

In Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt zeigen sich in der Anfangserstarrung knapp unter dem Badspiegel, auch Meniskus genannt, unterschiedliche Phasenverteilungen. Wesentlich hierbei ist zu unterscheiden, in welchem Bereich die  $\delta$ - $\gamma$ -Phasenumwandlung stattfindet. Im Zweiphasengebiet, der „Mushy Zone“, kann je nach Betrachtungsweise eine Kraft bereits vor dem Festkörperanteil  $f_s = 1$  übertragen werden. Zum Beispiel kann der Punkt in dem die Sekundärdendritenarme das erste Mal zusammenstoßen als Beginn der Kraftübertragung definiert werden. Dies bedarf aber der Kenntnis der Dendritenmorphologie, die wiederum durch die Mikroseigerung und Erstarrungsbedingungen (Temperaturgradient, Erstarrungsgeschwindigkeit, lokale Erstarrungszeit) bestimmt wird. In Abhängigkeit von der Komplexität und der schwierigen experimentellen Bestimmung einer möglichen Kraftübertragung, haben sich unterschiedliche Meinungen etabliert. Die aus Heißzugversuchen ermittelte Modellvorstellung ist in der **Abbildung 2-15** mit den mechanischen Eigenschaften an der Erstarrungsfront und den zugehörigen Temperaturen schematisch nach Won *et al.* [20] dargestellt. Die Nullzähigkeitstemperatur wird nachfolgend als ZDT (Zero Ductility Temperature) bezeichnet und entspricht je nach Autor einem Festkörperanteil von 0,98 bis 1 [21, 22, 23]. Weiter ist die Nullfestigkeitstemperatur (ZST, Zero Strength Temperature) wesentlich, die einem Festkörperanteil von 0,65 bis 0,8 [22, 23] entspricht. Nach dieser Betrachtungsweise können im Temperaturintervall zwischen ZST und ZDT Kontraktionsspannungen, ausgelöst durch die  $\delta$ - $\gamma$ -Umwandlung, aufgenommen und

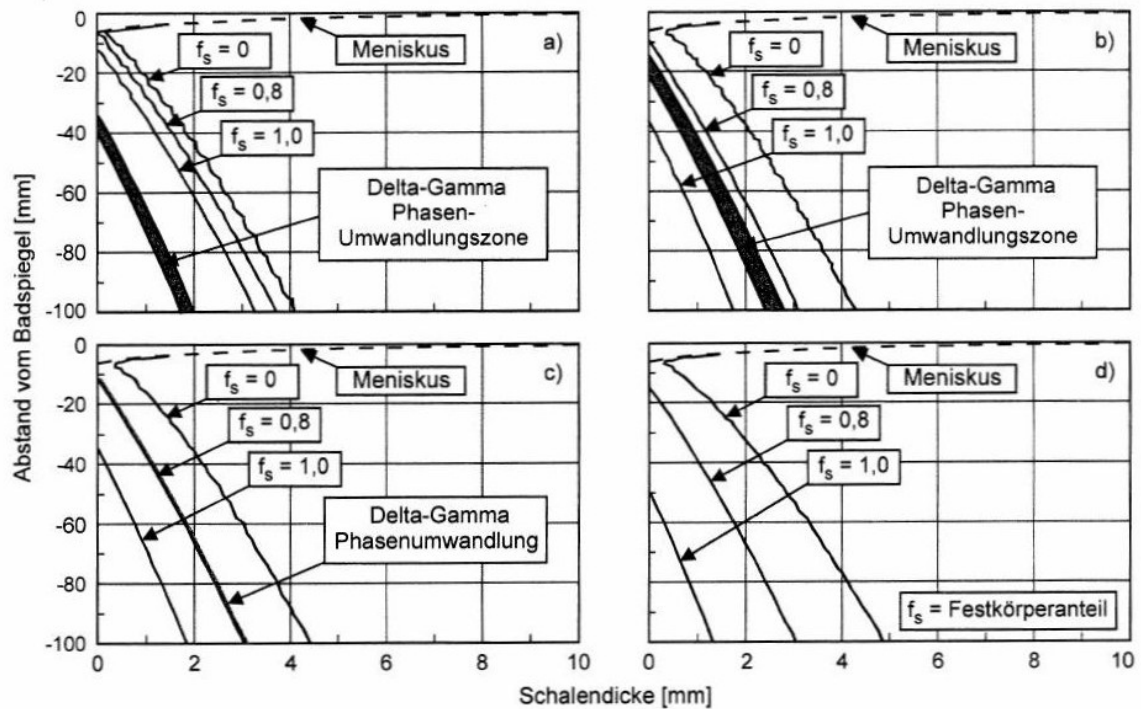
somit eine Kraft übertragen werden. Auch in dem folgenden Modell nach Xia *et al.* [18], wird von dieser Vorstellung ausgegangen.



**Abbildung 2-15:** Schematische Darstellung der „mushy zone“ mit charakteristischen Temperaturen nach Won *et al.* [20].

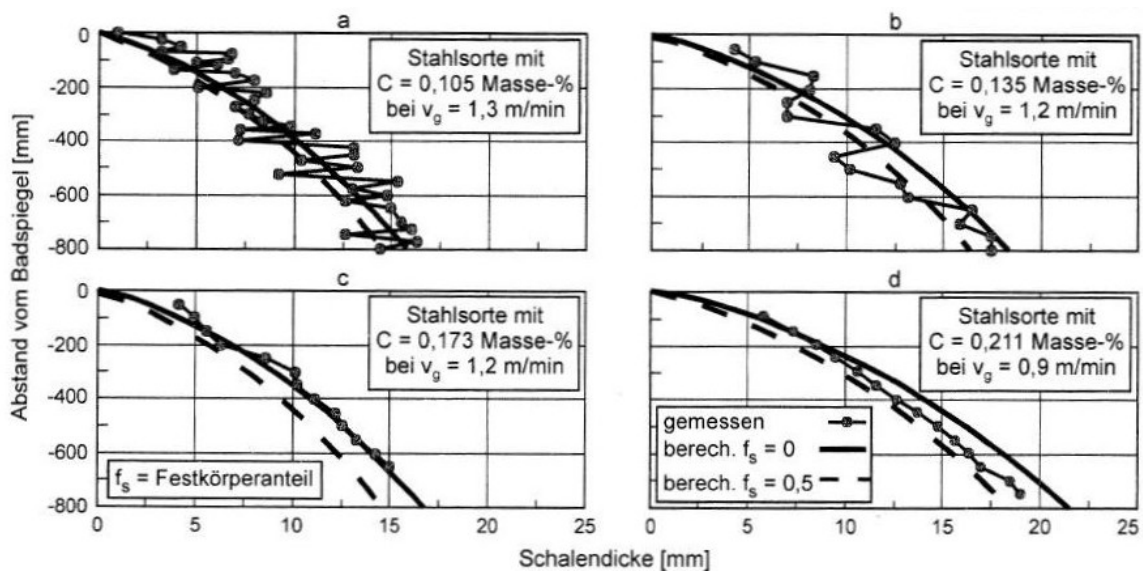
In den folgenden **Abbildung 2-16a-d** sind die Anfangserstarrungen für unterschiedliche Kohlenstoffgehalte im Kokillenbereich bis 100 mm unter dem Meniskus dargestellt. Diese von Xia *et al.* [18] durchgeführten Simulationen sind das Ergebnis einer Verknüpfung von Erstarrungsberechnung, Modellen für Seigerung,  $\delta$ - $\gamma$ -Phasenumwandlung und Schwindung. Für den Stahl in **Abbildung 2-16a**, mit 0,042 %C, erfolgt die Umwandlung von  $\delta$ - in  $\gamma$ -Ferrit rein in der festen Phase. Im Gegensatz dazu findet bei hyperperitektischen Stählen (0,17 %C bis 0,5 %C) die Phasenumwandlung im nichtkraftübertragenden Teil der Schale, das heißt bei einem Festkörperanteil kleiner  $f_s=0,8$ , statt. Aus diesem Grund lassen sich bei diesen Legierungslagen, wie in **Abbildung 2-16b** für 0,18 %C kaum Auswirkungen auf das Schalenwachstum aufgrund von Kontraktion feststellen. Für den hypoperitektischen Stahl in **Abbildung 2-16c** mit 0,135 %C tritt die Phasenumwandlung im Bereich zwischen den Festkörperanteile  $f_s=0,8$  und  $f_s=1$  auf. In diesem Temperaturintervall können die auftretenden Spannungen bereits aufgenommen werden, und haben gravierende Auswirkungen auf die Ausbildung der Strangschale. Die Folgen sind ungleichmäßiges Schalenwachstum, dass in der Literatur im Kohlenstoffbereich C = 0,10 - 0,12 % die stärkste

Ausprägung hat. Abschließend ist in **Abbildung 2-16d** zu erkennen, dass bei höherkohligen Stählen (über  $c_c$ ) keine  $\delta$ - $\gamma$ -Phasenumwandlung mehr erfolgt [18].



**Abbildung 2-16:** Schalenbildung für Stahlsorten mit a)  $C=0,042$ , b)  $0,135$  c)  $0,180$  und  $0,570$  Massen% (Gießgeschwindigkeit =  $1,2$  m/min) [18].

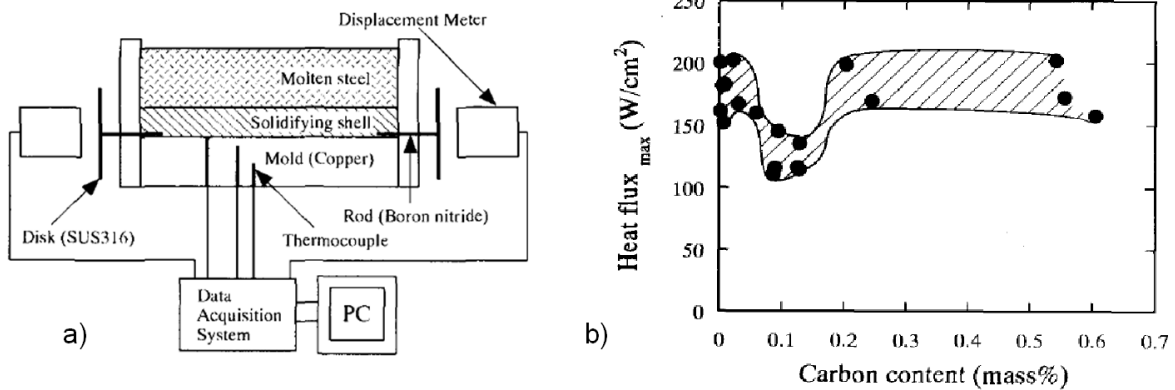
Die Berechnungsergebnisse von Xia *et al.* [18] wie sie in den obigen **Abbildung 2-16a-d** dargestellt sind, wie die  $\delta$ - $\gamma$ -Phasenumwandlung sowie Nullzähigkeitstemperatur und Nullfestigkeitstemperatur lassen sich in der Praxis nur unter Vorbehalt in Heißzugversuchen messen. Allerdings können sich wie in der folgenden **Abbildungen 2-17a-d** die Schalendicken von Ausbruchsschale vermessen werden. Die vergossene Stahlsorte mit  $0,105$  %C, in **Abbildungen 2-17a** und  $0,135$  %C **Abbildungen 2-17b** zeigt ein ungleichmäßiges Schalenwachstum, welches auf die  $\delta$ - $\gamma$ -Phasenumwandlung zwischen ZST und ZDT zurückzuführen ist. Dagegen zeigt der hyperperitektischen Stählen mit  $0,173$  %C und  $0,211$  %C in **Abbildungen 2-17c** und **Abbildungen 2-17d** eine sehr gleichmäßige erstarrte Schale die mit den Berechnungsergebnissen gute Übereinstimmung zeigt [18].



**Abbildung 2-17:** Zusammenstellung von gemessenen und berechneten Schalendicken für unterschiedliche Kohlenstoffstähle [18].

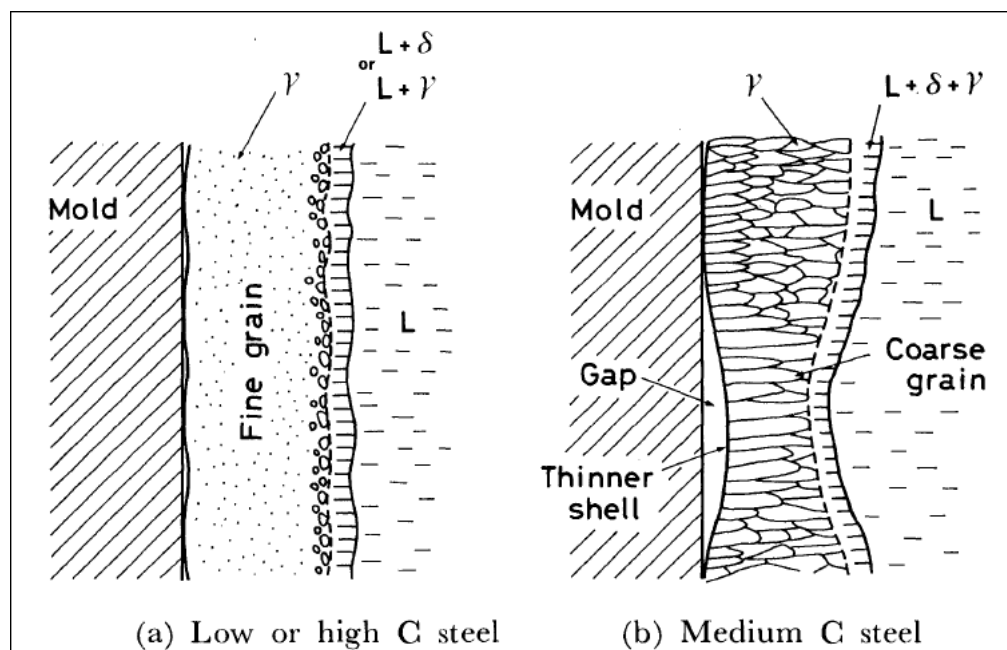
## 2.4 Ungleichmäßiges Schalenwachstum durch Einziehungen

Bei der Erstarrung in der Kokille können bei entsprechender Legierungslage lokalisierte Einziehungen an der Strangoberfläche aufgrund von Kontraktionsspannungen entstehen. Durch das Abheben der Schale von der Kokillenwand entsteht ein Luftspalt der einem veränderten Wärmeübergangswiderstand darstellt. Die Messungen von Xia *et al.* [17] sowie die Ergebnisse von Singh und Blazek [24] konnten ein Minimum des Wärmeübergangs bei Kohlenstoffgehalt zwischen 0,10 % und 0,12 % lokalisieren. Dies deckt sich mit Versuche von Suzuki [25], der mit einem experimentellen Aufbau, wie schematisch in **Abbildungen 2-18a** dargestellt, die Wärmestromdichte während der Erstarrung durch Temperaturmessung in der Kokillengrundplatte ermitteln konnte. In **Abbildungen 2-18b** sind die Ergebnisse aus den Laborversuchen zu sehen. Bei hypoperitektischen Stählen ist eine verminderte Wärmeabfuhr im Gegensatz zu nieder- bzw. hochkohligen Stahlsorten zu erkennen [24, 25].



**Abbildung 2-18:** a) Experimenteller Erstarrungsversuch, b) Wärmestrom in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt [25].

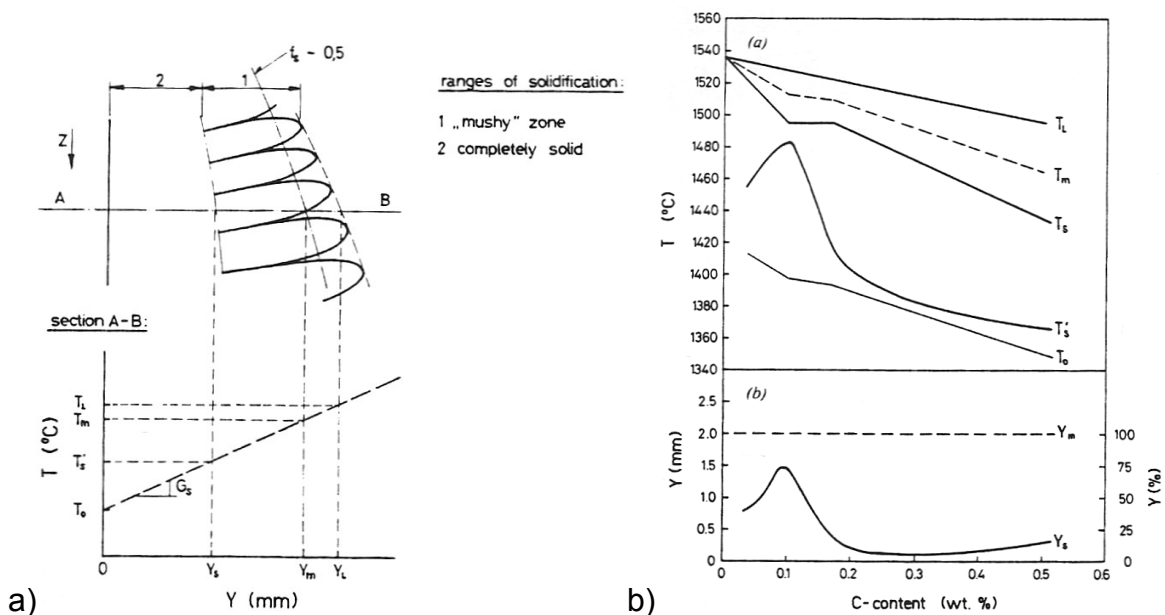
Die Folgen der veränderten Erstarrungsbedingungen (verringerte Erstarrungs- bzw. Abkühlgeschwindigkeit) aufgrund des Kontaktverlustes sind ein vermindertes bzw. ungleichmäßiges Schalenwachstum sowie Kornvergrößerung. Dieser Zusammenhang und der Vergleich mit Stählen die nicht zu Einziehungen neigen sind schematisch in **Abbildungen 2-19** dargestellt [26]. Die erhöhte Austenitkorngröße führt zu einem Duktilitätsverlust, der diese Stähle anfällig auf sämtliche Rissarten macht. Außerdem weisen sie aufgrund der geringeren Schalendicken eine erhöhte Durchbruchsfahr auf [26, 27, 28].



**Abbildung 2-19:** Schematische Austenitkornstruktur in einer erstarrten Schale a) nieder bzw. hochkohliger Stahl, b) mittlerer C-Gehalt [26].

## 2.4.1 Modellvorstellung der Einziehungsbildung

Bei der Betrachtung der Schalenabhebungen in der Kokille ist das Gleichgewicht zwischen thermischer Kontraktion (Abheben) und dem Gegendruck aufgrund des ferrostatischen Druckes der Schmelze von Bedeutung. In der **Abbildungen 2-19a** sind die wesentlichen Erstarrungszonen in einer Strangschale mit den zugehörigen Temperaturen schematisch dargestellt. Der Verlauf dieser Temperaturen über den Kohlenstoffgehalt, ist unter Berücksichtigung von Mikroseigerung in der oberen **Abbildungen 2-19b** vereinfacht zu sehen [7]. Es zeigt deutlich, dass bei etwa 0,1 %C die Ungleichgewichts-Solidustemperatur sehr nahe an die Oberflächentemperatur kommt. Aus diesem Zusammenhang kann weiter die resultierende „wahrer“ Schalendicke  $Y_s$ , wie in **Abbildungen 2-19b** dargestellt abgeleitet werden. Die maximale Schalendicke wird im Bereich um 0,1 %C erreicht und führt dazu, dass auch der ferrostatische Druck in diesem Bereich nur geringen Einfluss auf das Abheben der Schale hat [7].



**Abbildung 2-20:** a) Schematische Darstellung der Erstarrungszonen mit der Temperaturverteilung in der Strangschale b) Kohlenstoffeinfluss auf die charakteristischen Temperaturen sowie auf den fest / flüssig - Übergang [7].

Savage [29] hat anhand eines einfachen Schalenelements, siehe **Abbildungen 2-21a** und **Abbildung 2-21b**, die maximalen Biegespannungen mittels vereinfachter geometrischer Annahmen wie nachfolgend gezeigt berechnet:



$$\sigma_{max} = \frac{M}{J} \cdot \frac{Y_S}{2} \quad (2.37)$$

Mit dem Trägheitsmoment  $J$  des Schalenquerschnitts ( $d_z \cdot Y_S$ ) im Abstand  $Z$  vom Meniskus,

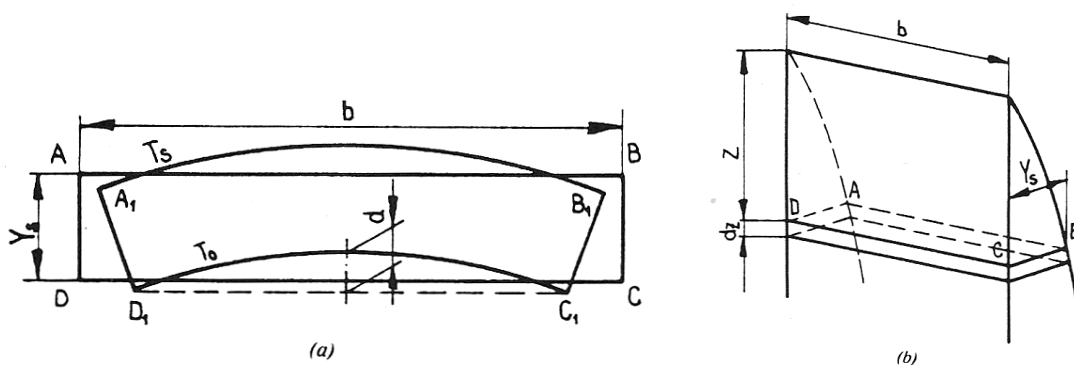
$$J = \frac{d_z \cdot (Y_S)^3}{12} \quad (2.38)$$

sowie dem Biegemoment  $M$ , für eine konstante ferrostatische Belastung,

$$M = \frac{F \cdot b}{12} \quad (2.39)$$

ergibt sich bei einer gewählten Elementdicke von  $dZ = 1$  mm folgender Zusammenhang:

$$\sigma_{max} = \frac{F \cdot b}{2 \cdot (Y_S)^2} \quad (2.40)$$



**Abbildung 2-21:** a) Kontraktion eines Schalenelements bei einseitiger Kühlung b) Strangschalenelement im Abstand  $Z$  vom Meniskus [7].

Auch die Gegenkraft in Form der effektiven thermischen Kontraktion kann Anhand der Verschiebung  $d$  dieses einfachen Schalenelements in **Abbildungen 2-21a** dargestellt werden:

$$d = \beta \cdot (T'_S - T_0) \quad (2.41)$$

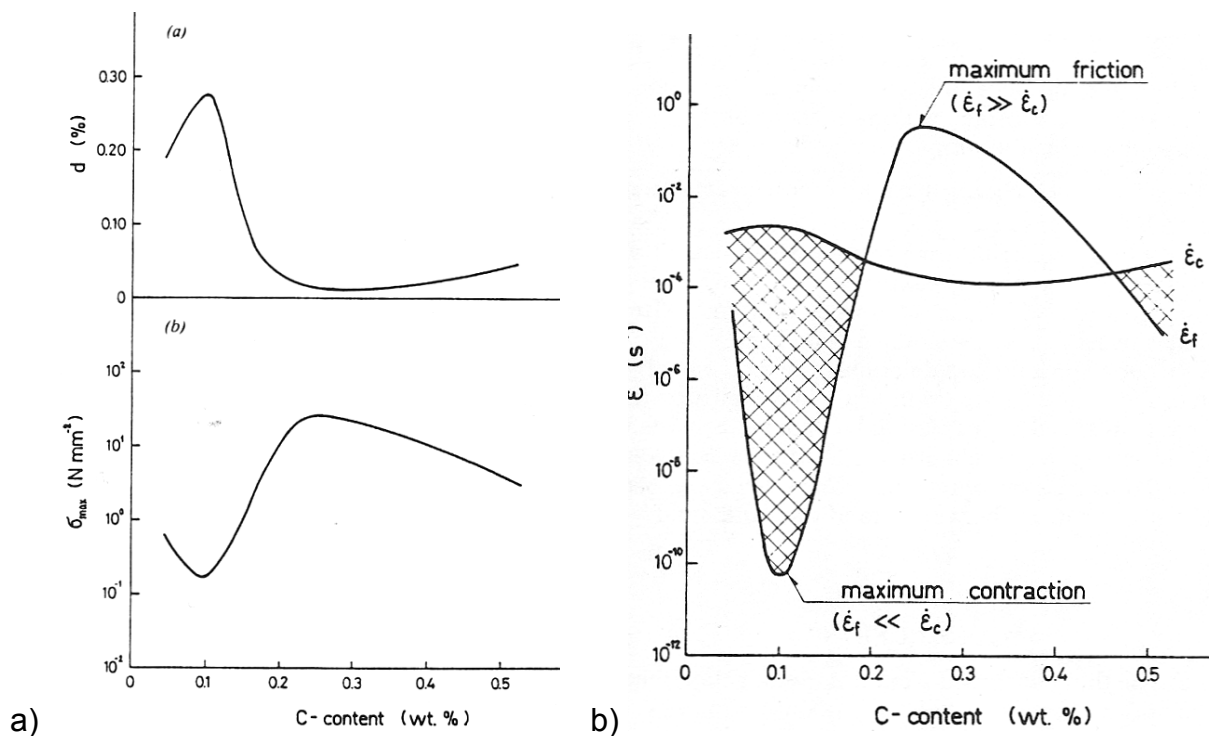
Dabei ist der Temperaturunterschied im festen wesentlich. Der thermische Ausdehnungskoeffizient  $\beta$  kann mit  $16,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  im  $\delta$ -Ferrit und mit  $22,0 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  im Austeniten angegeben werden [30]. Der Vergleich der berechneten linearen Kontraktion und

die maximale Biegespannung aufgrund des ferrostatischen Druckes in **Abbildungen 2-22a** zeigen, dass bei 0,1 %C die Kontraktion  $d$  maximal und die Biegespannung  $\sigma_{max}$  durch die geringe Schalendicke ein Minimum besitzt. Berechnet man die Dehnraten aufgrund des ferrostatischen Druckes nach Gleichung 2.42, sowie die der Schalenkontraktion nach Gleichung 2.43:

$$\dot{\epsilon}_f = A \cdot \sigma^m \quad (2.42)$$

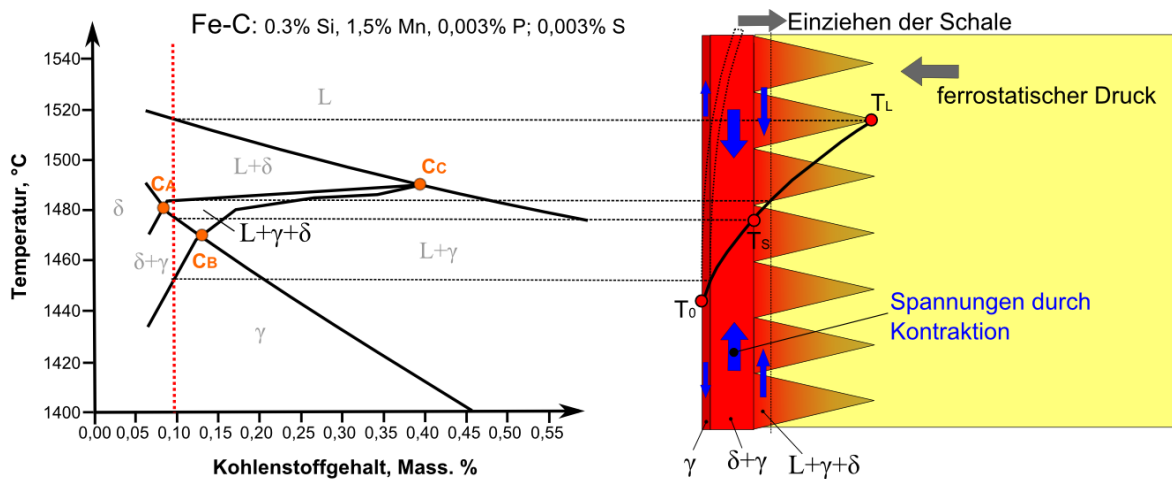
$$\dot{\epsilon}_k \sim d \cdot t^{-1} \quad (2.43)$$

zeigt sich folgender Zusammenhang wie in **Abbildungen 2-22b** schematisch dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Dehnraten aufgrund des ferrostatischen Druckes in Abhängigkeit von der Schalendicke und Festigkeit stark schwankt. Dabei ist bei 0,1 % Kohlenstoff ein Minimum, welches den Punkt maximaler Kontraktion bedeutet. Dagegen variiert die Dehnungsgeschwindigkeit durch die Schalenkontraktion nur minimal mit dem Kohlenstoffgehalt [7].



**Abbildung 2-22:** Kohlenstoffabhängigkeit a) der linearen Kontraktion und maximaler ferrostatischen Biegespannung b) der Dehnraten aufgrund Schalenkontraktion sowie ferrostatischem Druck [7].

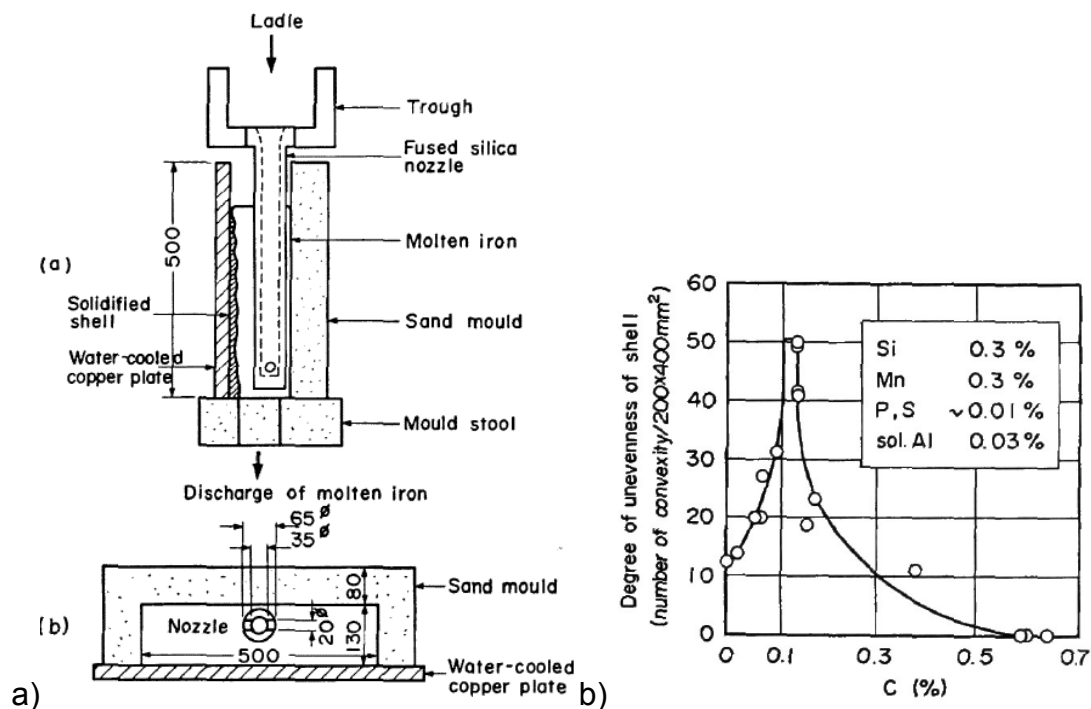
In der nachfolgenden **Abbildung 2-23** sind die Gegebenheiten in einer Strangschale mit der Zusammensetzung wie im binären Phasendiagramm beschrieben ist dargestellt. Der Temperaturgradient in der Schale hat unterschiedliche starke Kontraktionen in den einzelnen Phasen zu Folge. Es wird angenommen, dass bereits im Dreiphasenum Kontraktionskräfte aufgebaut werden und diese sich im  $\delta$ - $\gamma$ -Bereich noch stärker ausgeprägt sind. Dagegen zeigt die  $\gamma$ -Phase eine mögliche Ausdehnung aufgrund der Wiedererwärmung. Diese Zusammenhänge können zu einem Einziehen bzw. Abheben der Strangschale von der Kokillenwand führen welchem nur der ferrostatische Druck der Schmelze entgegen wirkt. Ist die Schalendicke gering, wie knapp unter dem Meniskus kann somit ein Rückbiegen erfolgen und den Kontakt mit der Kokille wieder herstellen.



**Abbildung 2-23:** Schalenabhebung entgegen des ferrostatischen Druckes der Stahlschmelze.

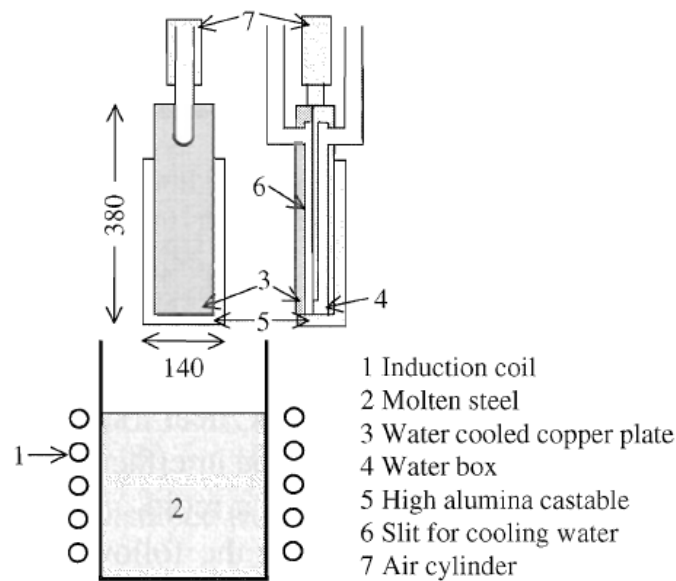
## 2.4.2 Experimentelle Untersuchungen des unebenen Schalenwachstums

In der Literatur sind zahlreiche Methoden zu Untersuchung des Schalenwachstums, im Besonderen im Bereich peritektischer Stähle durchgeführt worden. Die Ergebnisse dieser Laborversuche bestätigen die theoretischen Annahmen der Einziehungsbildung und dem damit verbundenen ungleichmäßigen Schalenwachstum. Sugitani und Nakamura [31] führte Ausfließversuche mit einem apparativen Aufbau wie in **Abbildung 2-24a** dargestellt durch. Die Schmelze wurde dabei in eine Sandform vergossen, die Einseitig mit einer wassergekühlten Kupferplatte versehen war und sich über eine Bodenöffnung nach gewünschter Erstarrungszeit entleeren ließ. Die Unebenheiten auf den erzeugten Schalen wurden gezählt und führten zum Ergebnis, dass Stähle im Kohlenstoffbereich zwischen 0,1 und 0,12 % die Unebenheiten ein Maximum aufweisen, wie in **Abbildung 2-24b** dargestellt [31].



**Abbildung 2-24:** a) Apparativer Aufbau der Auslaufversuche im Auf- und Grundriss b) Unebenheiten in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes [31].

Des Weiteren wurden in der Vergangenheit auch Eintauchversuche, so genannte „Dipping-Tests“ durchgeführt, die zu ähnlichen Ergebnissen kamen. Murakami *et al.* [32, 33] und Suzuki *et al.* [34] verwendeten dabei folgenden Versuchsaufbau, **Abbildung 2-25:**



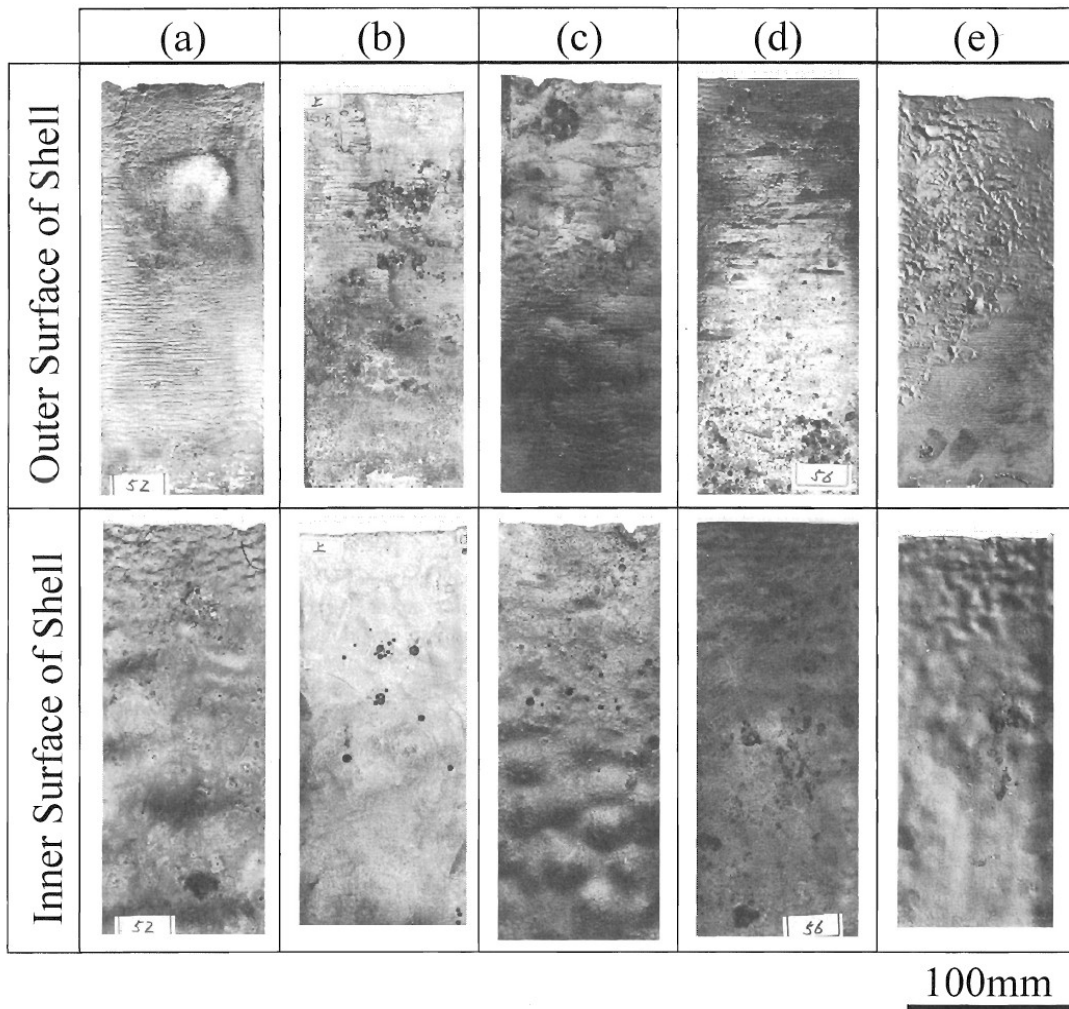
**Abbildung 2-25:** Schematische Darstellung des Dipping-Test Versuchsaufbaus [34].

Eine gekühlte Kupferplatte wurde auf drei Seiten mit Aluminiumoxid beschichtet, um die Erstarrung nur Einseitig zu erhalten. Der Tauchkörper wurde solange in die Schmelze getaucht, bis die Zieldicke der Schale erreicht wurde. Um die Unebenheit zu Bewerten führte Murakami *et al.* [32] folgenden Unebenheitsfaktor ein, der sich anhand folgender Schalenabmessungen in **Abbildung 2-26** berechnet:

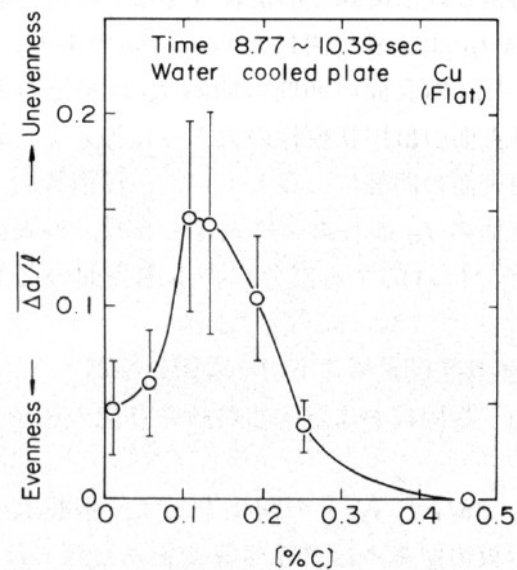
$$\frac{\overline{\Delta d}}{l} = \frac{\left( \sum_i^n \frac{|d_i - d_{i+1}|}{l_i} \right)}{n}$$

**Abbildung 2-26:** Unebene Schalenoberfläche [32].

Des Weiteren sind in der **Abbildung 2-27** typische Ergebnisse dieser Tests abgebildet. Es zeigt eine relativ ebene Ausbildung der inneren Schalenoberfläche bei *b* (0,044 %C) sowie bei *d* (0,304 %C), während bei *a* (0,005 %C), *c* (0,116 %C) und *e* (0,678 %C) ein unregelmäßiges Schalenwachstum zu erkennen ist. Die Auswertung der Unebenheit anhand der in **Abbildung 2-26** beschriebenen Gleichung zeigt für unterschiedliche Kohlenstofflagen, die bereits optisch gut erkennbaren Effekt. Die ungleichmäßige Oberfläche des hypoperitektischen Stahles *c* (0,116 %C) spiegelt sich auch in der **Abbildung 2-28** an einem Maximum der Unebenheit wieder [33].



**Abbildung 2-27:** Ausbildung der äußeren (kokillenseitig) sowie inneren (schmelzenseitig) Schalenoberfläche bei verschiedenen Kohlenstofflagen [33].



**Abbildung 2-28:** Der Einfluss des Kohlenstoffs auf den Unebenheitsparameter der Schale [33].

## 2.5 Zusammenfassung des Literaturteils

Die Änderung der Dichte bei der Erstarrung sowie Abkühlung von Stahl aufgrund der Umwandlung des Gitters von krz auf kfz führt zu einer Volumenkontraktion [5]. In diesem Zusammenhang spricht man beim Übergang flüssig/fest von Erstarrungsschrumpfung und bei weiterer Abkühlung im Festen von thermischer Kontraktion [3]. Wird eine erstarrende Schale am Schrumpfen entgegen der Gesamtkontraktion gehindert werden Kräfte bzw. Spannungen initialisiert. In diesem Zusammenhang gelten Stähle die peritektisch Erstarren als besonders kritisch, da in diesem Bereich die Kontraktion am größten ist wie zahlreiche Untersuchungen [5, 7, 11-17] zeigen.

Die Wärmeübergangsbedingungen in der Kokille können aufgrund starker Schrumpfung- bzw. Kontraktion gestört werden, da es zu einem Abheben der erstarrten Schale und zu einer Luftspaltbildung kommt. Im Literaturteil ist eine Modellvorstellung [29] zu dieser Einziehungsbildung angeführt. Aus diesen veränderten Erstarrungsbedingungen können Kornvergrößerung und ungleichmäßiges Schalenwachstum resultieren [26].

Zur Untersuchung der unebenen Erstarrung, im Besonderen für peritektische Stähle, können Ausbruchschalen vermessen werden [18], aber auch Laboruntersuchungen wie kontrollierte Auslaufversuche [31] oder sogenannte „Dipping-Tests“ [32, 33, 34]. Diese Methoden lassen Mithilfe eines eingeführten Unebenheitsfaktors auf das Schrumpf-Kontraktionsverhalten von schließen.

## 3 Schrumpf- und Kontraktionsversuche

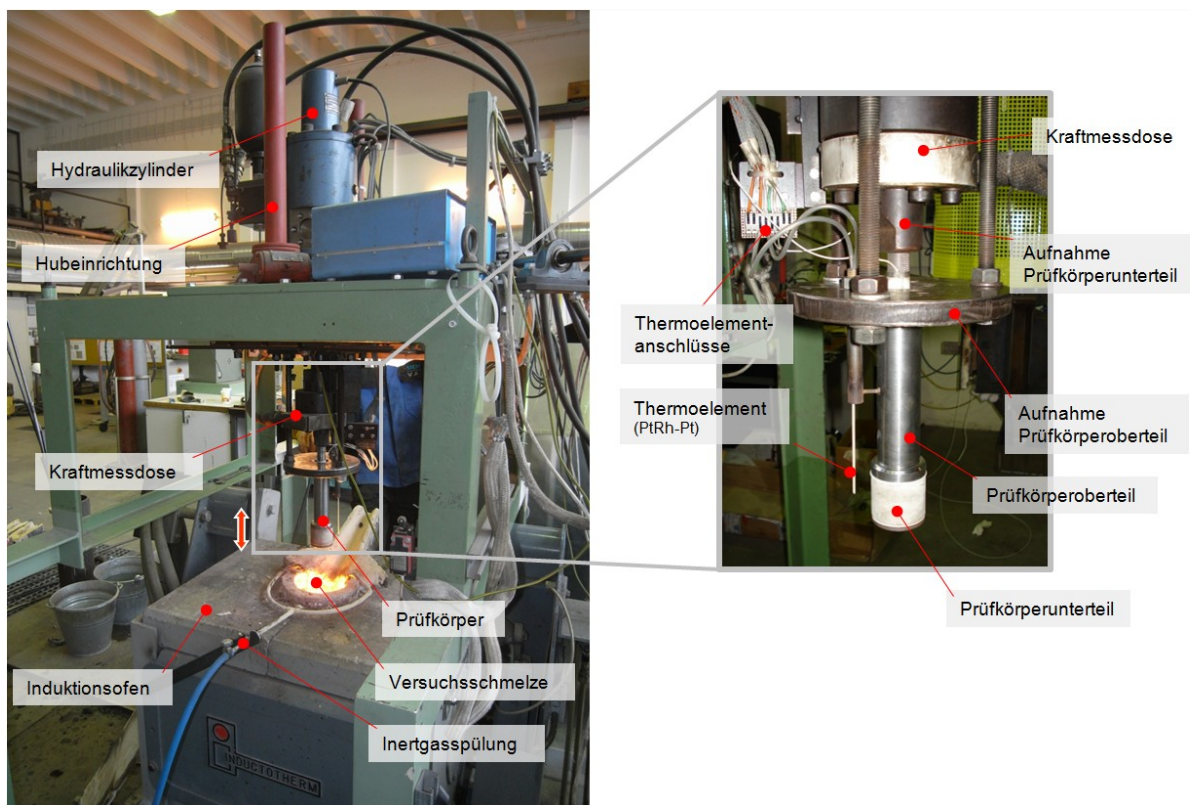
Im folgenden Abschnitt wird auf den prinzipiellen Ablauf der Versuche mittels der SSCC (bzw. SSCT)-Apparatur eingegangen. Des Weiteren ist die Entwicklung der Prüfkörpergeometrien sowie die verwendeten Versuchslegierungen und Versuchsparameter Inhalt dieses Abschnittes.

### 3.1 Der SSCC (Submerged Split Chill Contraction) – Versuch

Der ursprünglich entwickelte SSCT (Submerged Split Chill Tensile) – Versuch, wurde in zahlreichen Untersuchungen [35, 36, 37] zur Ermittlung der mechanischen Hochtemperatureigenschaften sowie Rissanfälligkeit von Stählen verwendet. Durch Modifikation der Prüfkörpergeometrie sowie der Anlagensteuerung war es möglich außerdem die während der Erstarrung auftretenden Kontraktionskräfte der den Prüfkörper umschließenden Schale zu messen. Die ersten Ergebnisse diesen SSCC (Submerged Split Chill Contraction)-Versuches wurden von Bernhard und Xia [38] veröffentlicht.

Der Anlagenaufbau mit den wesentlichen Bauteilen ist in folgender **Abbildung 3-1** dargestellt. Die Steuerung sowie die Datenerfassung erfolgt durch einen PC der über eine Datenschnittstelle mit der Anlage verbunden ist.





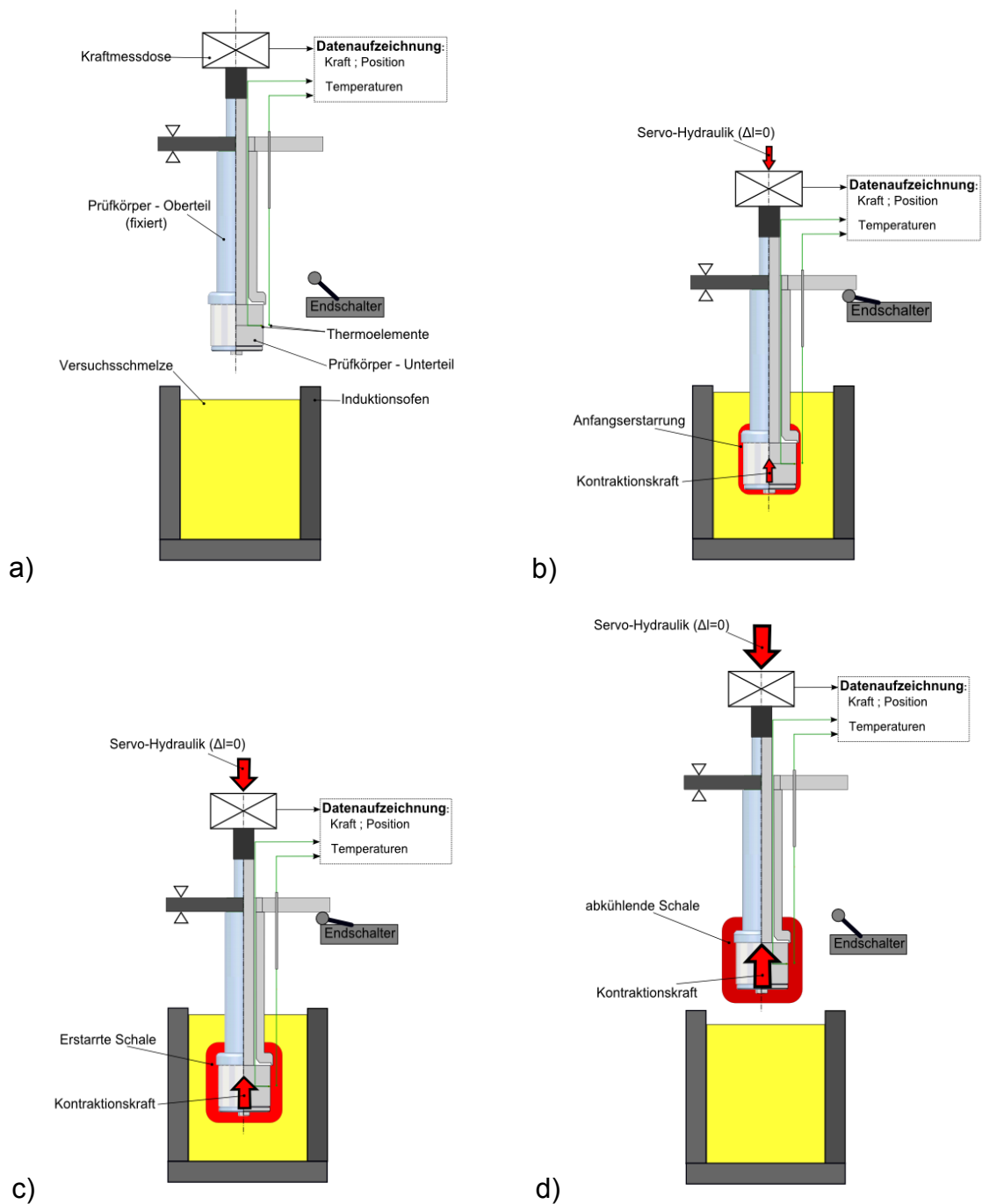
**Abbildung 3-1:** Apparativer Aufbau für SSCC- bzw. SSCT- Versuche.

Die für diese Arbeit verwendeten Versuchslegierungen wurden in einem Induktionsofen mit einer Frequenz von 10 kHz und einer Leistung von 40KW erschmolzen. Das Fassungsvermögen beträgt 20 kg, was in etwa auch der Menge an Versuchlegierung entspricht. Dabei wird eine Reineisen-Schmelze durch Zugabe von Legierungsstoffen auf die gewünschte chemische Zusammensetzung gebracht und mittels kontinuierlicher Funkenspektrometeranalyse kontrolliert. Während des Schmelzyklus kann die Schmelze vor Sauerstoff- bzw. Stickstoffaufnahme aus der Atmosphäre durch Aufblasen von Argon geschützt werden. Kurz vor Versuchsbeginn erfolgt die Desoxidation mit Aluminiumdraht und unmittelbar nach dem Versuch wird eine weitere Probe gezogen und analysiert, welche für die Auswertung herangezogen wird.

In den folgenden **Abbildung 3-2a** bis **3-2d** ist der Versuchsablauf schematisch dargestellt. Um die Kontraktionskraft zu messen, wird ein geteilter Versuchskörper in die Versuchsschmelze eingetaucht, welche im Induktionsofen zuvor auf vorgeschriebene Temperatur gebracht wurde. Der Tauchvorgang wird über eine Bewegungsspindel mit konstanter Drehzahl durchgeführt und endet an einem fest montierten Endschalter um für jeden Versuch dieselbe Eintauchtiefe zu gewährleisten. Nach dem Erreichen der Endposition beginnt die Schmelze an dem Stahlzylinder gerichtet entgegen der Wärmeabfuhr zu

erstarren (**Abbildung 3-2b**), diese Schalenbildung entspricht den in einer Stranggusskokille vorhandenen Bedingungen, da Mithilfe einer aufgetragenen Zirkonoxidschicht (Dicke = 0,4 mm) die Wärmeabfuhr reguliert werden kann.

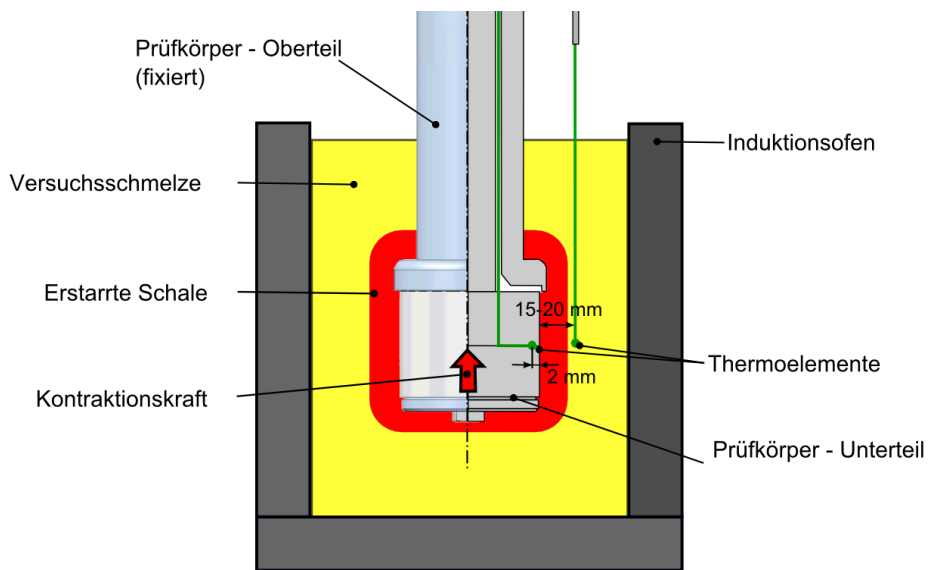
Der obere Teil des Prüfkörpers ist fixiert und kann keine Bewegungen ausführen. Dagegen ist der untere Prüfkörperteil an einem servo-hydraulischem System (doppeltwirkender Kolben und Moog-Servoventil) fest mittels eines Feingewindes angeschlossen. Der Kolben besitzt einen Hubweg von ca. 50 mm und kann eine maximale Kraft von 50 kN übertragen. Dies ermöglicht einerseits die Relativbewegung des Unter- zum Oberteil des Prüfkörpers (SSCT-Versuch) sowie das Halten auf Position entgegen der entstehenden Kontraktionskräfte durch die Schalenbildung (SSCC - Versuch). Die Kraftaufzeichnung erfolgt durch eine zwischen Prüfkörperaufnahme und servo-hydraulischem System geschaltete Kraftmessdose die solange auf Null (nahe Null – Kraft-Offset) bleibt bis die Schale in der Lage ist eine Kraft aufzubauen. Mit fortschreitender Erstarrung bzw. wachsendem Schalenquerschnitt steigt die Kraft, dabei wird die Hydraulik so gesteuert, dass keine Bewegung des Prüfkörperunterteiles erfolgt und die dafür aufgewendete Gegenkraft gemessen wird. Dazu muss die Steuerung folgendermaßen programmiert werden: **Abbildung 3-2a** zeigt den Prüfkörper in Montageposition. Die Steuerung ist im Modus - *Kraftregelung* um den Prüfkörperunterteil zum Prüfkörperoberteil in Position zu bringen. Dabei wird eine minimale Haltekraft von ca. 0,03kN eingestellt um das Eigengewicht des Prüfkörpers auszugleichen. Erst bei Betätigung des Endschalters wird die Steuerung auf - *Wegregelung* umgeschaltet und der Versuch beginnt, **Abbildung 3-2b**. Die Servo-Hydraulik erzeugt während einer vorgegebenen Versuchsdauer (25 – 30s) einen variablen Gegendruck um die beiden Prüfkörperteile zueinander in Position (entgegen der Kontraktionskraft der Schale) zu halten. Nach Versuchsende wird das Gesamtsystem wieder ausgetaucht und kann weiter abkühlen. In **Abbildung 3-2d** ist diese Situation dargestellt, dabei wird die Steuerung auf *Kraftregelung* zurückgestellt um die Spannung zwischen Oberteil und Unterteil zu lösen. Der noch rotglühende Probekörper kann dann aus der SSCC - Apparatur ausgebaut werden, dazu müssen allerdings sämtliche Thermolemente abgeschlossen werden und können die weitere Abkühlung nicht aufzeichnen. Der Wechsel der Prüfkörper dauert etwa 15-20 Minuten, die auch für das Nachsetzen bzw. Nachlegieren der nächsten Versuchsschmelze nötig sind um die gewünschte Badhöhe und chemische Analyse zu erhalten.



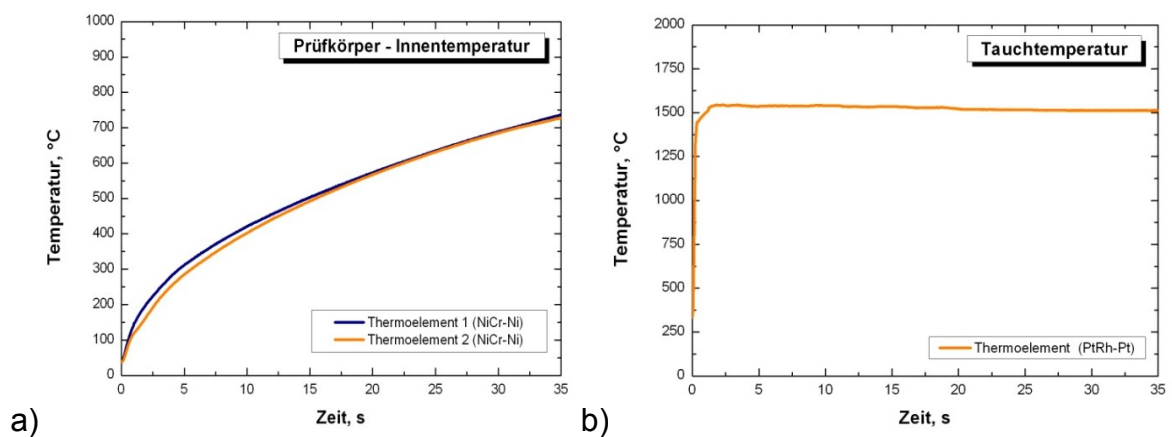
**Abbildung 3-2:** SSCC - Versuchsablauf a) Startposition b) Tauchendposition c) Erstarrung der Schale – Aufbau der Kontraktionskraft d) Austauschen des Prüfkörpers.

Für eine vollständige thermische Analyse werden an mehreren Stellen die Temperaturen während des gesamten Versuches gemessen. In der folgenden **Abbildung 3-3** ist der eingetauchte Prüfkörper (aufgeschnitten) schematisch dargestellt. Es ist zu erkennen, dass der Prüfkörper im Inneren zwei, gegenüber angeordnete, Thermoelemente (NiCr-Ni) in einem definierten Abstand zur Oberfläche (2 mm) besitzt. Anhand dieser Daten kann nachfolgend

die Wärmestromdichte invers berechnet werden. Typische Verläufe für solche Innentemperaturmessungen in einem beschichteten Prüfkörper sind in **Abbildung 3-4a** zu sehen. Ein weiteres Thermoelement (PtRh-Pt) wird zur Bestimmung der tatsächlichen Überhitzung der Schmelze zum Zeitpunkt des Tauchens sowie dem nachfolgendem Temperaturverlauf außerhalb des Prüfkörpers miteingetaucht und liefert Ergebnisse wie in **Abbildung 3-4b** beispielhaft angeführt sind.



**Abbildung 3-3:** Prüfkörper in Tauchposition mit Thermoelemente in Detail.



**Abbildung 3-4:** a) typische Innentemperaturmessung b) typische Messergebnisse der Schmelzentemperatur.

Auf die Kraftverläufe wird vorerst nicht eingegangen, es sei an dieser Stelle auf den Ergebnissteil verwiesen indem detailliert die Auswertung und Interpretation typischer Kraftmessungen besprochen wird. Des Weiteren sei hier nur darauf hingewiesen, dass in den schematischen Darstellungen des Versuchsablaufes, **Abbildung 3-2a-d** sowie den Detailbild (**Abbildung 3-3**) ein beschichteter Prüfkörper mit alter Geometrie als Beispiel verwendet wurde. Auf die weiteren möglichen Prüfkörpergeometrien, die im Verlauf dieser Arbeit entwickelt wurden, wird im folgenden Kapitel eingegangen.

## 3.2 Verwendete SSCC - Prüfkörpergeometrien

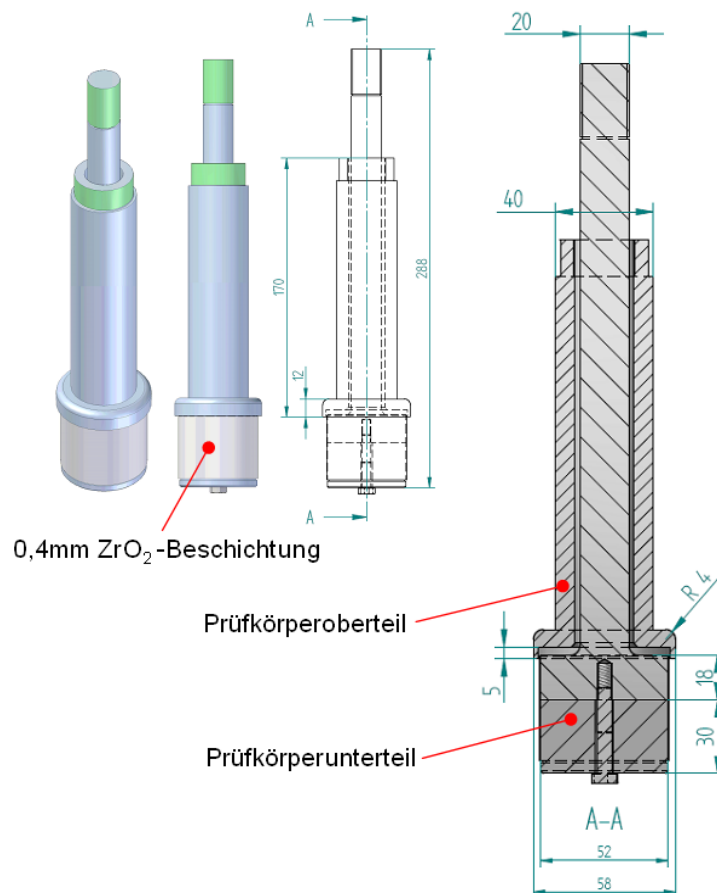
Um gut reproduzierbare Kontraktionskraftmessungen zu erzielen ist ein möglichst gleichmäßiges Schalenwachstum über die gesamte Prüfkörperhöhe wesentlich. Einflussfaktoren sind dabei die Außenkontur sowie die Wärmeabfuhr über das Prüfkörpervolumen. Außerdem darf kein Kontakt zwischen Prüfkörperoberseite und –unterseite während des Versuches entstehen, da ansonsten die Gegenkraft der Servo-Hydraulik (= Kraftmessung) verringert würde und somit zu falschen Messwerten führt. Bezogen auf eine Innentemperatur des Prüfkörpers von rund 600°C, während des Versuches, ist die Ausdehnung der Prüfkörperanteile nicht unerheblich und muss dementsprechend für einen berührungslosen Ablauf berücksichtigt werden. Für die Kontraktionskraftmessungen wurden verschiedene Prüfkörpergeometrien verwendet. Die in der Reihenfolge der Versuche nachfolgend genauer beschrieben werden.

### 3.2.1 Prüfkörpervariante A1

Dieser Versuchskörper ist in der **Abbildung 3-5** als Modell und im Schnitt mit den Hauptabmessungen dargestellt. Der Prüfkörperoberseite entspricht einer Hohlwelle mit einem metrischen Gewinde an der Oberseite um ihn in der Aufnahme zu befestigen. Der Durchmesser am unteren Ende des Prüfkörperoberteils ist in diesem Fall um 6 mm größer als der Prüfkörperunterteil und wie aus dem Schnitt A-A in **Abbildung 3-5** zu erkennen ist etwa 5 mm hinterdreht um ein die axiale Ausdehnung sowie das Verschieben der Prüfkörperanteile zu ermöglichen. Der Prüfkörperunterteil ist dagegen ein Vollquerschnitt der wiederum zweigeteilt ist. Diese Teilungsebene wurde eingeführt um ein verbesserte Positionierung der Thermoelemente im inneren zu ermöglichen. Beide Hälften sind miteinander verschraubt und werden erst im zusammengebauten Zustand auf die äußere Endabmessung bearbeitet um keinen Versatz oder Spalt zu bekommen. Der

Prüfkörperunterteil wird mittels Feingwinde mit dem Bewegungskolben verbunden und ist somit in axialer Richtung zum Prüfkörperoberteil verschiebbar, was im Falle des SSCC – Versuchs aber durch den Gegendruck der Hydraulik verhindert wird. Der Spalt der zwischen Ober- und Unterkörper entsteht wird mit einer feuerfesten Schnur abgedichtet um etwaiges Eintreten der Schmelze zu verhindern.

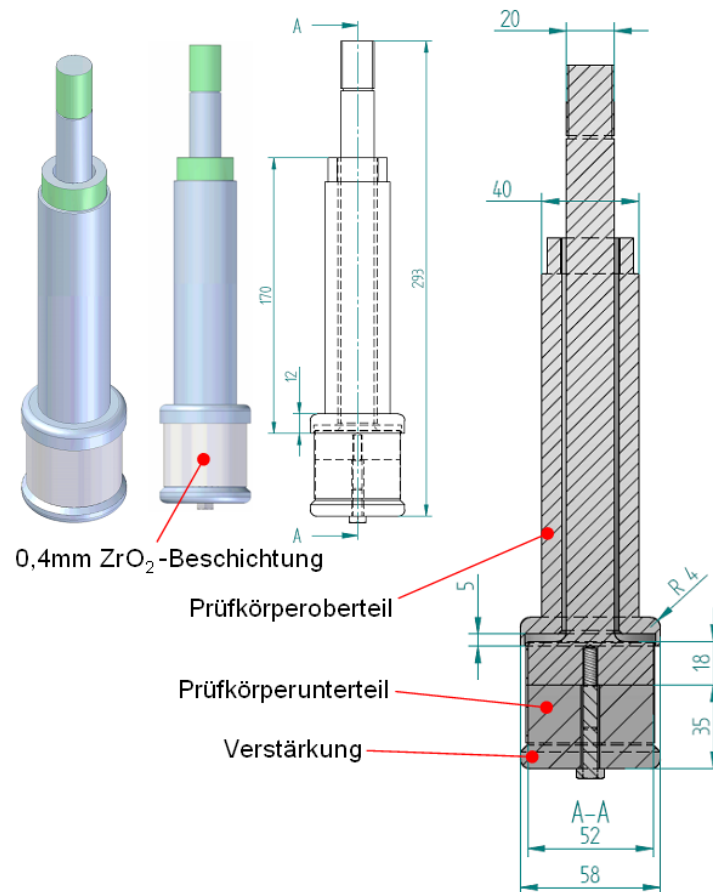
Um die Wärmeabfuhr über den Prüfkörper zu vermindern sind die Prüfkörperunterteile mit einer 0,4 mm dicken Zirkonoxidschicht sprühbeschichtet. Dadurch ist es möglich dieselben Erstarrungsbedingungen und in weitere Folge dieselbe Austenitkorngroße wie im stranggegossenen Produkt zu erzeugen. Dieser Zusammenhang wurde durch Reiter *et al.* [38] anhand von untersuchten SSCT - Proben bestätigt.



**Abbildung 3-5:** Prüfkörpergeometrie A1.

### 3.2.2 Prüfkörpervariante A2

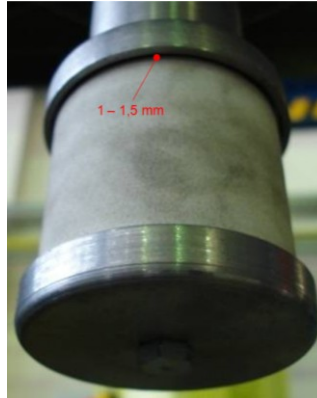
Die Variante A2 des Prüfkörpers, wie sie in **Abbildung 3-6** zu sehen ist, entspricht im wesentlichen dem vorigen Aufbau. Wieder ist der Unterteil in den Oberteil verschiebbar und auch die Zirkonoxidbeschichtung mit 0,4 mm Dicke ist identisch. Der Unterschied liegt in einer Verstärkung des Prüfkörperunterteils. Dabei wurde die Kante auf der Unterseite massiver ausgeführt um die Erstarrung in diesem Bereich zu forcieren und somit eine gleichmäßigere Schalendicke ohne lokale Schwachstellen zu erzeugen. Diese Idee ist nicht neu sondern wurde bereits in der Vergangenheit umgesetzt aber im Laufe der Zeit wieder verworfen, da es nur zu minimaler Verbesserung der Erstarrung führte.



**Abbildung 3-6:** Prüfkörpergeometrie A2.

Diese beiden Varianten sind bereits bei zahlreichen SSCC – Versuchen verwendet worden. Dabei konnten die ersten Ergebnisse für Kontraktionskräfte sowie auch Kontraktionswege gewonnen werden. Der Nachteil dieser Außenkontur lässt sich in der folgenden **Abbildung 3-7** erkennen. Die geometrische- bzw. auch thermische- Kerbe, die zwischen Prüfkörperoberteil und –unterteil entsteht, kann eine unregelmäßige Erstarrung in

diesem Bereich verursachen. Die **Abbildung 3-7** zeigt den Spalt bevor die Dichtschnur angebracht wurde. Des Weiteren sind die komplexen Zusammenhänge in diesem Bereich für etwaige Erstarrungsberechnungen und Erstarrungssimulationen nur schwierig abzubilden. Aus diesen Gründen sowie der Grundidee – den die Prüfkörpergeometrie so einfach wie möglich – zu halten wurde im Rahmen dieser Arbeit die folgende Variante entwickelt.



**Abbildung 3-7:** Prüfkörpervariante A2 - Unteransicht (ohne Dichtmaterial).

### 3.2.3 Prüfkörpervariante B

Um den vorhin genannten Schwierigkeiten zu entgehen wurde ein Prüfkörper wie in der Zusammenstellung in **Abbildung 3-8** entwickelt. Die Besonderheit dieser Variante ist, dass sowohl Prüfkörperober- sowie -unterteil dieselben Aussendurchmesser besitzen und somit keine Abstufung mehr vorhanden ist. Um nun eine Wärmeausdehnung kompensieren zu können wurde ein elastisches hochtemperaturbeständiges Keramikfaserpapier (Altra KP 1600) verwendet. Die Einsatztemperatur dieses Materials liegt bei 1600° C und weist auch bei längerer Verweildauer in der Schmelze keinen Zerfall auf. Weitere Kennwerte des Keramikfaserpapiers sind dem Datenblatt im **Anhang A** zu entnehmen. Es wurden wie in **Abbildung 3-9a** zu sehen jeweils zwei kreisrunde Ringe ausgestanzt und zwischen die Prüfkörperhälften positioniert. Um zu überprüfen ob der Abstand von ca. 2 mm ausreichend ist um keine Kraft zu übertragen wurden der Prüfkörper wie auch bei Schmelztauchversuchen montiert und anschließend induktiv erwärmt. Dabei wurde die Innentemperatur sowie die Kraft mittels der SSCC – Apparatur gemessen. In **Abbildung 3-9b** ist zu sehen, dass bis über 700° C Prüfkörpertemperatur kein Kraftanstieg und somit keine Kraftübertragung zwischen Ober- und Unterkörper vorhanden ist. Ab 180 Sekunden ist eine Kraftänderung zu erkennen, die obwohl die induktive Wärmeeinbringung verringert wurde, kontinuierlich ansteigt. Der Grund dafür ist die Erwärmung der Kraftmessdose die durch Wärmeleitung über den Schaft des Prüfkörpers erzeugt wird. Da



die Tauchversuche in der Regel zwischen 25 und 30 Sekunden dauern ist so eine indirekte Beeinflussung der Messung nicht möglich. Somit kann die Prüfkörpervariante B ohne geometrische Kerbe die Wärmeausdehnung des Prüfkörpers mit Hilfe des Keramikfaserpapiers kompensieren.

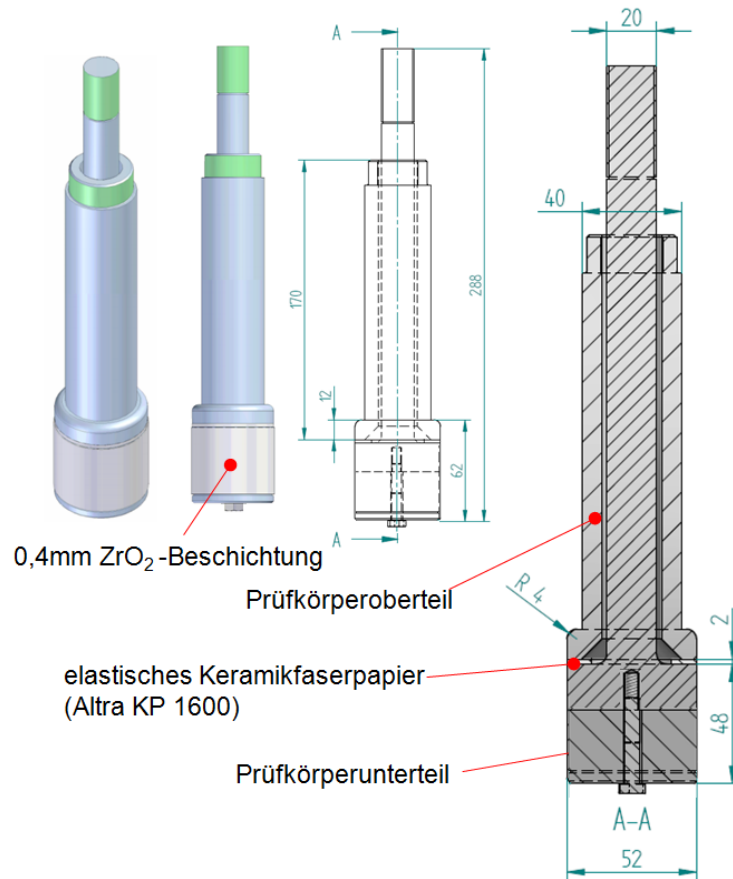


Abbildung 3-8: Prüfkörpergeometrie B.

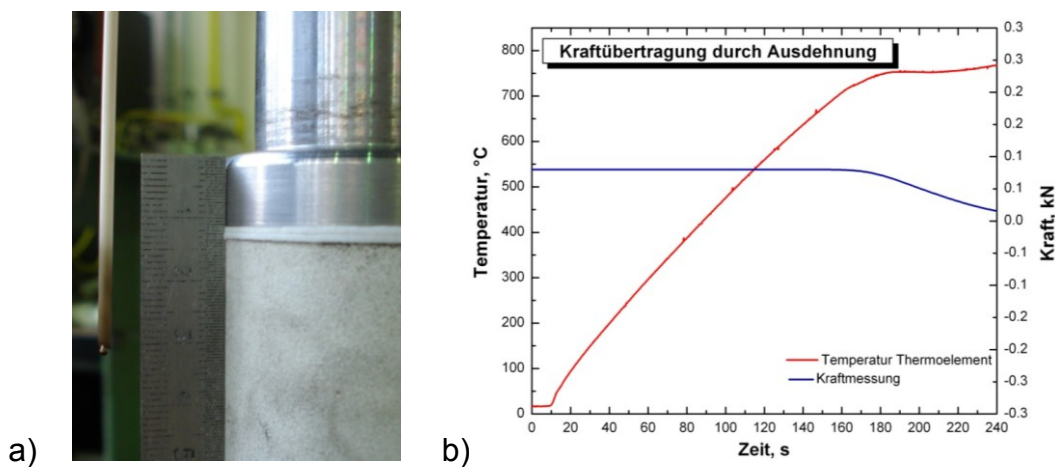
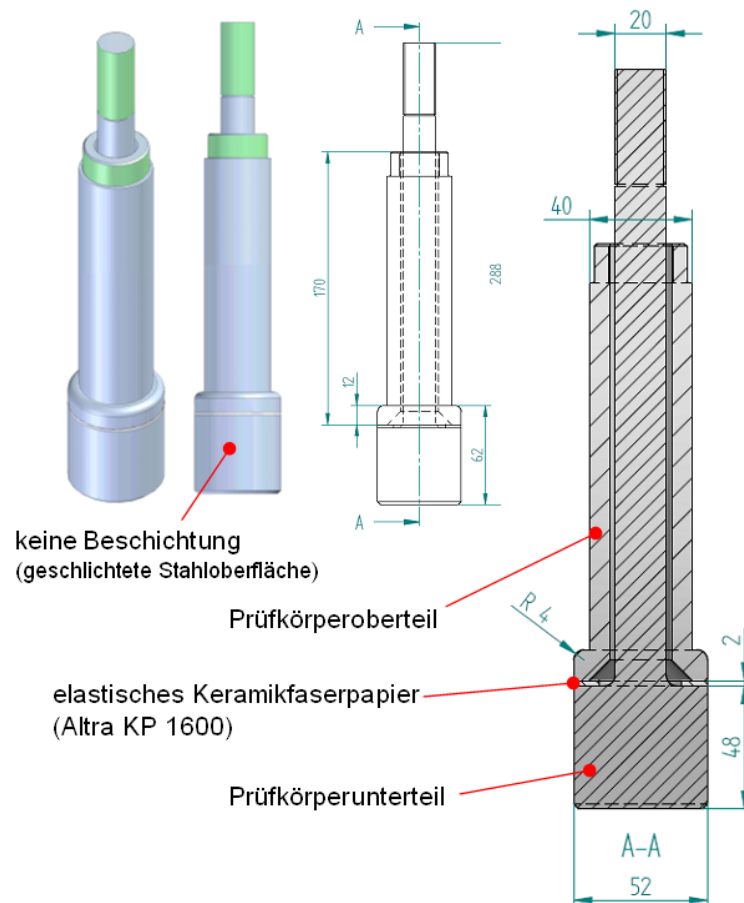


Abbildung 3-9: a) Prüfkörper mit beigelegtem Keramikfaserpapier b) Versuchsergebnisse für die induktive Prüfkörpererwärmung.

### 3.2.4 Prüfkörpervariante C

Als weitere Änderung am Prüfkörper wurden die Variante B unbeschichtet verwendet. Die geschichtete Stahloberfläche einerseits bedeutet eine erhöhte Wärmeabfuhr und folglich eine beschleunigte Erstarrung. Aus diesen Gründen ist ein veränderter Kraftaufbau der Schale zu erwarten. Des Weiteren wurden auch vier Prüfkörperunterteile verwendet, wie in der Zusammenstellung **Abbildung 3-10** zu sehen ist, die aus einem Teil gefertigt wurden. Das bedeutet es sind keine Thermoelemente im Inneren eingebaut worden und die Unterteile besitzen somit auch keine Teilungsebene wie es bei vorigen Varianten der Fall war. Damit kann ein Einfluss der Teilungsebene auf die Schalenausbildung ausgeschlossen werden. Auch hier wurde wieder das elastische Keramikfaserpapier (Altra KP 1600) zwischen die Prüfkörperhälften positioniert wie in **Abbildung 3-11** dargestellt.



**Abbildung 3-10:** Prüfkörpergeometrie C.

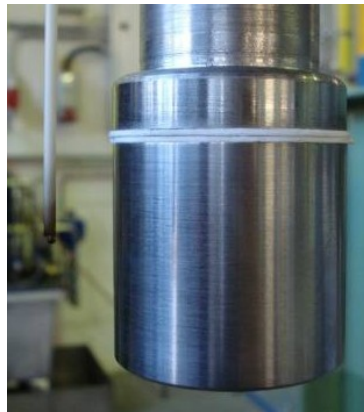




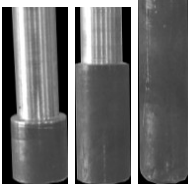


Abbildung 3-11: Unbeschichteter Prüfkörper mit beigelegtem Keramikfaserpapier.

### 3.3 Versuchsmatrix, Analysen und Versuchsparameter

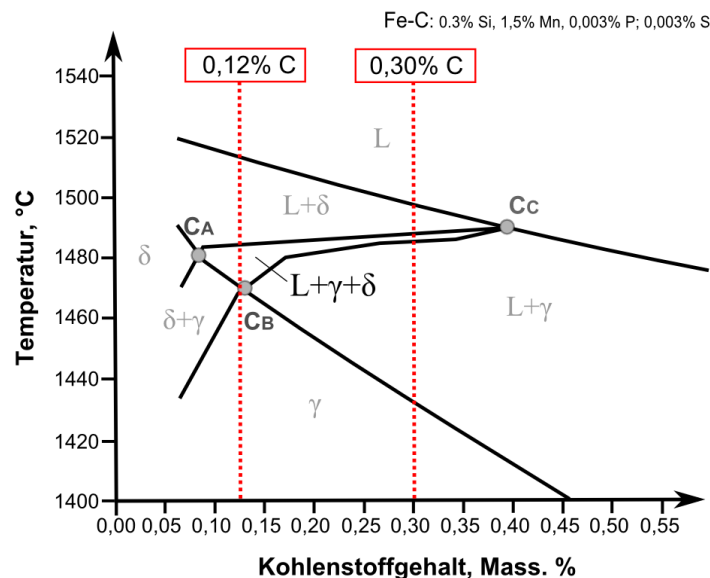
Die durchgeführten Versuchsserien wurden nach der verwendeten Prüfkörpergeometrie benannt. Die Einzelnen Versuche sind weiter mit dem Kürzel V1...Vn in zeitlicher Abfolge gekennzeichnet. In der **Tabelle 3-1** sind nur Schmelztauchversuche ohne induktive erwärmte Prüfkörpertests angeführt.

Tabelle 3-1: Versuchsmatrix.

Bezeichnung	Serie A1	Serie A2	Serie B	Serie C	Serie D
Prüfkörper- geometrie					
Zirkonoxid- beschichtung	Ja	Ja	Ja	Nein	Nein
Versuche	A1-V1	A2-V1	(B-V0)	C-V1	D-V1
	A1-V2	A2-V2	B-V1	C-V2	D-V2
	A1-V3		B-V2	C-V3	D-V3
			B-V3	C-V4	
			B-V4	C-V5	
				C-V6	

In der Serie B befindet sich ein „Vorversuch“ – V0 der nachfolgend kurz erläutert wird, aber nicht in den nachfolgenden Ergebnissteil aufgenommen wurde. Des Weiteren wurde die in **Kapitel 2.4.2** vorgestellte Methode der „Dipping-Tests“ aufgegriffen und mit an den SSCC - Versuch angepassten Probenkörpern als Serie D durchgeführt. Dabei wurden drei unterschiedliche Geometrien verwendet die nachfolgend genauer beschrieben werden.

Die verwendeten Versuchslegierungen wurden für diese Arbeit auf zwei deutlich unterschiedliche Kohlenstofflagen beschränkt. Einerseits eine bereits aus früheren Versuchen häufig verwendete peritektische Legierung mit 0,12 %C; 0,3 %Si; 1,5 %Mn; 0,003 %P und %S. Die zweite Legierung ist mit 0,30 %C (ansonsten wie Legierung 1) im hyperperitektischen Bereich angesiedelt. Die Lage beider Versuchslegierungen ist dem mit IDS [6] berechneten Fe-C-Diagramm in **Abbildung 3-12** zu entnehmen.



**Abbildung 3-12:** Lage der verwendeten Versuchslegierungen im Fe-C-Diagramm.

Sämtliche Analysen der Endproben wurden mittels Funkenspektrometer im Anschluss an jede Versuchsserie gemacht. Dabei sind jeweils 3 Funken pro Probe gemittelt worden um etwaige Fehler aufgrund von Inhomogenitäten in der Probe zu vermeiden. Die Ergebnisse sind in **Tabelle 3-2** aufgelistet. Die vorhin genannten Soll-Analysen konnten in relativ engen Grenzen eingehalten werden. Als Ausreißer kann alleine der Versuch B-V0 bezeichnet werden. Dieser ist allerdings, wie vorhin erwähnt, als Vorversuch für die übrige Serie-B zu sehen und wurde aus diesem Grund nur grob auf Soll-Zusammensetzung legiert. Des Weiteren sind in der **Tabelle 3-2** Kohlenstoffäquivalente von Wolf [12], Howe [40] sowie Xia eingetragen [17].

Tabelle 3-2: Analysen der Versuchlegierungen.

Versuche	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al	Cp-Wolf	Cp-Howe	Cp-Xia
A1-V1	0,12	0,38	1,46	0,003	0,003	0,05	0,111	0,125	0,135
A1-V2	0,12	0,38	1,44	0,004	0,004	0,08	0,111	0,124	0,135
A1-V3	0,32	0,36	1,44	0,004	0,005	0,06	0,313	0,327	0,336
A2-V1	0,14	0,31	1,48	0,003	0,005	0,03	0,140	0,159	0,161
A2-V2	0,13	0,31	1,47	0,004	0,004	0,03	0,123	0,141	0,145
B-V0	0,19	0,48	1,53	0,003	0,004	0,04	0,156	0,169	0,202
B-V1	0,12	0,31	1,48	0,004	0,004	0,07	0,120	0,138	0,142
B-V2	0,12	0,31	1,63	0,004	0,004	0,08	0,120	0,141	0,142
B-V3	0,33	0,30	1,43	0,004	0,005	0,10	0,325	0,343	0,345
B-V4	0,30	0,33	1,38	0,005	0,006	0,11	0,295	0,311	0,317
C-V1	0,11	0,34	1,53	0,003	0,002	0,05	0,106	0,134	0,139
C-V2	0,13	0,33	1,50	0,003	0,002	0,07	0,125	0,158	0,161
C-V3	0,12	0,32	1,49	0,003	0,003	0,06	0,121	0,155	0,159
C-V4	0,30	0,36	1,46	0,003	0,003	0,06	0,293	0,327	0,335
C-V5	0,32	0,33	1,51	0,004	0,003	0,04	0,314	0,351	0,355
C-V6	0,30	0,31	1,47	0,004	0,003	0,05	0,294	0,331	0,333
D-V1	0,11	0,42	1,51	0,004	0,005	0,03	0,09	0,106	0,122
D-V2	0,32	0,36	1,37	0,004	0,005	0,06	0,307	0,321	0,332
D-V3	0,12	0,35	1,54	0,003	0,002	0,07	0,115	0,143	0,149

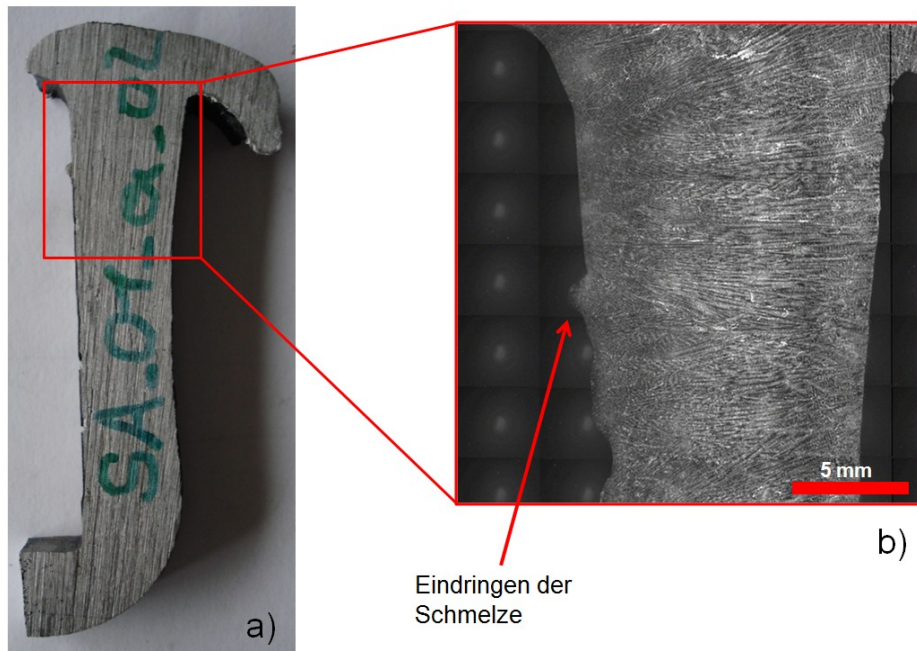
Die Versuchsparameter sind in **Tabelle 3-3** aufgeführt. Dabei wurde die Tauchzeit für beschichtete Prüfkörper auf 30 Sekunden und für Unbeschichtete auf 25 Sekunden gewählt um ähnliche Schalendicken zu erzeugen. Anhand der Soll-Zusammensetzung wurde die Liquidustemperatur bestimmt und eine Überhitzung von 25° C bis 30° C für den Versuch vorgeschrieben. Die Temperaturmessung der Schmelze während des Versuches abzüglich der tatsächlichen Liquidustemperatur für die Endanalysen führen zu den in der **Tabelle 3-3** gelisteten Überhitzungen. Es ist zu bemerken, daß die Messung A1-V1 fehlerhaft ist, da eine Überhitzung von 2,3° C nicht realistisch ist. Ansonsten ist die Schwankungsbreite durch eine schwierige Temperaturregelung des Induktionsofens während des Versuches zu erklären. Zwischen Messung der Schmelztemperatur mittels Elektro-Nite Messlanze und dem Eintauchen wird der Ofen nur wenige Sekunden angesteuert um durch die Konvektion der Schmelze die Badoberfläche von Schlackeresten zu befreien. Dabei kann sich in der Zwischenzeit ein Temperaturgradient in der Schmelze einstellen der nicht exakt vorherbestimmt werden kann.

Tabelle 3-3: Versuchsparameter der Schmelztauchversuche.

Versuche	Tauchzeit [s]	T <sub>Tauchtemperatur</sub> [° C]	T <sub>Liquidus</sub> [° C]	T <sub>Überhitzung</sub> [° C]
A1-V1	30	1519,2	1516,7	2,3
A1-V2	30	1539,4	1516,8	22,6
A1-V3	30	1515,1	1500,7	14,4
A2-V1	30	1537,6	1515,3	22,3
A2-V2	30	1556,0	1516,5	39,5
B-V0	30	1539,7	1509,3	-
B-V1	30	1554,0	1516,8	37,2
B-V2	30	1552,2	1516,3	35,9
B-V3	30	1532,0	1500,6	31,4
B-V4	30	1549,0	1502,0	47,0
C-V1	25	1553,4	1516,5	36,9
C-V2	25	1537,6	1515,0	22,6
C-V3	25	1543,7	1515,0	28,4
C-V4	25	1527	1500,4	26,6
C-V5	25	1535	1499,1	35,9
C-V6	25	1547	1501,3	45,7
D-V1	10	-	1516,5	-
D-V2	10	-	1500,9	-
D-V3	10	-	1514,5	-

### 3.4 Vorversuch-V0 für Versuchsserie B

Wie bereits besprochen ist der Versuch B-V0 als Vorversuch für die weiteren Versuche der B-Serie zu sehen. Dabei wurde der Prototyp der Prüfkörpervariante B verwendet, der auch wie in **Kapitel 3.2.3** beschrieben für den Kompensationstest der Wärmeausdehnung eingesetzt wurde. In diesen erste Versuchskörper ohne Abstufung wurde ein anderes Keramikfaserpapier als bei den folgenden Versuchen eingebaut. Dieser Material ist laut Hersteller auf eine Einsatztemperatur von 1350° C begrenzt, was zum eindringen der Schmelze in den Spalt zwischen Prüfkörperober- und -unterteil führte, wie in **Abbildung 3-13b** zu sehen ist.



**Abbildung 3-13:** a) Schalenelement des Versuches B-V0 (mit interner Bezeichnung d. LfM) b) Bereich zwischen Ober- und Unterteil des Prüfkörpers (Pikrinsäure geätzt).

Für die weiteren Versuche wurde auf das Keramikfaserpapier Altra KP1600 umgestellt, welches für Hochtemperaturanwendungen bestens geeignet ist.

Die Ergebnisse der SSCC- Versuche für die unterschiedlichen Prüfkörpergeometrien sind im folgenden Kapitel beschrieben. Dabei werden die aufgezeichneten Kraftkurven analysiert und der Geometrieinfluss diskutiert.

## 4 Experimentelle Ergebnisse der SSCC – Versuche

Die Ergebnisse der im vorigen Kapitel erläuterten Versuchsserie sind nachfolgend dargestellt. Die Interpretationen der aufgezeichneten Kontraktionskraftverläufe bezüglich des Erstarrungsverhaltens werden dabei in den Mittelpunkt gestellt. Des Weiteren werden die Ergebnisse aus den Schalendickenvermessungen mit einer eindimensionalen Erstarrungsberechnung verglichen und abschließend zusätzlich für eine zweidimensionale Betrachtung mittels Calcosoft-2D<sup>®</sup> simuliert.

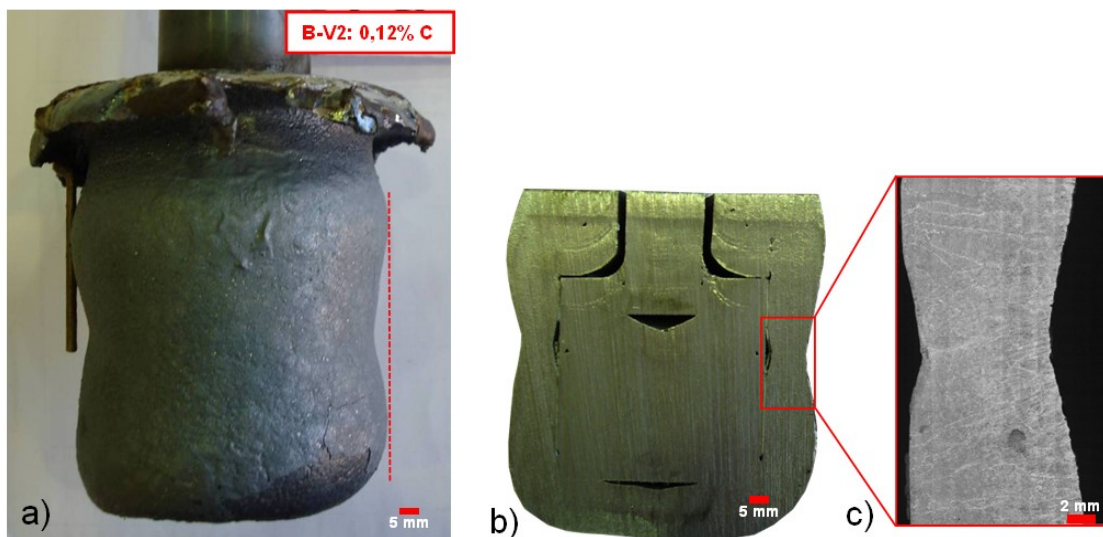
### 4.1 Analyse der vereinzelt auftretenden Schalenabhebungen

Bei einzelnen Tauchversuchen ist es zu starken Einziehungen bzw. Abheben der Schale vom Prüfkörper gekommen. Dieses Phänomen ist unabhängig von der Legierungslage (bei 0,12 %C sowie auch bei 0,30 %C) aufgetreten und führt zu deutlich niedrigeren Kontraktionskräften. **Abbildung 4-1a** zeigt den gesamten Prüfkörper des Versuches B-V2, der erhebliche Einziehungen der Schale um den gesamten Umfang aufweist. Das Abheben der Schale vom Prüfkörper ist deutlich in **Abbildung 4-1b** und **4-1c** zu erkennen. Das lässt darauf schließen, dass sich bereits zu einem frühen Erstarrungszeitpunkt ein Luftspalt gebildet hat. Durch die in diesem Bereich verminderte Wärmeabfuhr wurde das



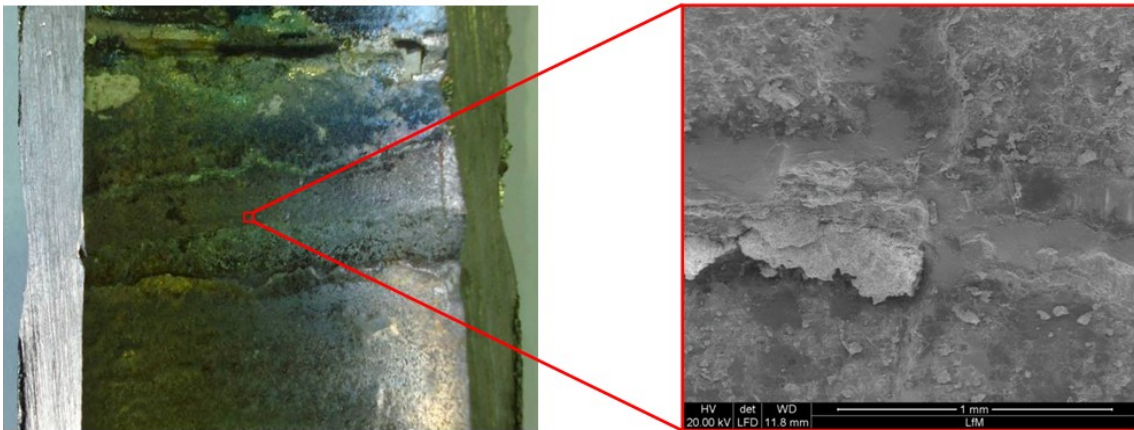
Schalenwachstum verringert und führte zu einer wesentlich dünneren Schale. Dies spiegelt sich auch in den Kontraktionskraftverläufen, in **Kapitel 4.3** deutlich wieder.

Diese Problematik beschränkte sich auf beschichtete Prüfkörper, die in dieser Arbeit bzw. in einer vorherigen unabhängigen Versuchsserie [41] verwendet wurden. Recherchen in früheren SSCC- bzw. SSCT-Versuchen zeigten, dass nie zuvor ähnlich massive Abhebungen erzeugt wurden. Auch bei Versuchen mit unbeschichteten Prüfkörpern sind keine Schalenabhebungen zu finden gewesen. Dies führt zur Annahme, dass die Ursache nicht die Erstarrungskontraktion sondern eine fehlerhafte Prüfkörperbeschichtung ist.



**Abbildung 4-1:** a) erstarre Schale Versuch B-V2 b) Halbschale mit Einziehung c) Detailaufnahme der Einziehung.

In **Abbildung 4-2** sind die Innenseite der Einziehungen sowie eine Detailaufnahme in diesem Bereich zu sehen. Die REM-Analyse der Oberfläche zeigt eine massive Oxidbildung in der auch Zirkonoxidpartikel zu finden waren. Dies führt zur Annahme, dass eine fehlerhafte bzw. verunreinigte Beschichtung zum Zeitpunkt des Eintauchens vorlag. Tatsächlich stammen alle verwendeten Prüfkörper aus demselben Beschichtungsauftrag und wurden fast drei Jahre lang zwischengelagert. Dem Anschein nach sind dadurch Mängel in der Beschichtung aufgetreten, was zu einem Abplatzen während des Versuches führen kann. Darum empfiehlt es sich auf eine kurzfristige Prüfkörperbeschichtung sowie kontrollierten Lagerungsbedingungen Wert zu legen oder auf eine Beschichtung zu verzichten.



**Abbildung 4-2:** Innenseite der Einziehung mit REM - Detailaufnahme.






Die bei SSCC-Versuchen auftretenden Kontraktionskräfte, werden wie bereits beschrieben durch eine Fixierung des Prüfkörperunterteils zum Oberteil erzeugt. Die Kontraktion der Schale wird behindert und die Kräfte dadurch auf den Prüfkörper übertragen. Um zu klären ob so eine Behinderung der Kontraktion eine Luftspaltbildung zur Folge haben kann, sind wie nachfolgend beschrieben „Dipping-Tests“ mit unterschiedlichen zylindrischen Prüfkörpern durchgeführt worden. Diese wurde metallographisch aufbereitet und mit den massiven Abhebungen verglichen worden.

## 4.2 Dipping – Tests mit zylindrischen Prüfkörpern

Die Dipping-Tests wurden in der Vergangenheit zur Untersuchung des unebenen Schalenwachstums bei peritektisch erstarrenden Kohlenstoffstählen entwickelt. Die Tauchkörper waren meistens ebene Platten wie sie auch Suzuki *et al.* [34] verwendete. Um festzustellen ob ein Abheben der Schale auch bei zylindrischen Prüfkörpern, wie die SSCC - Prüfkörper, auftritt wurden im Zuge dieser Arbeit drei einfache Dipping-Test-Tauchkörper ohne Beschichtung eingeführt die mit den verwendeten Versuchslegierungen in der **Tabelle 4-1** abgebildet sind. Dabei entspricht die *Geometrie-1* einem im Maßstab 1:3 verkleinerten SSCC-Prüfkörper (Aussendurchmesser = 20 mm). Bei der *Geometrie-2* wurde die Länge bis zur Abstufung verdoppelt. Zuletzt wurde noch ein einfacher zylindrischer Stab ohne Abstufung verwendet (*Geometrie-3*), um die freie Kontraktion (Annahme reibungslos) zu untersuchen. Um vergleichbare Bedingungen zu erhalten wurden jeweils drei Prüfkörper zeitgleich in die Schmelze getaucht. Die Tauchzeit wurde für alle Versuche mit 10 Sekunden

festgelegt. Dies konnte aufgrund des geringen Gewichtes und Berücksichtigung sämtlicher Vorsichtsmaßnahmen händisch erfolgen. Die Ergebnisse dieses einfachen und schnell durchzuführenden Versuches sind in den folgenden **Abbildungen 4-3** bis **4-5** zu sehen.

**Tabelle 4-1:** Versuchsmatrix der Dipping-Tests.

Versuche	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al	Geometrie 1	Geometrie 2	Geometrie 3
D-V1	0,11	0,42	1,51	0,004	0,005	0,03			
D-V2	0,32	0,36	1,37	0,004	0,005	0,06			
D-V3	0,12	0,35	1,54	0,003	0,002	0,07			

Die **Abbildungen 4-3** zeigt die zerschnittenen Proben der Versuche D-V1 und D-V2 (Geometrie-1). Exemplarisch ist ein Schliff (Pikrin-Ätzung) vergrößert dargestellt. Es ist ein deutlicher Unterschied in der Gleichmäßigkeit der Schalenentwicklung zwischen den beiden Kohlenstofflagen zu erkennen. Bei 0,11 %C ist über die Prüfkörperhöhe einer minimalen Abhebung zu erkennen, welche zu einer verminderten Schalendicke führte. An dieser Stelle haben auch die Kontraktionsspannungen ihr Maximum was einen Riss über den gesamten Schalenquerschnitt zur Folge hatte. Dagegen sind die Schalen mit 0,32 %C völlig rissfrei.

Im Vergleich dazu zeigen die Versuche mit der *Geometrie-2*, **Abbildungen 4-4**, wieder massive Risse bei 0,11 %C. Der doppelt so lange Prüfkörper zeigt über die Schalenhöhe mehrere Bereiche verminderter Erstarrung. Auch diese Versuche zeigen massive Risse an der schwächsten Stelle, welche sich bei allen Tests knapp unterhalb der Abstufung befindet. Im Vergleich dazu ist bei 0,32 %C lediglich ein Anriss an der Kante zu erkennen. Die Schale ist allgemein Dicker und weist keine Abhebungen auf. Dadurch sind auch keine Schwachstellen mit Durchrissen, wie bei den niederkohligen Versuchen zu finden.

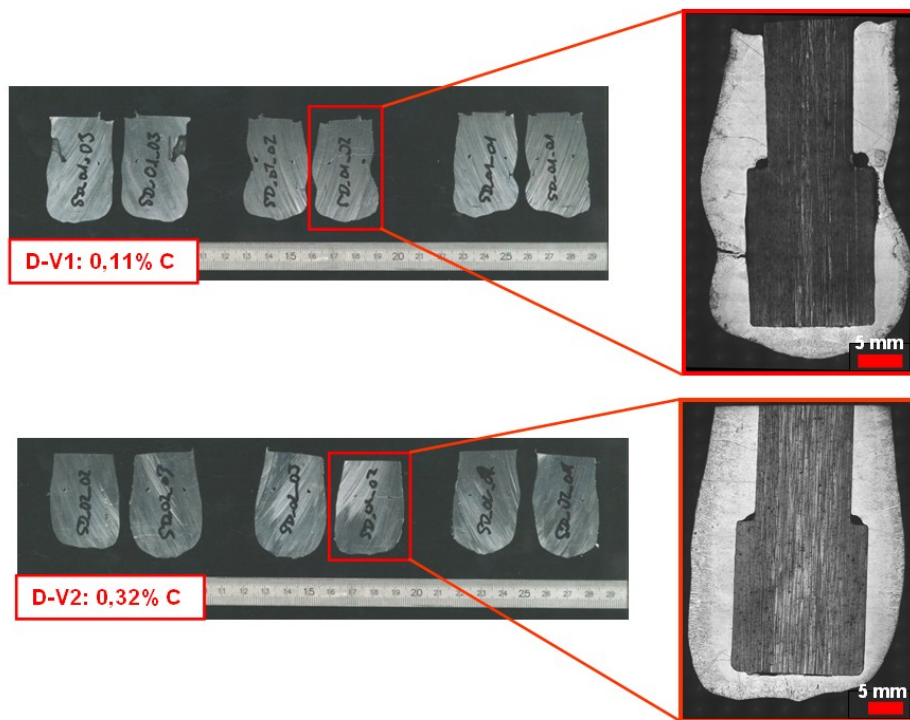


Abbildung 4-3: Vergleich der Geometrie-1 mit 0,11% und 0,32% C.

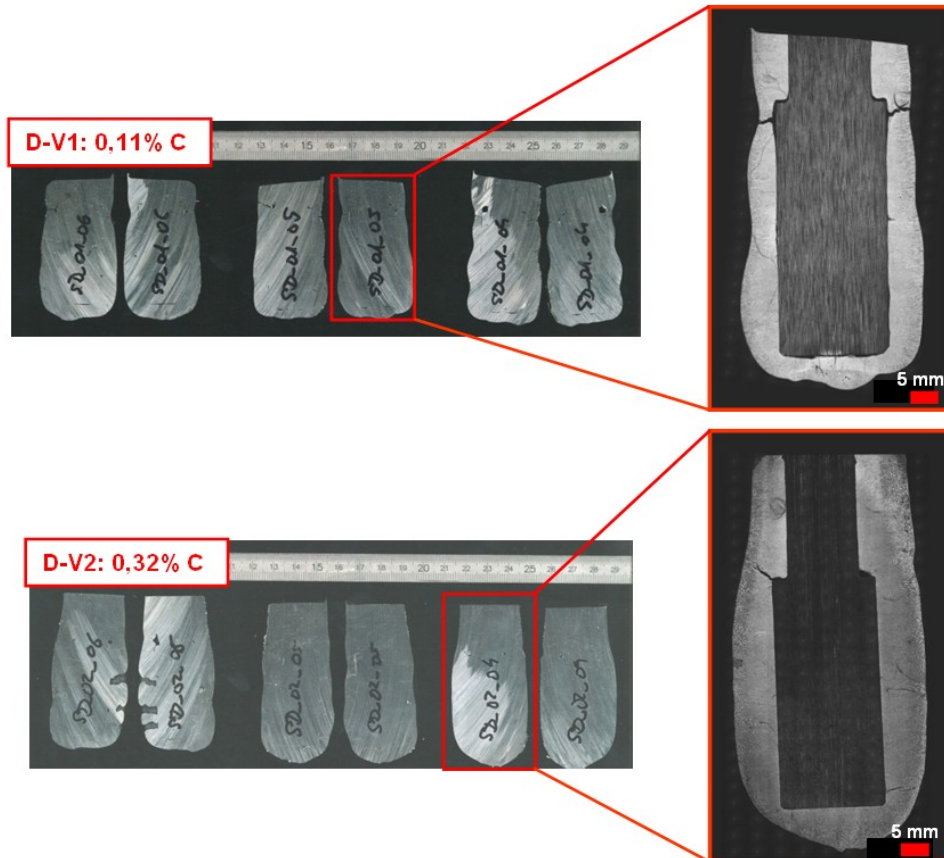
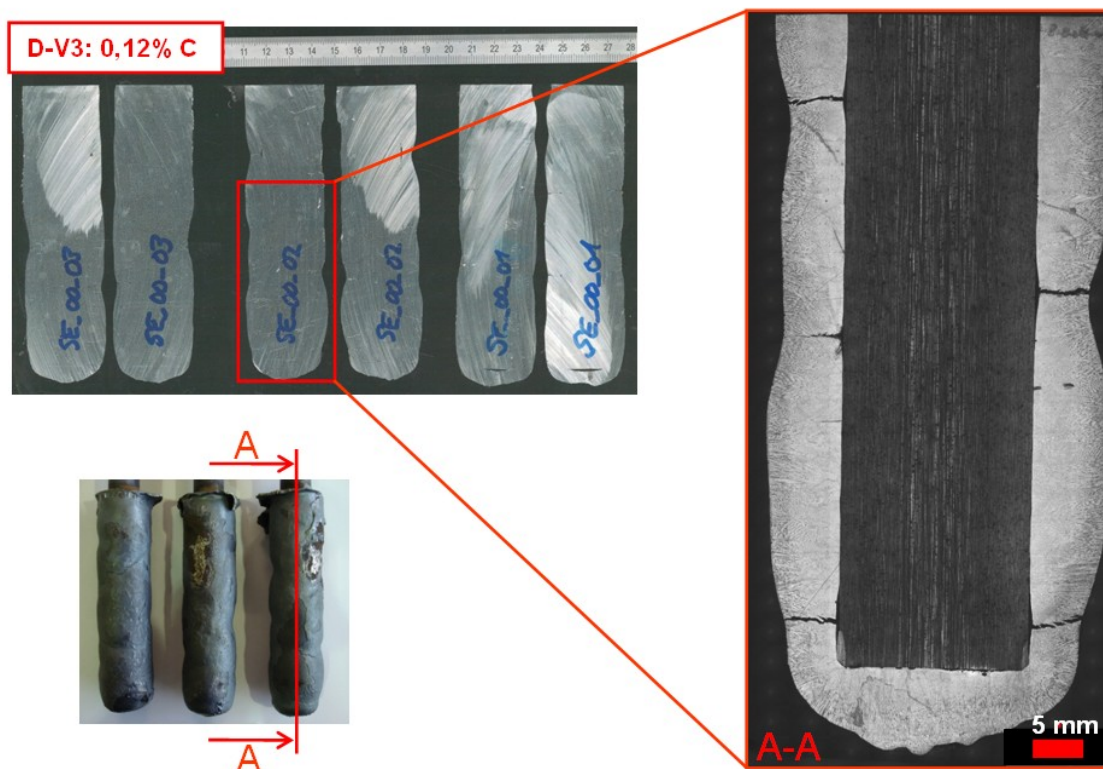


Abbildung 4-4: Vergleich der Geometrie-2 mit 0,11% und 0,32% C.



Wie bereits im vorigen Kapitel besprochen stellt sich die Frage, ob die Kontraktionsbehinderung bei den SSCC-Versuchen für diese vereinzelt massiven Schalenabhebungen verantwortlich sein kann. Nach den Ergebnissen der Dipping-Tests für eine dem SSCC-Prüfkörper ähnliche Geometrie-1 und -2 ergaben sich nur minimale Abhebungen bei 0,11 %C und keine bei 0,32 %C. Dagegen sind die, deutlich massiveren, Abhebungen bei den SSCC-Versuchen unabhängig von der Legierungslage aufgetreten. Um die erstarrende Schale ohne Behinderung kontrahieren zu lassen wurde zum Abschluss der Dipping-Test Serie auf die Abstufung des Prüfkörpers verzichtet und einfache Zylinderstäbe mit demselben Aussendurchmesser eingetaucht. Das Ergebnis in **Abbildungen 4-5** zeigt deutlich stärkere Abhebungen, als zuvor und auch zahlreiche Risse in diesen Bereichen. Diese bestätigt die Vermutung, dass eine fehlerhafte Beschichtung für die vereinzelt Abhebungen bei den SSCC-Versuchen verantwortlich ist.

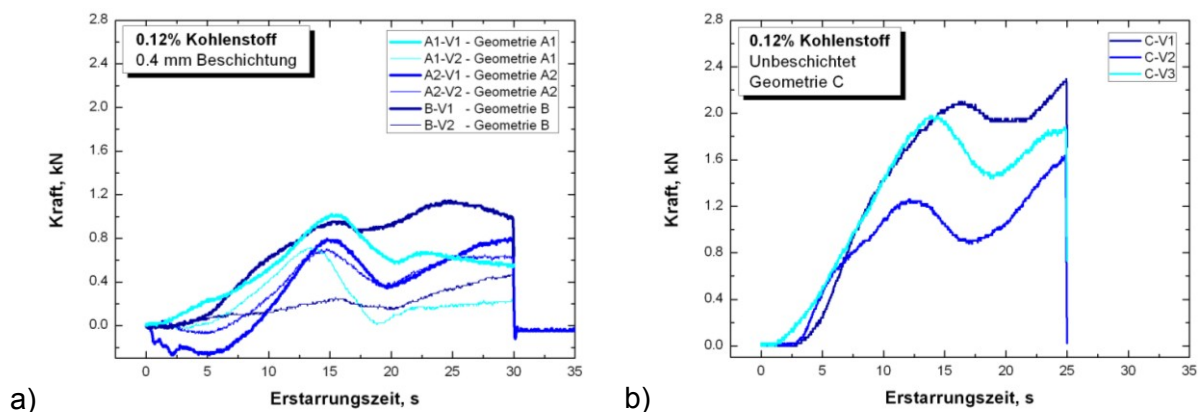


**Abbildung 4-5:** Ergebnis der Geometrie-3 mit 0,12% C.

Anhand dieser einfachen, schnellen und kostengünstigen Testmethode können deutliche Erstarrungsunterschiede zwischen beiden Legierungen anhand der Schalenuntersuchung gezeigt werden. Außerdem kann der Unterschied zwischen freier Kontraktion und einer Kontraktionsbehinderung (wie beim SSCC-Versuch) dargestellt werden.

### 4.3 Darstellung der Kontraktionskraftverläufe im Überblick

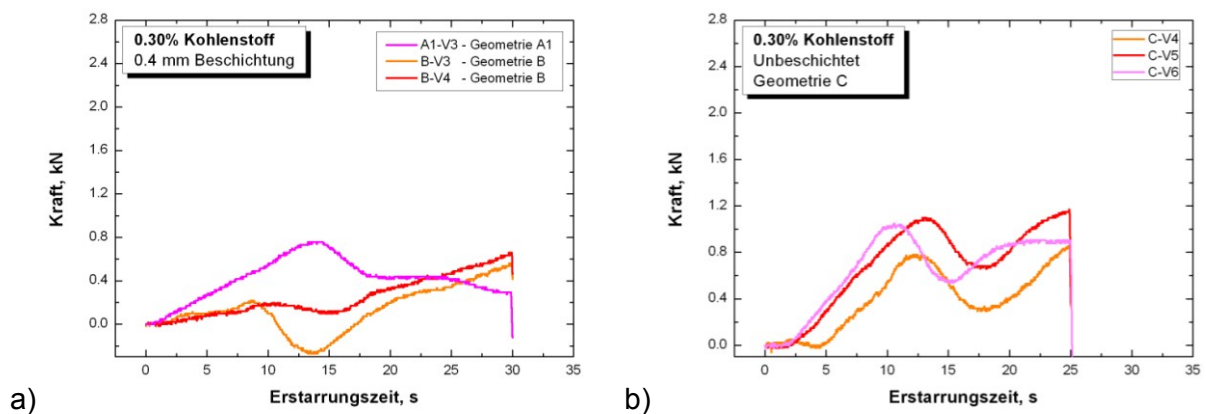
Im den folgenden Abbildungen sind sämtliche Kontraktionskraftmessungen in Abhängigkeit ihrer Zusammensetzung (0,12 %C oder 0,30 %C) und den Abkühlbedingungen (mit und ohne Beschichtung) dargestellt. Um die Aufzeichnungen miteinander vergleichbar zu machen wurde das programmierte Versuchende als Referenzpunkt bestimmt. Somit ist der Beginn der Kraftmessung 25 bzw. 30 Sekunden früher zu setzen. In der nachfolgenden **Abbildung 4-6a** sind sämtliche Versuche mit 0,12 %C mit beschichteten- und in **Abbildung 4-6b** mit unbeschichteten Prüfkörpern zeitlich passend übereinander gelegt. Auf die exakte Auswertung und den dafür verwendeten charakteristischen Punkten wird nachfolgend detailliert eingegangen. Wesentlich in dieser Gegenüberstellung sind die deutlich unterschiedlichen Maximalkräfte (1,0 kN mit Beschichtung und 2,0 kN ohne Beschichtung) sowie die vorhin beschriebene massive Schaleneinziehung, beim Versuch B-V2, die sich in einem minimalen Kraftaufbau widerspiegelt.



**Abbildung 4-6:** Kontraktionskraftverläufe für 0,12% C a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung.

In den **Abbildungen 4-7a** und **4-7b** sind die Versuche mit und ohne Beschichtung für 0,30 %C dargestellt. Auch hier zeigt sich wieder, wenn auch nicht so stark, dass die unbeschichteten Versuche zu höheren Kontraktionskräften führen. Der Versuch B-V4 zeigt wieder nur einen schwachen Kraftaufbau aufgrund einer Einziehung. Der Versuch B-V3 ist aufgrund eines ungenauen Prüfkörpereinbaues teilweise bei negativen Kräften. Die Ursache dafür ist ein zu kleiner Spalt zwischen Prüfkörperober- und -unterteil. Dadurch wurde die Keramikpapiereinlage vor dem Versuch bereits zu stark gepresst und konnte die Ausdehnung beider Prüfkörperhälften während des Tauchvorganges nicht kompensieren. Dadurch besteht zwischen Ober- und Unterkörper ein Kraftschluss (= Kontakt). Dies

wiederum führt dazu, dass nicht die Kontraktionskraft der erstarrenden Schale gemessen wird sondern eine Kraft, aufgrund der Prüfkörperausdehnung, in entgegengesetzte Richtung. Die Versuche in **Abbildungen 4-7b**, mit unbeschichteten Prüfkörpern, zeigen dagegen eine gute Übereinstimmung im Kraftaufbau und Maximum. Der Versuch C-V4 zeigt ab ca. 8 Sekunden eine abfallende Kraft. Der Grund dafür ist eine, bei der Prüfkörperpositionierung (Oberteil zu Unterteil), zu stark gepresste Keramikfasermatte. Diese konnte die Prüfkörperausdehnung nicht ausreichend kompensieren.



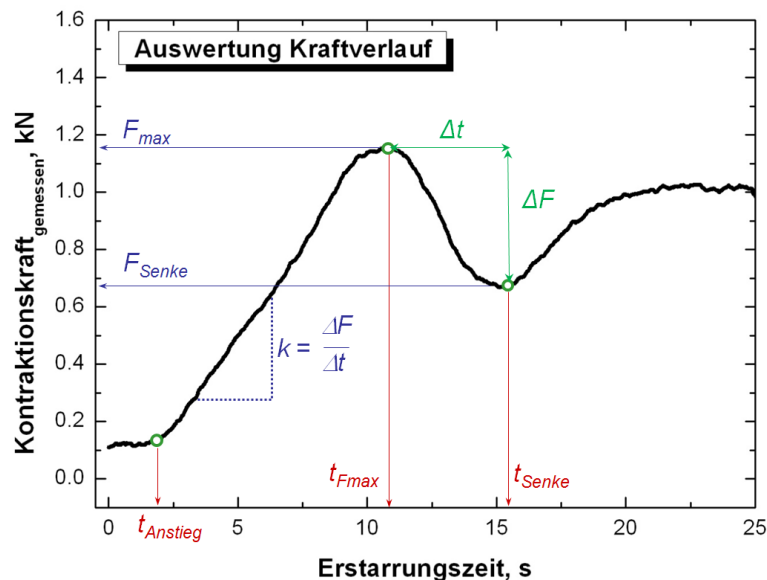
**Abbildung 4-7:** Kontraktionskraftverläufe für 0,30% C a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung.

Zusammenfassend lassen sich deutliche Unterschiede in den Kontraktionskraftverläufen zwischen 0,12 %C und 0,30 %C sowie beschichtet und unbeschichtet bereits aus dem Vergleich der Kontraktionskraftverläufe erkennen. Zum einen ergeben sich unterschiedliche Zeitpunkte des Kraftanstieges, dem Erreichen des Maximalwertes und dem darauf folgendem Absinken. Auch der Unterschied in der Steigung sowie der im Betrachtungszeitraum größten Kraft lässt Rückschlüsse auf das Erstarrungsverhalten zu und wird in der nachfolgenden Auswertung anhand charakteristischer Punkte diskutiert.

#### 4.4 Auswertung der Kontraktionskraftverläufe

In der **Abbildungen 4-8** ist ein typischer Kontraktionskraftverlauf dargestellt. Die Kraft zeigt zunächst keine Veränderung bis zum Zeitpunkt des Kraftanstieges,  $t_{Anstieg}$ . Die Schale ist ab diesem Punkt über die Prüfkörperhöhe geschlossen und kann Kräfte übertragen. Mit fortschreitender Erstarrung, sowie Temperaturänderung in der bereits erstarrten Schale, steigt die Kraft mit einer Steigung,  $k$  an. Dies geschieht bis das Maximum der Kontraktionskraft,  $F_{max}$  erreicht ist. Dieser Zeitpunkt wird als  $t_{Fmax}$  bezeichnet. Auch der Abfall

der Kraft nach dem Maximum ist typisch für die in dieser Arbeit aufgezeichneten Kontraktionskraftverläufe. Die Ursache lässt sich zum jetzigen Zeitpunkt noch nicht genau definieren. Prinzipiell kann eine auftretende Rissbildung zu einem Kraftabfall in dieser Form führen. Auch lassen sich Temperatureinflüsse nicht ausschließen. Die Charakteristik dieses Phänomens wird über den Zeitpunkt der Senke  $t_{Senke}$ , der dortigen Kraft  $F_{Senke}$ , sowie der Kraftdifferenz  $\Delta F$  zwischen Maximum und Senke und dem entsprechenden Zeitraum  $\Delta t$ .



**Abbildung 4-8:** Charakteristische Punkte des Kontraktionskraftverlaufes.

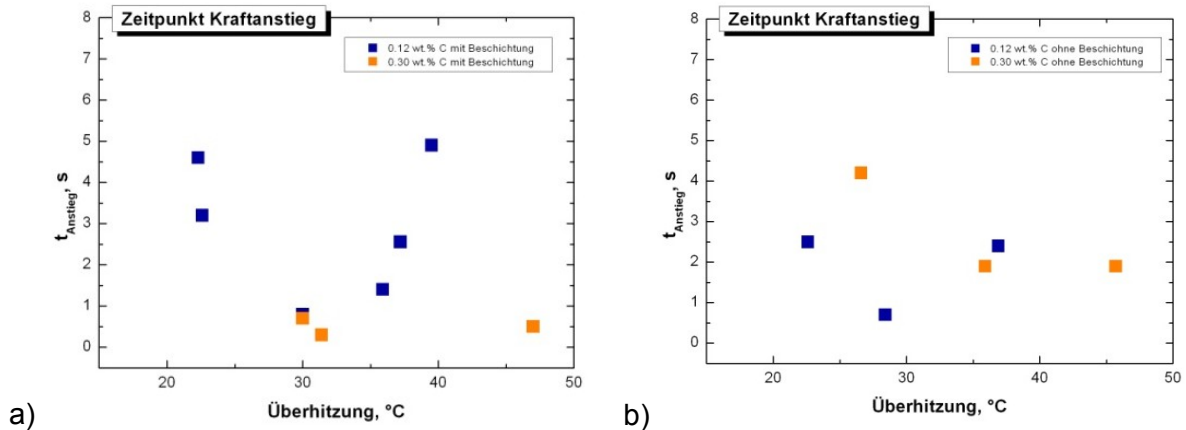
Zur Auswertung der Versuche wurden die vorhin definierten charakteristische Punkte herangezogen um Kontraktionsunterschiede zwischen 0,12 %C (Blau) und 0,30 %C (Orange) sowie Abkühlbedingungen (mit und ohne Beschichtung) deutlich zu machen. Dazu wurden alle definierten Punkte über der Überhitzung dargestellt.

#### 4.4.1 Charakteristische Zeitpunkte

In der **Abbildungen 4-9a** zeigt sich, dass bei 0,12 %C der Kraftanstieg,  $t_{Anstieg}$  später passiert, als bei 0,30% C für beschichtete Versuchskörper. Der Grund dafür ist eine ungenaue Bestimmung dieses Punktes, wie aus der **Abbildungen 4-7a** hervorgeht. Durch die sehr geringe Steigung lässt sich keine exakter Anstiegspunkt definieren. Ohne Beschichtung in **Abbildungen 4-7b** zu sehen ist dagegen ein deutlicher Beginn des Kraftaufbaus zu sehen. In **Abbildungen 4-9b** sind diese Punkte zusammengefasst. Entgegen der Erwartungen lassen sich keine eindeutigen Unterschiede zwischen 0,12 %C

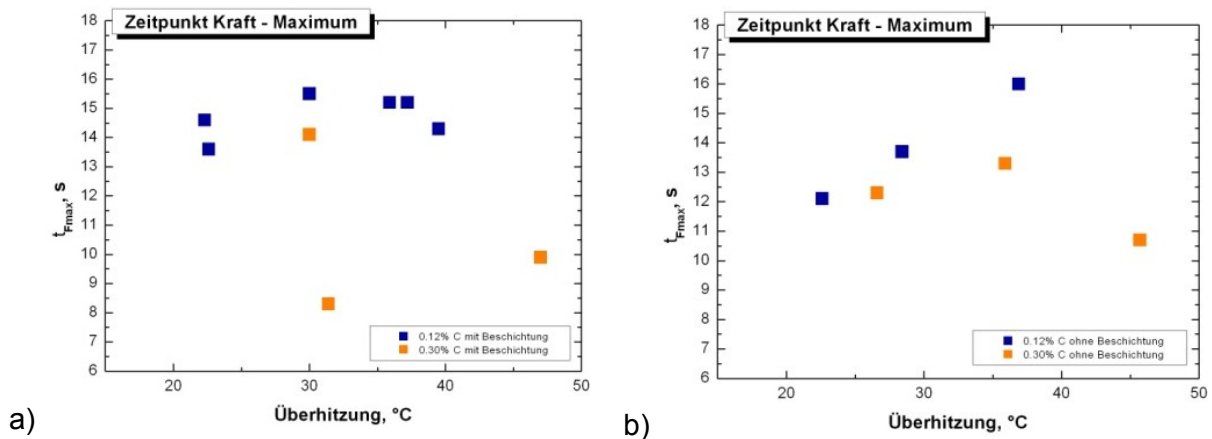


und 0,30 %C feststellen. Auch ein Überhitzungseinfluss kann in keinem Fall beobachtet werden. Allgemein lässt sich der Kontraktionsbeginn bei 2,5 bis 3 Sekunden nach Versuchsbeginn lokalisieren.



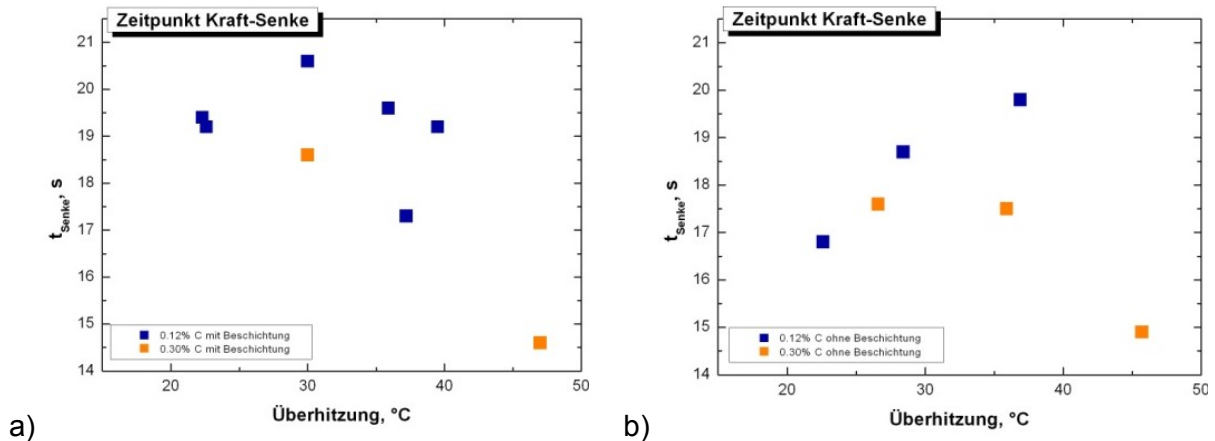
**Abbildung 4-9:** Auswertung des Zeitpunktes des Kraftanstieges a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung.

Das Erreichen des Kraftmaximums,  $t_{Fmax}$  in **Abbildungen 4-10a** und **Abbildungen 4-10b** ist bei 0,12 %C tendenziell später, wobei aber kein Einfluss der Beschichtung festzustellen ist. Die beiden Punkte in **Abbildungen 4-10a** für 0,30 %C, die deutlich früher die Maximale Kraft erreichen, sind wiederum auf massive Schalenabhebungen und somit geringe Kräfte zurückzuführen. Des Weiteren ist in dieser Abbildung kein Überhitzungseinfluss zu sehen. Im Gegensatz dazu zeigen die Versuche ohne Beschichtung in der **Abbildungen 4-10b** ein tendenziell späteres Erreichen des Kraft-Maximums bei 0,12 %C als bei 0,30 %C. Auch eine Verzögerung von  $t_{Fmax}$  lässt sich mit zunehmender Überhitzung beobachten.



**Abbildung 4-10:** Auswertung des Zeitpunktes des Kraftmaximums a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung.

Auch beim Zeitpunkt der Kraftsenke,  $t_{Senke}$  in den **Abbildungen 4-11a** mit Prüfkörperbeschichtung der und **Abbildungen 4-11b** ohne Beschichtung sind ähnliche Tendenzen wie bereits vorhin beim Zeitpunkt der maximalen Kraft zu erkennen. Auffällig ist das der Zeitraum,  $\Delta t$  zwischen  $t_{Fmax}$  und  $t_{Senke}$  bei allen Versuchen bei  $4,5 \pm 0,8$  Sekunden liegt. Besonders bei den unbeschichteten Versuchen wird diese Regelmäßigkeit deutlich.



**Abbildung 4-11:** Auswertung des Zeitpunktes des Kraftsenke a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung.

Abgesehen von charakteristischen Zeitpunkten lassen sich auch zugehörige Kontraktionskraftwerte miteinander vergleichen, um Unterschiede zwischen der Kohlenstofflage und den Abkühlbedingungen zu verdeutlichen.

#### 4.4.2 Charakteristische Kontraktionskraftwerte

Wesentlich Aussagekräftiger als die Zeitpunkte ( $t_{Anstieg}$ ,  $t_{Fmax}$  und  $t_{Senke}$ ) lassen sich die Kontraktionskraftwerte ( $F_{max}$ ,  $F_{Senke}$  und die Steigung  $k$ ) über die Überhitzung darstellen. In den **Abbildungen 4-12a** und **4-12b** sind die maximal erreichten Kräfte,  $F_{max}$ , während des Versuchszeitraums dargestellt. Wie schon aus den Kraftverläufen ersichtlich war sind bei unbeschichteten Prüfkörpern deutlich höhere Maximalkräfte bei Stählen im Bereich von 0,12 %C im Vergleich zu 0,30 %C gemessen worden. Des Weiteren könnte in **Abbildungen 4-12b** ein Überhitzungseinfluss gedeutet werden, was anhand der geringen Anzahl an Messungen aber nicht mit Bestimmtheit geklärt werden kann. Bei den Versuchen mit Beschichtung in **Abbildungen 4-12a**, ist eine durchschnittliche Maximalkraft bei 0,8 kN zu sehen die unabhängig von Zusammensetzung und Überhitzung konstant bleibt.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass ohne Beschichtung die Kraft für 0,12 %C auf ca. 2 kN und bei 0,30 %C ca. 1 kN erreicht.

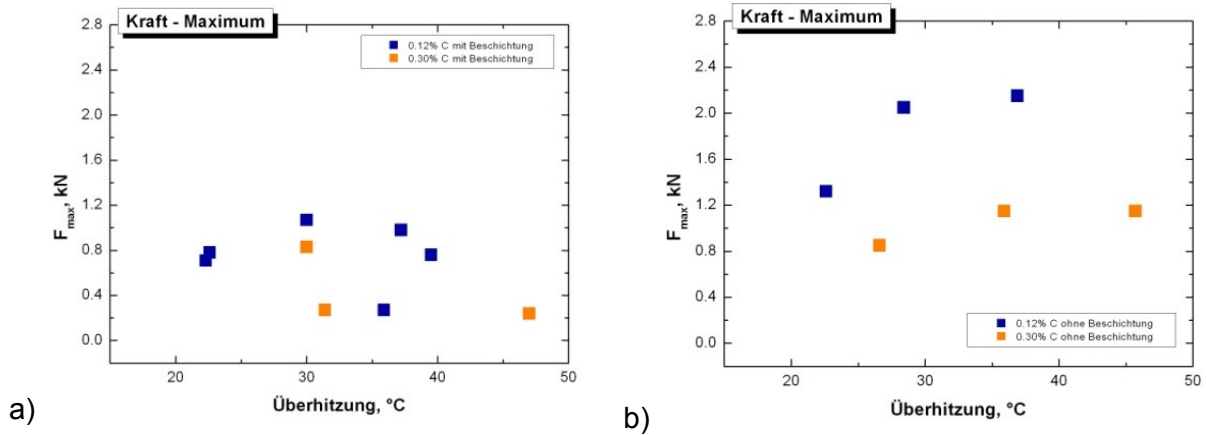


Abbildung 4-12: Auswertung der maximalen Kraft a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung.

Die in den **Abbildungen 4-13a** und **4-13b** dargestellten Werte für die Kontraktionskraft im Bereich der Senke,  $F_{Senke}$  verhalten sich proportional zum Kraftmaximum,  $F_{max}$ , ähnlich wie das auch der Fall für die entsprechenden Zeitpunkte war. Die Kraftdifferenz,  $\Delta F$  zwischen Kraftmaximum und Senke ist bei allen Versuchen in einem Bereich von  $0,36 \pm 0,18$  Sekunden. Dies lässt keine Erklärung des Krafrückganges im Zusammenhang mit der Legierung, Abkühlung und Überhitzung zu.

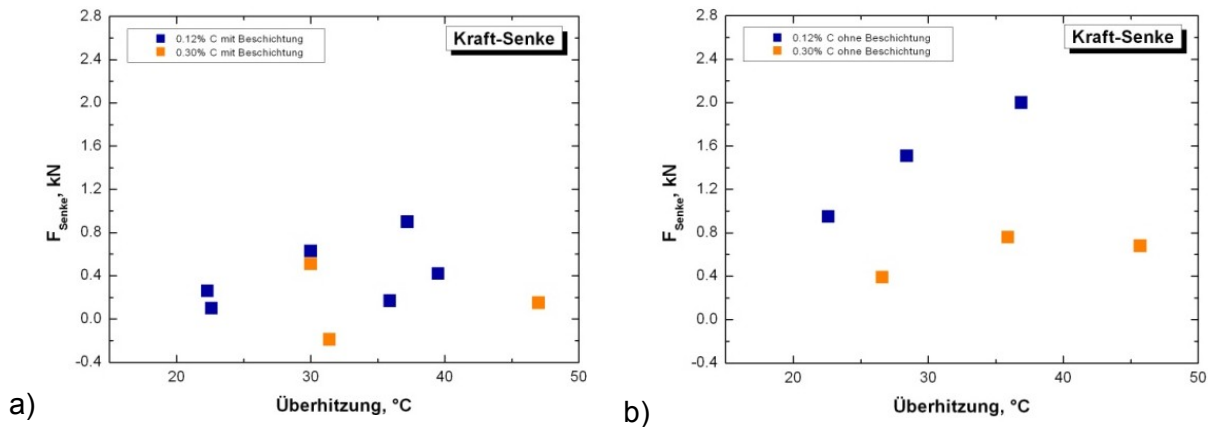
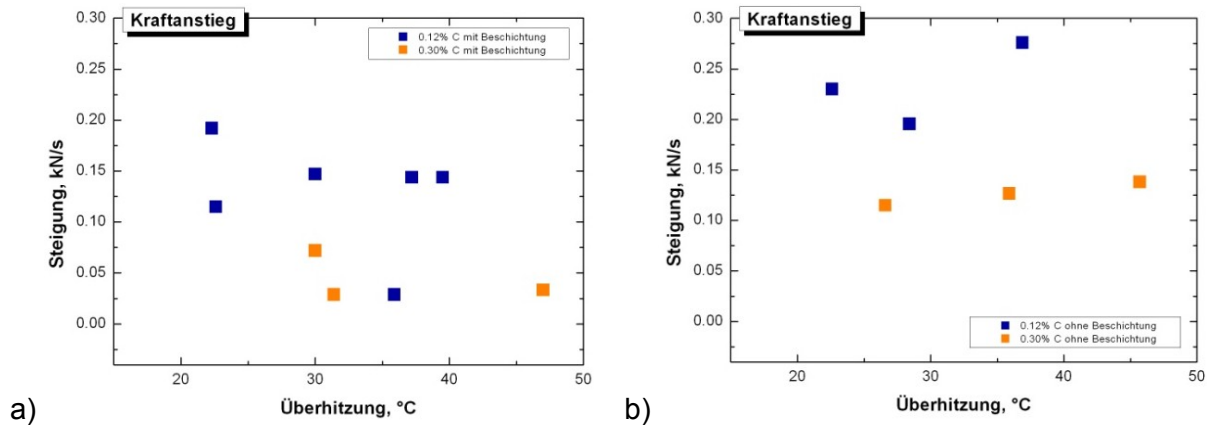


Abbildung 4-13: Auswertung Betrag der Kraft in der Senke a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung.

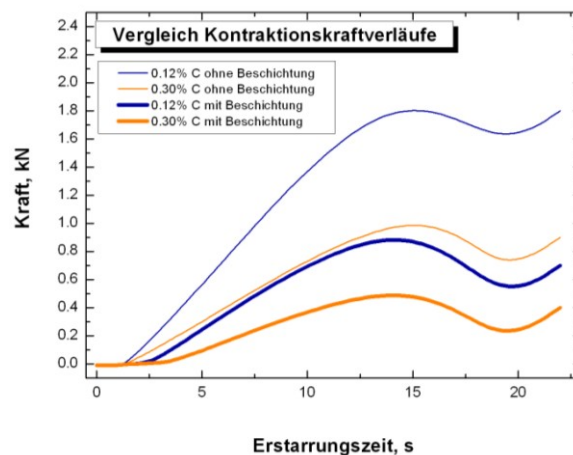
Die Steigung,  $k$ , der Kraft in der Einheit kN pro Sekunde wurde durch anlegen einer Tangente am Kraftanstieg bestimmt. Da in einigen Fällen (z.B.: B-V1, C-V2) die Steigung bis zum Kraftmaximum nicht konstant ist, wurde eine zweite Steigung eingeführt und die Gesamtsteigung aus dem Mittelwert dieser bestimmt. Die Ergebnisse dieses Vorgehens sind in der **Abbildung 4-14a** für Versuche mit unbeschichteten Prüfkörpern und in

**Abbildung 4-14b** für unbeschichtete dargestellt. Es zeigt sich in beiden Fällen, dass die Steigung bei Stählen mit 0,12 %C größer ist im Vergleich zu 0,30 %C. Dies wird besonders bei den Versuchen in **Abbildung 4-14b**, also bei unbeschichtete deutlich, wobei die mittlere Steigung bei 0,12 %C doppelt so groß als bei der Versuchlegierung mit 0,30 %C ist. Die Überhitzung scheint in diesem Fall keine Rolle zu spielen.



**Abbildung 4-14:** Auswertung des Kraftanstieges a) mit Beschichtung b) ohne Beschichtung.

Die Analyse der Kontraktionskraftverläufe kann wie folgt in der **Abbildung 4-15** zusammengefasst werden. Die Aufschlüsselung der charakteristischen Zeitpunkte ( $t_{Anstieg}$ ,  $t_{Fmax}$  und  $t_{Senke}$ ) lassen aufgrund der zahlreichen Einflussparameter kaum Unterscheidungen zwischen den Legierungen, den Abkühlbedingungen (beschichtet bzw. unbeschichtet) sowie der Überhitzung zu. Dagegen lassen das Kraftmaximum,  $F_{max}$  und die Steigung der Kraft deutliche Unterschiede zwischen beiden Legierungslagen erkennen. Besonders bei unbeschichteten Prüfkörpern kann aufgrund der deutlichen Unterschiede auf eine verbesserte Auflösung im Hinblick auf die chemische Zusammensetzung geschlossen werden.



**Abbildung 4-15:** Vergleich in den Kontraktionskraftverläufen.

In den vorhin betrachteten Kontraktionskraftverläufen spiegelt sich das unterschiedliche Schalenwachstum aufgrund der vorherrschenden Erstarrungsbedingungen wieder. Hohe Kühlraten, wie das bei den unbeschichteten Versuchen der Fall ist, führen im Vergleich zu beschichteten Versuchen zu einem schnelleren Schalenwachstum. In jedem Zeitpunkt der Erstarrung ist die Schalendicke verantwortlich für die erzeugte Kontraktionskraft. Das heißt konkret, aus einer dickeren Schale resultiert eine höhere Kraft. Somit lässt sich über die Kenntnis der Schalendicke auf die Kontraktion schließen.

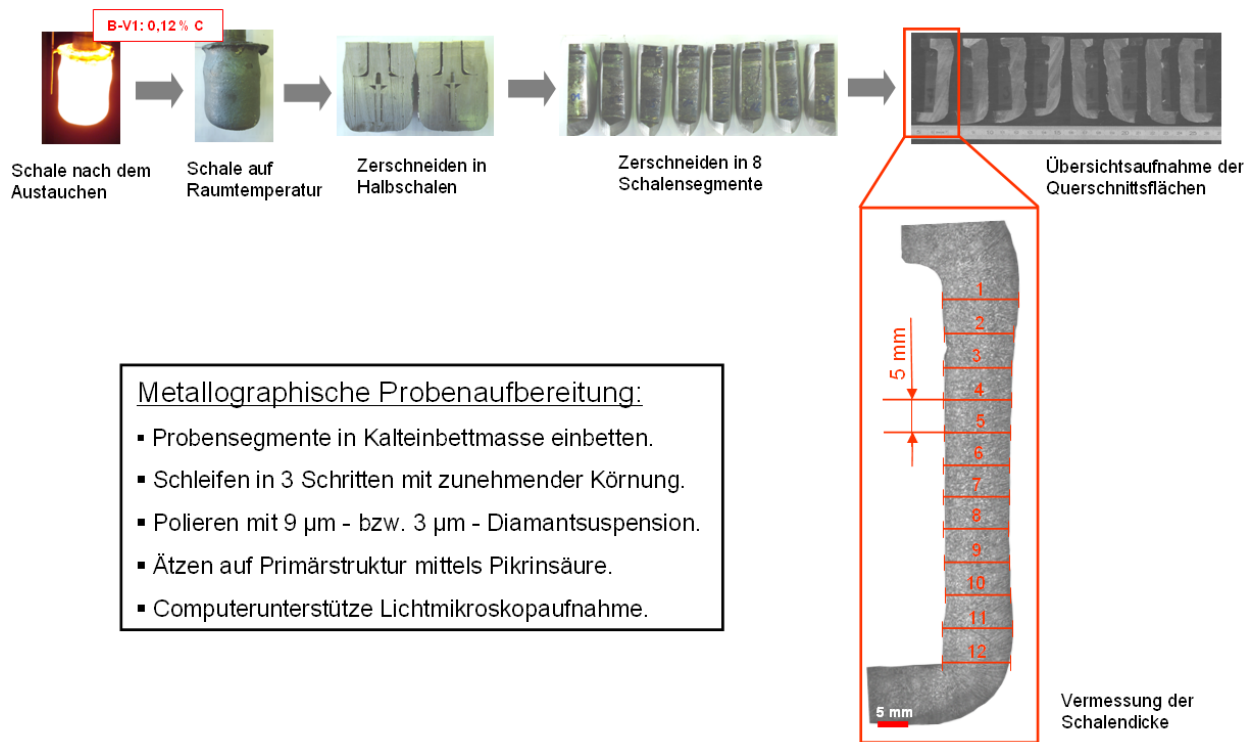
Mithilfe von Erstarrungsberechnungen kann der Verlauf des Schalenwachstums über einen Erstarrungszeitraum theoretisch ermittelt werden. Diese in **Kapitel 5** verwendeten ein- bzw. zweidimensionalen Modelle können über Endschalendickenmessungen validiert werden. Die Ermittlung dieser Schalendicken aus den SSCC-Versuchen wird nachfolgend beschrieben.

#### 4.5 Messung der Schalendicke

In der folgenden **Abbildung 4-16** ist der Ablauf der Schalendickenmessung sowie der Vorbereitungsarbeiten für den Versuch B-V1 exemplarisch dargestellt. Nach Versuchende wird der Prüfkörper über mehrere Stunden an Luft auf Raumtemperatur abgekühlt. Danach wird mittels Bandsäge der Schaft abgetrennt und der Prüfkörper halbiert. Das Zerschneiden in 8 gleich große Schalenelemente erfolgt durch eine Präzisionstrennmaschine. Die Proben werden weiter wie in **Abbildung 4-16** angeführt metallographisch für die Mikroskopaufnahme vorbereitet. Die Messung wurde wie eingezeichnet an 12 Stellen über die Schalenhöhe im Abstand von 5 mm durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Vorgehensweise sind als mittlere Schalendicke in der **Tabelle 4-2** zusammengefasst.

**Tabelle 4-2:** Gemessene mittlere Schalendicke.

Serie	A1			A2		B					C					
Versuch	V1	V2	V3	V1	V2	V0	V1	V2	V3	V4	V1	V2	V3	V4	V5	V6
<b>d<sub>Mittel</sub></b> [mm]	12,3	11,7	12,5	11,7	10,9	12,5	9,95	8,0	10,7	11,8	12,0	12,5	13,0	13,4	12,1	12,1



**Abbildung 4-16:** Probenaufbereitung zur Schalendickenvermessung.

Die Ergebnisse der Schalendickenvermessung werden nachfolgend aufgegriffen um sie mit den ein- sowie zweidimensionalen Berechnungen des Schalenwachstums vergleichen zu können. Für die eindimensionale Erstarrungsberechnung ist Schalendicke im Bereich des Messpunktes *Nr. 6* ausschlaggebend, da an dieser Stelle die für die Berechnung verwendete Temperaturmessung, siehe dazu **Abbildung 3-3**, durchgeführt wurde. Die Ergebnisse der Schalendicken für diesen Punkt sind **Tabelle 4-3** zu entnehmen.

**Tabelle 4-3:** Schalendicke an der Messstelle Nr. 6.

Serie	A1			A2		B					C					
	V1	V2	V3	V1	V2	V0	V1	V2	V3	V4	V1	V2	V3	V4	V5	V6
<b>d<sub>Nr. 6</sub></b> [mm]	11,2	11,0	12,9	11,7	10,9	11,8	9,95	8,0	10,0	9,7	14,5	13,8	13,4	14,4	13,5	13,3

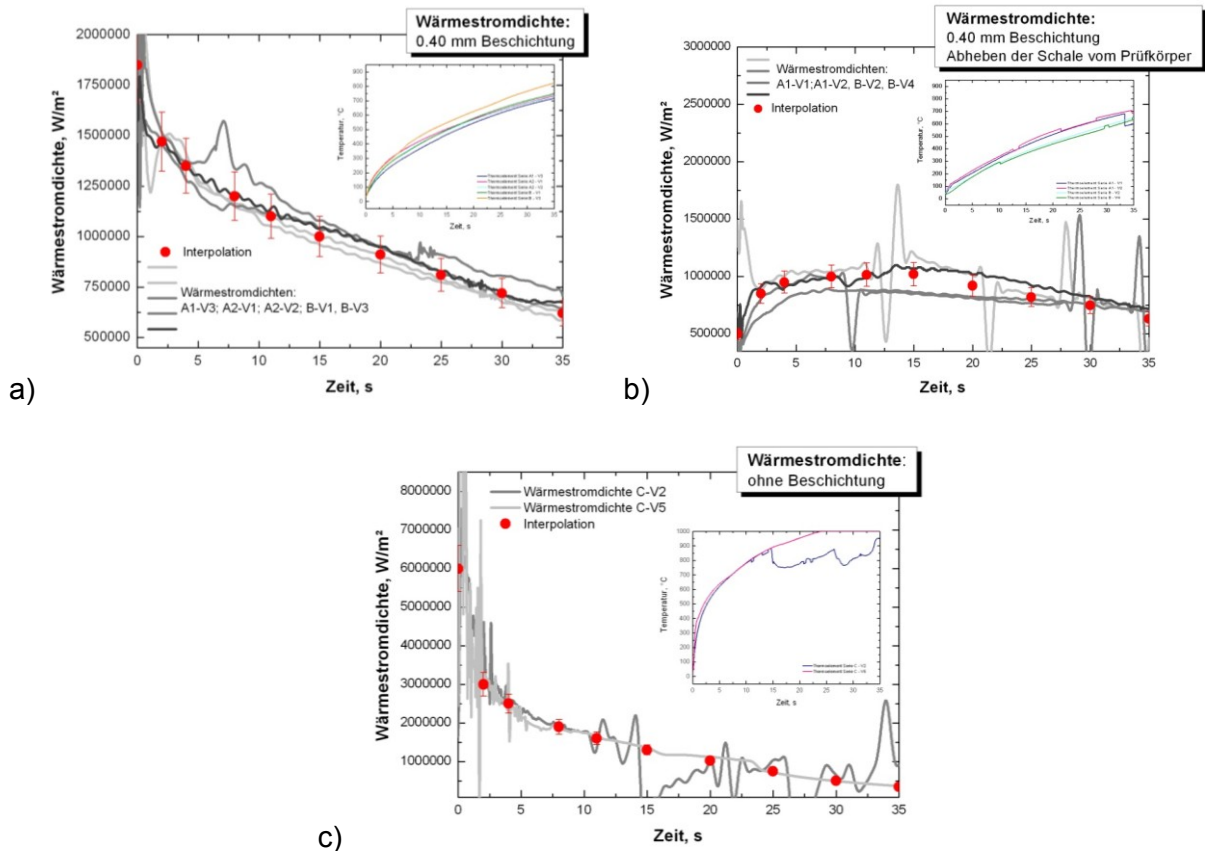
## 5 Berechnung der Schalendicke

Wie bereits in der Kontraktionskurvenauswertung hingewiesen wurde, ist die Kenntnis der Schalendicke sowie Phasenverteilung in der Schale nötig um den Verlauf der Kontraktionskraft interpretieren zu können. Dazu wurde zuerst eine eindimensionale Erstarrungsberechnung durchgeführt und die Ergebnisse mit den vorhin ermittelten Schalendicken, **Tabelle 4-3**, verglichen. Eine zweidimensionale Simulation mit der Software Calcosoft-2D<sup>®</sup> zeigt zusätzlich das Schalenwachstum nicht nur in einem Punkt, sondern über die gesamte die Prüfkörperhöhe. Diese Ergebnisse wurden ebenfalls mit den Messungen der Schalendicke verglichen.

### 5.1 Eindimensionale Erstarrungsberechnung

Die für die Erstarrungsberechnung notwendige Wärmestromdichte wurde aus den Prüfkörperinnentemperaturmessungen (2 mm unter der Oberfläche) Mithilfe eines inversen Algorithmus zur Lösung der eindimensionalen Wärmeleitgleichung berechnet [42, 43]. Die Temperaturmessungen sind im **Anhang B** sowie in den folgenden **Abbildungen 4-17a bis 4-17c** verkleinert dargestellt. In **Abbildung 4-17a** sind alle Wärmestromdichten für die Versuche mit beschichteten Prüfkörpern zu sehen. Die Interpolationspunkte entsprechen der für die Erstarrungsberechnung verwendeten Wärmestromdichte. Für diesen Fall beträgt die maximale Wärmestromdichte zu Versuchsbeginn etwa 1,8 MW/m<sup>2</sup>. In der **Abbildung 4-17b** sind jene Verläufe aufgetragen, bei denen aufgrund der Schalenabhebung (**Kapitel 4.1**)

stark verminderter Wärmestromdichten zu Versuchsbeginn vorhanden waren ( $0,5 \text{ MW/m}^2$ ). Dieser Umstand wurde für eine korrekte Erstarrungsberechnung ebenfalls als Eingangsparameter verwendet. Abschließend ist in **Abbildung 4-17c** die Wärmestromdichte für den unbeschichteten Prüfkörper dargestellt, der zu Beginn eine wesentlich höhere Wärmestromdichte von rund  $6 \text{ MW/m}^2$  aufweist.



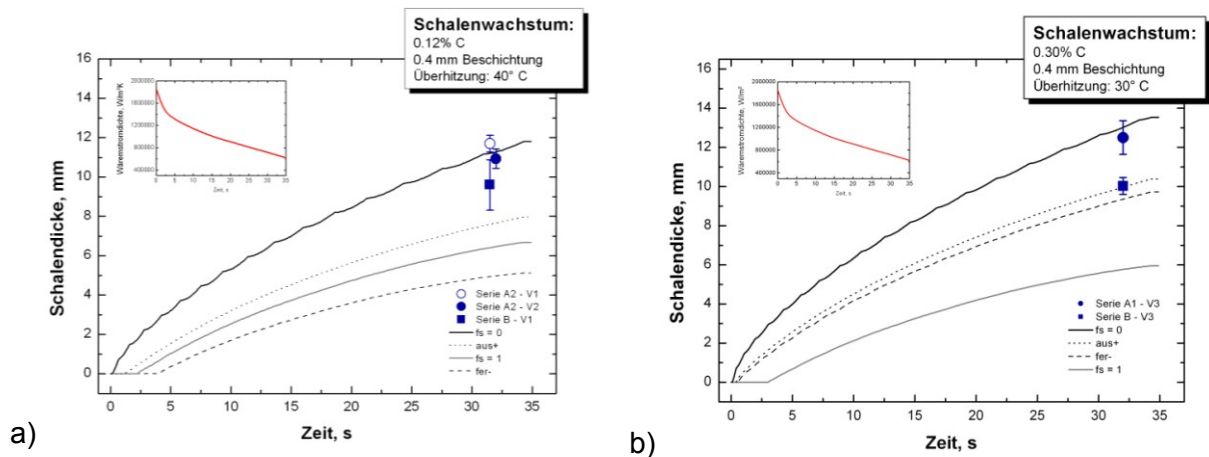
**Abbildung 5-1:** Berechnete Wärmestromdichten für a) 0,4 mm Beschichtung b) 0,4 mm Beschichtung mit Abheben c) ohne Beschichtung.

Die Berechnungen des Schalenwachstums wurden in Abhängigkeit der berechneten Wärmestromdichten und der gemessenen Überhitzungen durchgeführt. Die Ergebnisse sind in den **Abbildungen 4-18 bis 4-20** dargestellt. Die Diagramme zeigen den Verlauf der Schalendicke über die Erstarrungszeit. Dazu sind der Festkörperanteil  $f_s = 0$  sowie  $f_s = 1$  eingezeichnet. Des Weiteren ist der Beginn der  $\delta$ - $\gamma$ -Phasenumwandlung mit  $aus+$  sowie die vollständige Umwandlung in Austenit mit  $fer-$  gekennzeichnet. Die Unterschiede im Erstarrungsverhalten wurden bereits in **Kapitel 2.4** besprochen.

Die mittleren Schalendicken mit den sich aus der Messung ergebenden Standardabweichungen sind in die berechneten Diagramme eingetragen. Für die



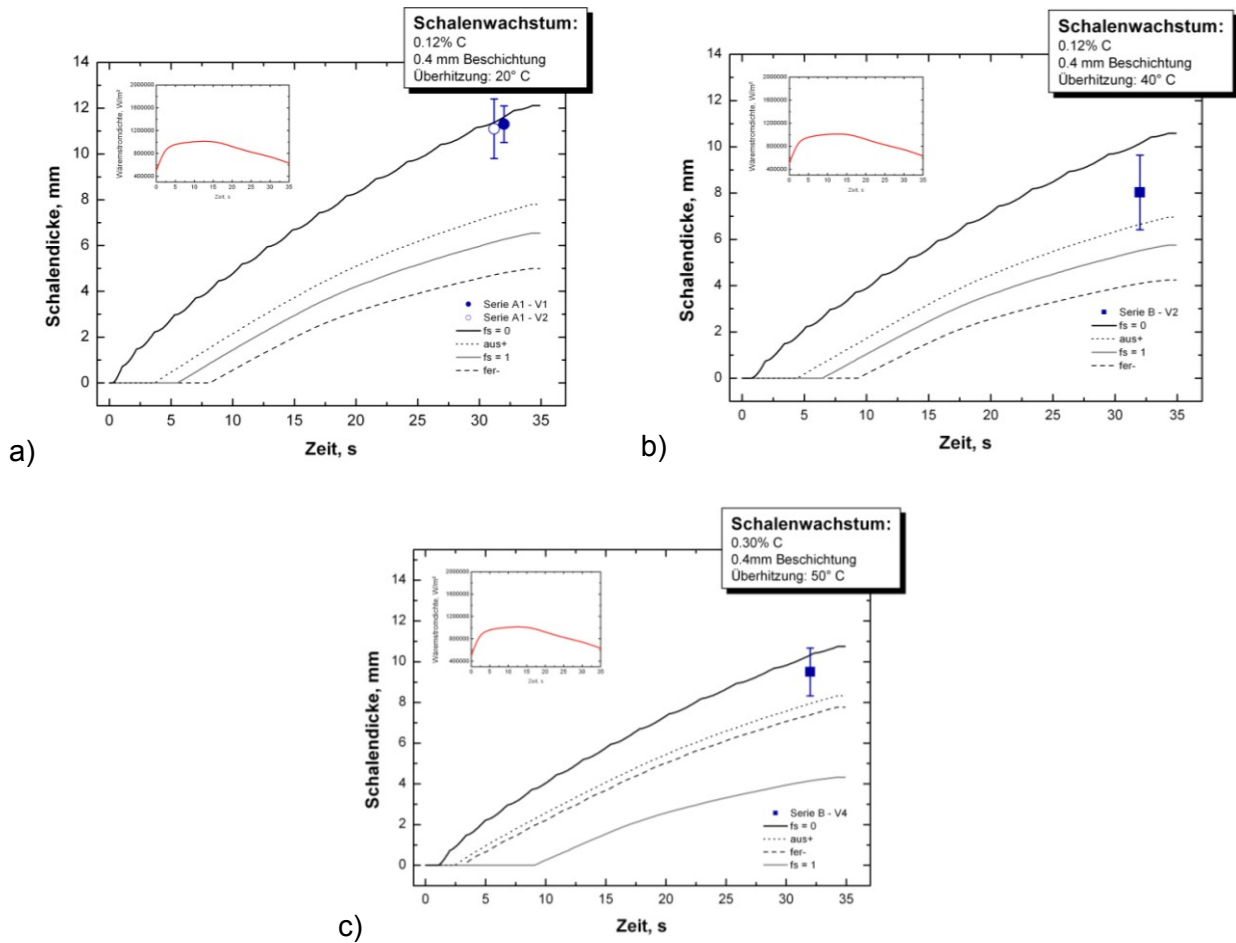
Endschalendicke nach dem Austauchen gilt in den Berechnungen der Festkörperanteil  $f_s = 0$ . Die **Abbildungen 4-18a** und **4-18b** zeigen die Berechnungen für beschichtete Prüfkörper. Bei diesen Versuchen betrug die Tauchzeit 30 Sekunden zuzüglich der Zeit zum Ein- bzw. Austauchen kann eine Gesamterstarrungszeit von 32 bis 34 Sekunden angenommen werden. Die Ergebnisse der Serien A1 und A2 zeigen gute Übereinstimmung mit den Berechnungen.



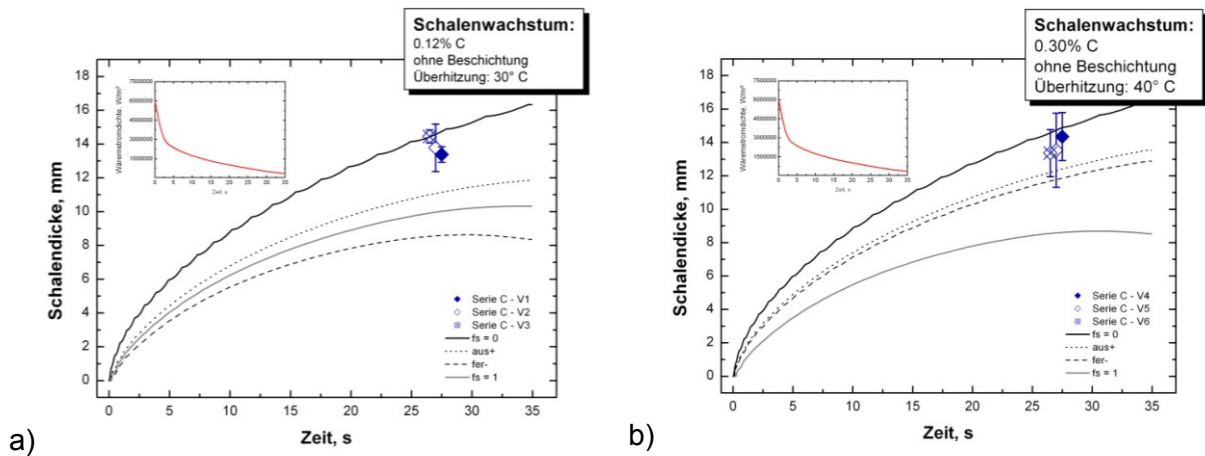
**Abbildung 5-2:** Berechnetes Schalenwachstum und gemessene Schalendicken mit Beschichtung für 0,12 %C und 0,30 %C a) 30° C Überhitzung b) 40° C Überhitzung.

Wie in der **Abbildung 4-19a** zu sehen ist, konnte die Erstarrungsberechnungen für verminderte Wärmeabfuhr aufgrund des Schalenabhebens die Messergebnisse der Versuche A1-V1 bzw. A1-V2 sehr gut nachbilden. Dagegen bleibt die gemessene Schalendicke des Versuches B-V2 in **Abbildung 4-19b** unter den Berechnungen. Die Endschalendicke ist durch die verminderte Wärmeabfuhr um ca. 2 mm dünner als bei den in **Abbildungen 4-18** berechneten Schalen, ohne Abhebungen.

In den **Abbildungen 4-20a** und **4-20b** sind das Schalenwachstum für die Versuche mit unbeschichteten Prüfkörpern zu sehen. Bei den hohen Wärmestromdichten ist nahezu kein Einfluss der Überhitzung mehr zu erkennen. Bei diesen Versuchen betrug die Tauchzeit 25 Sekunden. Mit Berücksichtigung der Zeit zum Ein- bzw. Austauchenzeit beträgt die Gesamterstarrungszeit zwischen 27 bis 29 Sekunden. Die Messungen stimmen in beiden Fällen gut mit den Berechnungen überein, wobei aber auffällt, dass die Messung der Schalendicke bei 0,30% C mit deutlich größeren Abweichungen behaftet ist.



**Abbildung 5-3:** Berechnetes Schalenwachstum und gemessene Schalendicken mit Beschichtung mit Abheben der Schale für 0,12 %C und 0,30 %C a) 20° C Überhitzung b) 40° C Überhitzung c) 50° C Überhitzung.



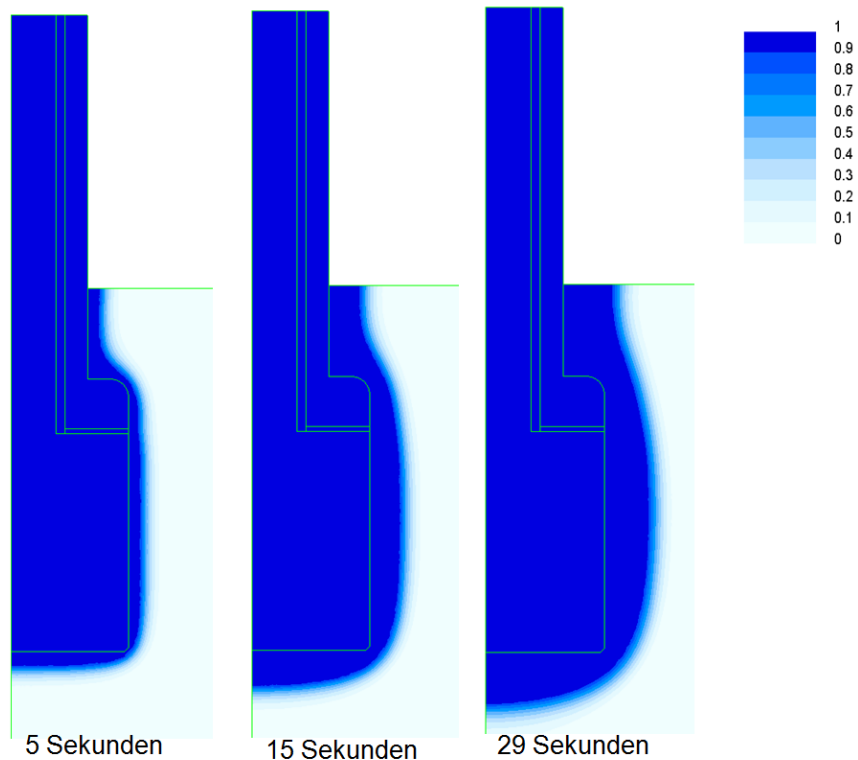
**Abbildung 5-4:** Berechnetes Schalenwachstum und gemessene Schalendicken ohne Beschichtung für 0,12 %C und 0,30 %C a) 30° C Überhitzung b) 40° C Überhitzung.

In dieser eindimensionalen Betrachtungsweise des Schalenwachstums stimmen die berechneten Schalendicken zwar gut mit den Messergebnissen überein, aber es ist zu bemerken, dass dies nur für einen Punkt über die gesamte Prüfkörperhöhe gilt. Ist im Vergleich dazu an einer anderen Stelle die Schalendicke geringer, ist diese Position für eine Kraftübertragung ausschlaggebend. Anhand einer zweidimensionalen Erstarrungsberechnung kann der Verlauf der Schalendicke über die gesamte Prüfkörperhöhe ermittelt und eventuelle Schwachstellen identifiziert werden.

## 5.2 Zweidimensionale Berechnung des Schalenwachstums mit Hilfe von Calcosoft

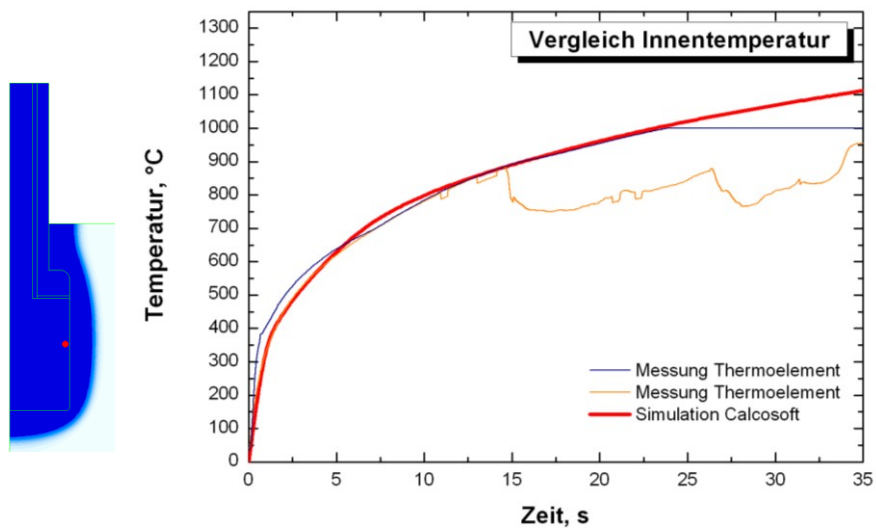
Zusätzlich zu der eindimensionalen Erstarrungsberechnung wurde eine zweidimensionale Simulation mit der Software Calcosoft-2D<sup>®</sup> durchgeführt um den Verlauf der Schalendicke über die Prüfkörperhöhe mit den Messungen vergleichen zu können und um Schwachstellen aufzuzeigen. Insbesondere Prüfkörpergeometrien können auf diesem Weg schnell und kostengünstig optimiert werden. Dazu war es im Vorfeld notwendig sämtlicher Materialdaten, des Prüfkörpers, der Beschichtung, des Keramikfaserpapiers sowie der Versuchschmelze zu definieren, die Prüfkörpergeometrie zu zeichnen und zu vernetzen. Für die Simulation wurde nur die Prüfkörpergeometrie B sowie die unbeschichtete Variante C verwendet, weil damit die Besten Ergebnisse in der Kontraktionskraftmessung erzielt wurden und auch eine mögliche Weiterentwicklung dieser Geometrie in Betracht zu ziehen ist. Mit Hilfe eines bestehenden Calcosoft-Modells ist es möglich die Eingangsparameter, wie Überhitzung, chemische Zusammensetzung usw. zu variieren um in kurzer Zeit deren Einflüsse auf das Schalenwachstum zu verdeutlichen.

Die Simulation wurde auf eine möglichst gute Nachbildung der Schalenendprofile hin optimiert, indem sämtliche Wärmeübergangsbedingungen zwischen den einzelnen Komponenten definiert und in Abhängigkeit des Ergebnisses aus der Schalendickenvermessung angepasst wurden. Die Simulation des Schalenwachstums für einen unbeschichteten Prüfkörper für die Zeitschritte 5, 15 und 29 Sekunden ist exemplarisch in der **Abbildung 5-5** zu sehen. Der Farbcode entspricht der Festkörperverteilung von  $f_s = 0$  (weiss) bis zu  $f_s = 1$  (dunkelblau) und ist in zehntel Schritten dargestellt. Für den Vergleich mit der Schalendickenmessung wurde ein Festkörperanteil von  $f_s = 0,1$  gewählt und das Profil über die Prüfkörperhöhe durch 12 Messpunkte, die jenen aus Messung entsprechen, bestimmt.



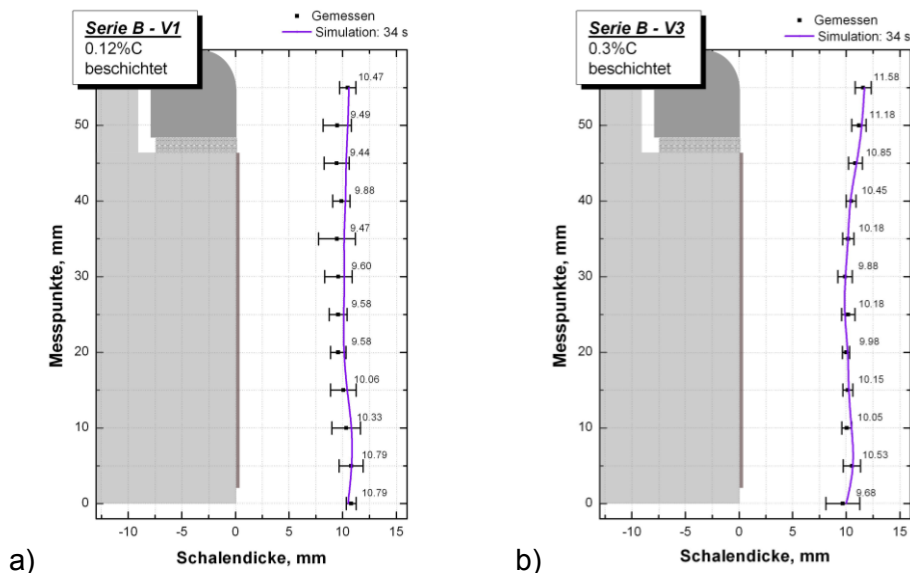
**Abbildung 5-5:** Simulation der Festkörperverteilung für 5, 15 und 29 Sekunden Erstarrungszeit.

Um die thermische Richtigkeit der Simulation zu garantieren wurde die Prüfkörperinnentemperatur, vgl. dazu **Abbildung 3-3**, aus den Messungen (Versuch C-V2 und C-V5) mit jenem aus der Simulation verglichen. Der zeitliche Verlauf des Knotenpunktes, welcher der Position des Thermoelementes entspricht (rote Markierung) wurde ausgelesen und ist in **Abbildung 5-6** gemeinsam mit den Messungen dargestellt.



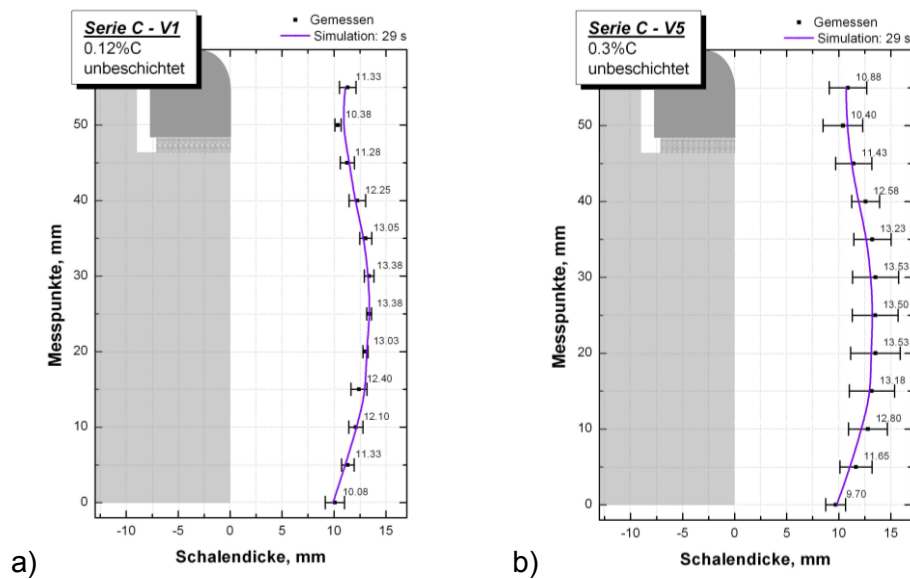
**Abbildung 5-6:** Zeitlicher Verlauf der Innentemperatur für Messung und Simulation.

Die Ergebnisse des Schalenwachstums wurden, wie bereits beschrieben an 12 Messstellen aus der Simulation ausgelesen und mit den Messergebnissen aus der Schalendickenvermessung verglichen. **Abbildung 5-7** stellt das Resultat für einen beschichteten Prüfkörper für 0,12 %C (Versuch B-V1) und für 0,30 %C (Versuch B-V3) dar. Es ist zu erkennen, dass die Simulation mit der Messung gut übereinstimmt, wobei im Bereich des Keramikfaserpapiers (Teilung zwischen Prüfkörperober- und -unterteil) kaum eine Beeinflussung der Erstarrung vorhanden ist. Für die Simulation wurde der Zeitpunkt der Auswertung bei 34 Sekunden gewählt um die Ein- bzw. Austauschzeit zu berücksichtigen. Weitere Ergebnisse sind dem **Anhang C** zu entnehmen wobei die Versuche B-V1 und B-V4, welche eine starke Einziehung (Abheben der Schale) zeigten, nicht simuliert werden konnten.



**Abbildung 5-7:** Berechnete und gemessene Schalendicke des Versuches a) B-V1 für 0,12 %C  
b) B-V3 für 0,30 %C.

Die Ergebnisse der Simulation und der gemessenen Schalendicke für 0,12 %C und 0,30 %C (unbeschichtet) sind in **Abbildung 5-8** dargestellt. In diesem Fall wurden die Simulationsdaten bei 29 Sekunden genommen, da bei diesen Prüfkörpern die Tauchzeit nur 25 Sekunden betrug. Auch hier konnte die Schale gut nachgebildet werden. Auffällig ist hierbei, dass die Messung bei 0,30% C mit einem größeren Fehler behaftet ist. Aufgrund einer ungleichmäßigeren Schalenausbildung über den Umfang. Im Vergleich zur beschichteten Prüfkörpervariante deren Profil eine Spulenform darstellt, zeigen unbeschichteten eher eine Tonnenform (größere Schalendicke). Der Grund dafür ist eine höhere Wärmeabfuhr über den Unterteil auch nach einer längeren Tauchzeit.



**Abbildung 5-8:** Berechnete und gemessene Schalendicke des Versuches a) C-V1 für 0,12 %C  
b) C-V5 für 0,30 %C.

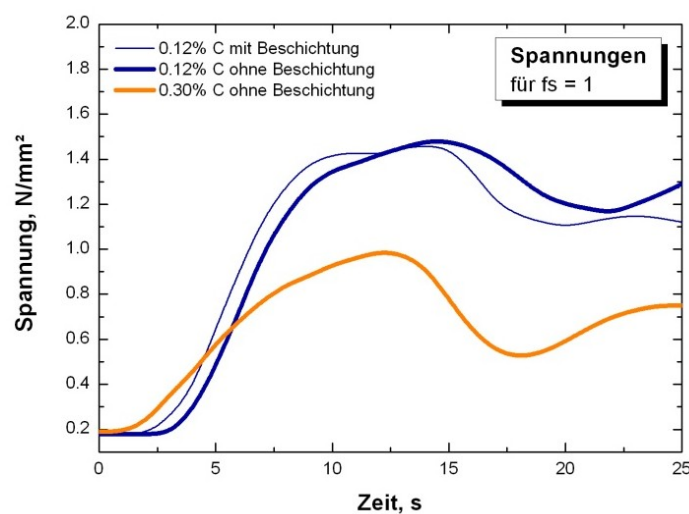
Die Ergebnisse dieser zweidimensionalen Erstarrungsberechnung entsprechen in beiden Fällen (beschichteter- und unbeschichteter Prüfkörper) den tatsächlichen Messwerten. Anzumerken ist das zwar die Endkontur der erstarrten Schale gut übereinstimmt, nicht aber der zeitliche Verlauf. Das heißt, das Schalenwachstum konnte aufgrund zeitunabhängiger Randbedingungen (Wärmeübergangsbedingungen) nicht mit absoluter Gewissheit richtig reproduziert werden. Aus diesem Grund wird die Simulation nur unter Vorbehalt für die Identifikation von Schalenpositionen mit geringer Dicke verwendet und ist in erster Linie ein Instrument um einfach, schnell und kostengünstig neue Prüfkörpergeometrien zu simulieren bevor eine Versuchsserie gestartet wird.

### 5.3 Darstellung der mittleren Spannung über der Zeit

Wie in den vorigen Kapiteln verdeutlicht wurde ist die Kontraktionskraft während des Versuchs direkt von der Schalendicke bzw. der Schalenquerschnittsfläche abhängig. Der Einfluss der Kühlrate auf den Erstarrungsfortschritt wird in den **Abbildungen 5-2, 5-3 und 5-4** deutlich sichtbar. Um die Unterschiede im Kontraktionsverhalten zwischen 0,12 %C und 0,30 %C unabhängig von den Kühlbedingungen darzustellen, kann die Kraft auf die entsprechende Schalenringfläche normiert werden. Das Ergebnis ist die Kontraktionsspannung die wie folgt gebildet wird:

$$\sigma_{\text{Kontraktion}} = \frac{F_{\text{Kontraktion}}}{A_{\text{Schalenringfläche}}} \quad (5.1)$$

Aus der eindimensionalen Erstarrungsberechnung, wie in **Kapitel 5.1** beschrieben, kann die Schalenringfläche erhalten werden. Dabei wird die Annahme getroffen, dass erst ab einem Festkörperanteil von  $f_s = 1$  Kräfte übertragen werden können. Die sich daraus ergebende Ringfläche wird für die Spannungsberechnung berücksichtigt. Das bedeutet die Phasenverteilung sowie der Temperaturgradient in der Schale fließen nicht in die Kontraktionsspannung ein. Deshalb sind die in **Abbildung 5-9** dargestellten Kontraktionsspannungsverläufe nur als mittlere Spannungen über den Schalenquerschnitt zu verstehen. Des Weiteren werden bei dieser Betrachtung keine Zug- bzw. Druckspannung in der Schale berücksichtigt.



**Abbildung 5-9:** Mittlere Spannung in der Schale über die Zeit für 0,12 %C (mit/ohne Beschichtung) sowie 0,30 %C (ohne Beschichtung)

Trotz dieser Einschränkung zeigen die berechneten Spannungsverläufe, in **Abbildung 5-9**, deutliche Unterschiede zwischen 0,12 %C und 0,30 %C. Dies spiegelt sich in der größeren Steigung sowie in der höheren maximalen Spannung bei 0,12 %C im Vergleich zu 0,30 %C wider. Auch wird aus diesen Berechnungen ersichtlich, dass unabhängig von den Abkühlbedingungen (beschichteter- bzw. unbeschichteter Prüfkörper) die Spannung nahezu identisch verläuft. In dieser Betrachtung wurde die Kontraktion und damit die Initialisierung der Spannung unabhängig von der Schalendicke gemacht. Das bedeutet die Kraft ergibt sich alleine aus dem Kontraktionsweg der Schale über die Zeit. In der Vergangenheit wurden bereits Kontraktionswegmessungen [41, 44] mit der SSCC - Apparatur durchgeführt, die nachfolgend kurz beschrieben werden. Anstatt der Wegmessung wurde in dieser Arbeit ein einfaches theoretisches Berechnungsmodell für die Kontraktion entwickelt, das im folgenden Kapitel beschrieben und mit den Messergebnissen verglichen wird.



## 6 Einfaches Modell zur Berechnung der thermischen Kontraktion der Schale

In der vorliegenden Arbeit wurde ein einfaches Schalenmodell zur Berechnung der thermischen Kontraktion der erstarrenden Schale während des Versuchs eingeführt. Damit wurden die Kontraktionen für 0,12 %C und 0,30 %C berechnet und mit den Ergebnissen aus Kontraktionswegmessungen, die in der Vergangenheit durchgeführt wurden, verglichen. Mit den Ergebnissen aus beiden Versuchen (Kraft- und Wegmessung) wird nachfolgend ein Spannungs-Dehnungs-Verlauf am Beispiel eines Stahles mit 0,12 %C dargestellt.

### 6.1 Modellvorstellung der thermischen Kontraktion

Die folgenden **Abbildung 6-1** zeigt eine vereinfachte Vorstellung des Schalenwachstums mit der Geschwindigkeit  $v$  (für einen Festkörperanteil von  $f_s = 1$ ) um den Prüfkörper. Die Schale besteht aus einzelnen Elementen, mit der Länge  $L_0$ , die nachfolgend von 1 bis  $n$  bezeichnet werden.

In der **Abbildung 6-2a** ist der Temperaturgradient über die Schalendicke für die Zeitpunkte  $t = 0$  sowie  $t = t_f$  dargestellt. Zum Zeitpunkt  $t = t_f$  besteht die Schale aus vier Schalenelementen, die bis dorthin unterschiedlich große Temperaturintervalle ( $\Delta T_{(1)}$  bis  $\Delta T_{(4)}$ ) seit ihrer Erstarrung durchlaufen haben. Die **Abbildung 6-2b** zeigt schematisch diesen Temperaturverlauf für die betrachteten Schalenelemente.

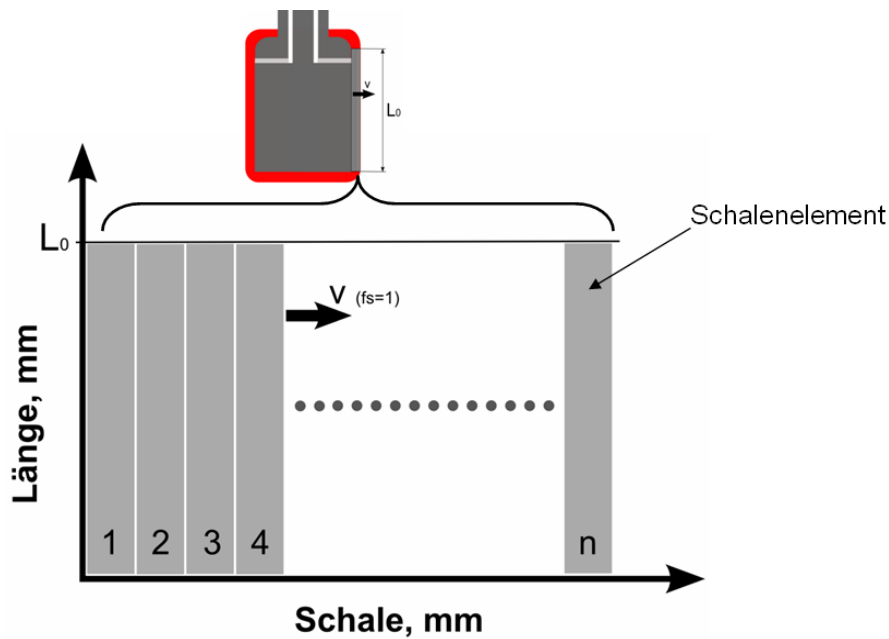


Abbildung 6-1: Modellvorstellung des Schalenwachstums.

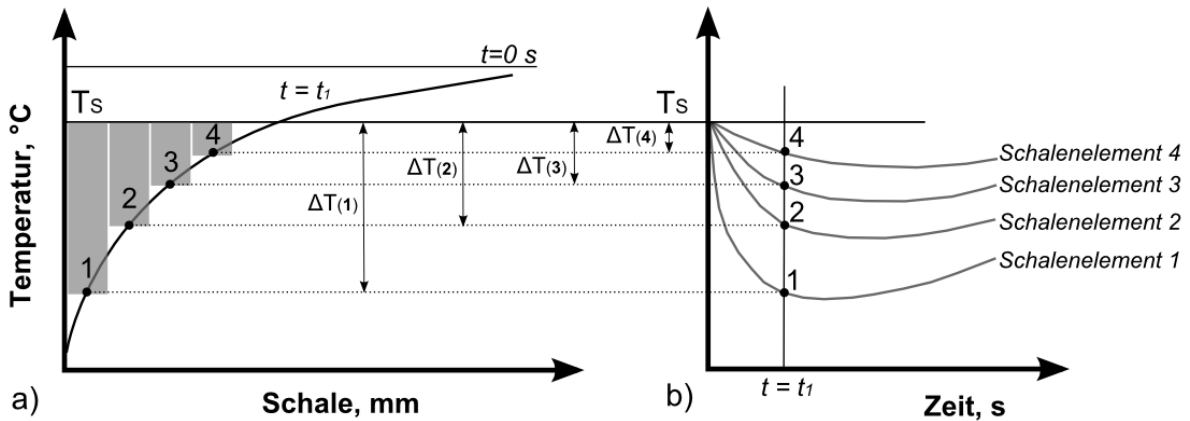


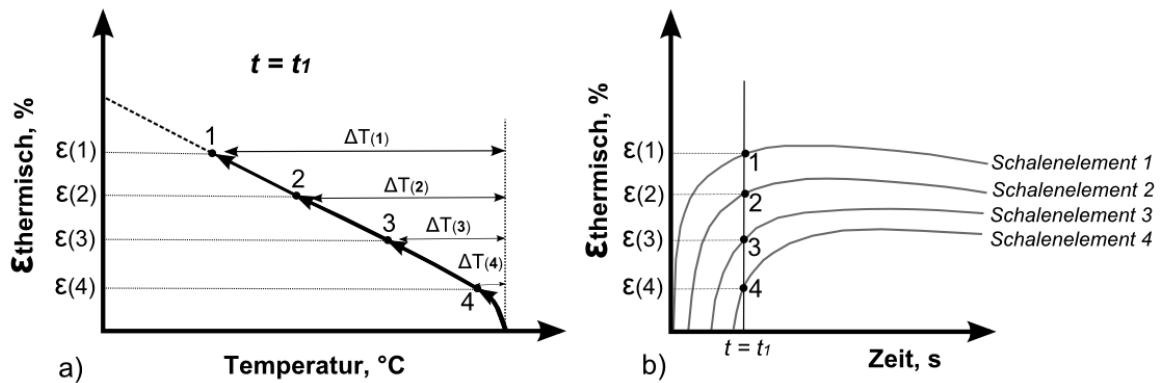
Abbildung 6-2: a) Temperaturgradient in der Schale zum Zeitpunkt  $t = 0$  und  $t = t_1$  b) Temperatur der Schalenelemente 1 bis 4 über die Zeit.

Die thermische Kontraktion die jedes Schalenelement erfährt lässt sich mit dem durchlaufenen Temperaturintervall von Solidustemperatur ( $T_s$ ) bis zur Temperatur zum Zeitpunkt  $t = t_1$  nach folgender Gleichung (5.1) durch den Dichteunterschied berechnen:

$$\varepsilon_{th}(T) = 3 \sqrt[3]{\frac{\rho(T_s)}{\rho(T)}} - 1 \quad (6.1)$$

Die thermische Kontraktion der vier Schalenelemente ist in **Abbildung 6-3a** schematisch dargestellt. Dabei erfährt das Element 1 die stärkste Kontraktion aufgrund des größten

Temperaturintervalls ( $\Delta T_{(1)}$ ). Dagegen kontrahiert das Schalenelement 4 nur gering wie aus der kleinen Temperaturdifferenz ( $\Delta T_{(4)}$ ) hervorgeht. In der **Abbildung 6-3b** ist die thermische Kontraktion der Schalenelemente als zeitlicher Verlauf dargestellt. Jedes Element hat bis zu unserem Betrachtungszeitpunkt  $t = t_1$  eine spezifische thermische Kontraktion ( $\varepsilon_{(1)}$  bis  $\varepsilon_{(4)}$ ) erfahren. Da diese sehr einfache Modellvorstellung auf einzelnen Schalen besteht muss zwischen den Elementen völlige Reibungslosigkeit angenommen werden. Das bedeutet, dass die tatsächliche Beeinflussung der Schalenelemente zueinander nicht auf einfachem Wege beschrieben werden kann und somit zu einem nicht trivialen thermomechanischem Problem führt. Da in dieser Arbeit nicht genauer auf elasto-viskoplastische Modelle sowie auf mögliche Entfestigungsmechanismen eingegangen wurde sei an dieser Stelle auf die Literatur [44, 46, 47] verwiesen.



**Abbildung 6-3:** a) Thermische Kontraktion zum Zeitpunkt  $t = t_1$  b) Zeitlicher Verlauf der thermischen Kontraktion der Schalenelemente.

Für eine einfache Betrachtung der Gesamtkontraktion wurde der Mittelwert aller Einzelkontraktionen wie folgt gebildet.

$$\bar{\varepsilon}_{th}(t = t_1) = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n \varepsilon_{th}(i) \quad (6.2)$$

Das Ergebnis auf eine Längenänderung bezogen bringt uns zu folgender schematischen Modellvorstellung. In **Abbildung 6-4a** ist der Ausgangszustand zu sehen. Würde jedes Schalenelement für sich alleine kontrahieren können zeigt sich folgendes Bild in **Abbildung 6-4b** mit eingezeichneter mittlerer Kontraktion.

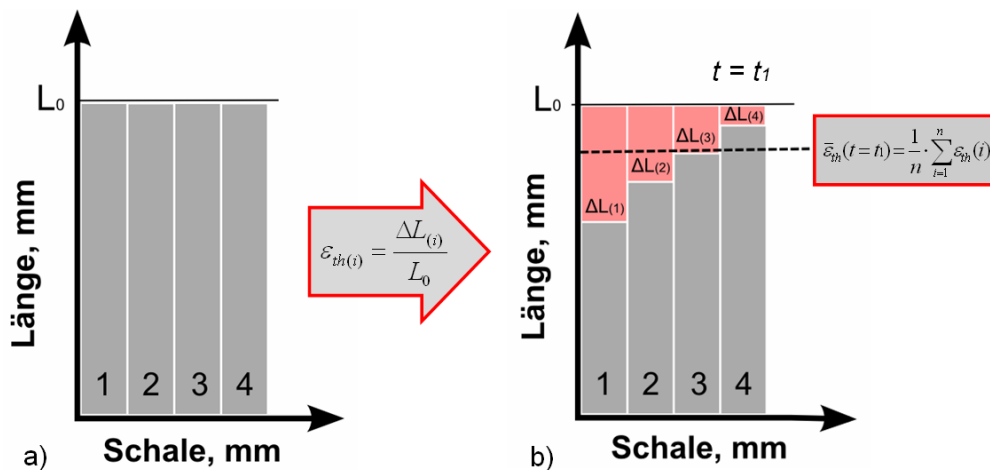


Abbildung 6-4: Schalenmodell a) nicht kontrahiert b) nach der thermischen Kontraktion

## 6.2 Berechnung der thermischen Kontraktion für Stähle mit 0,12% und 0,30% C

Für die in den Versuchen verwendeten Modelllegierungen 0,12 %C bzw. 0,30 %C (0,3 %Si, 1,5 %Mn, 0,003 %P und %S) wurde die thermische Kontraktion mit Hilfe des einfachen Schalenmodells ermittelt. Der Verlauf der Dichten in Abhängigkeit der Temperatur ist in der **Abbildung 6-5a** zu sehen. Aus der eindimensionalen Erstarrungsberechnung wurden die Oberflächentemperaturen für beide Stähle sowie Prüfkörpertypen (beschichtet bzw. unbeschichtet) gewonnen und in **Abbildung 6-5b** zusammengefasst.

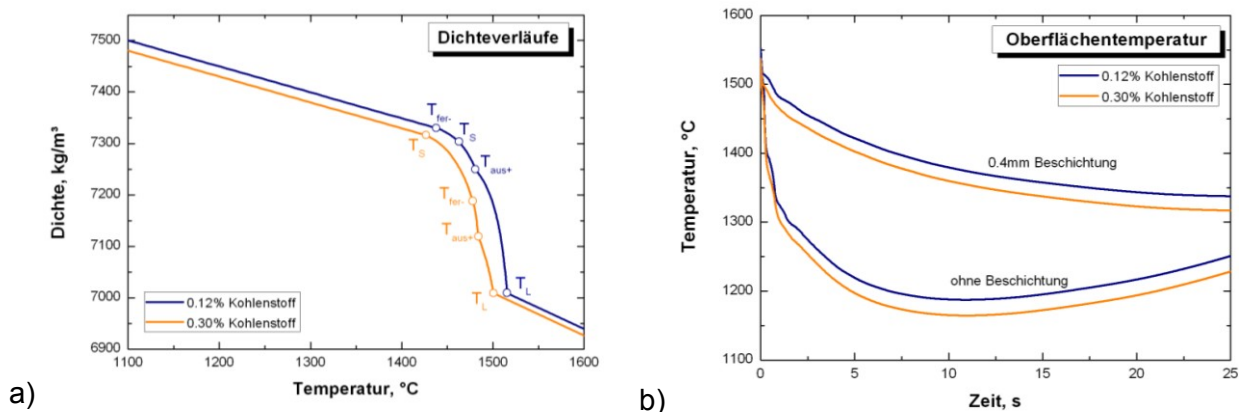
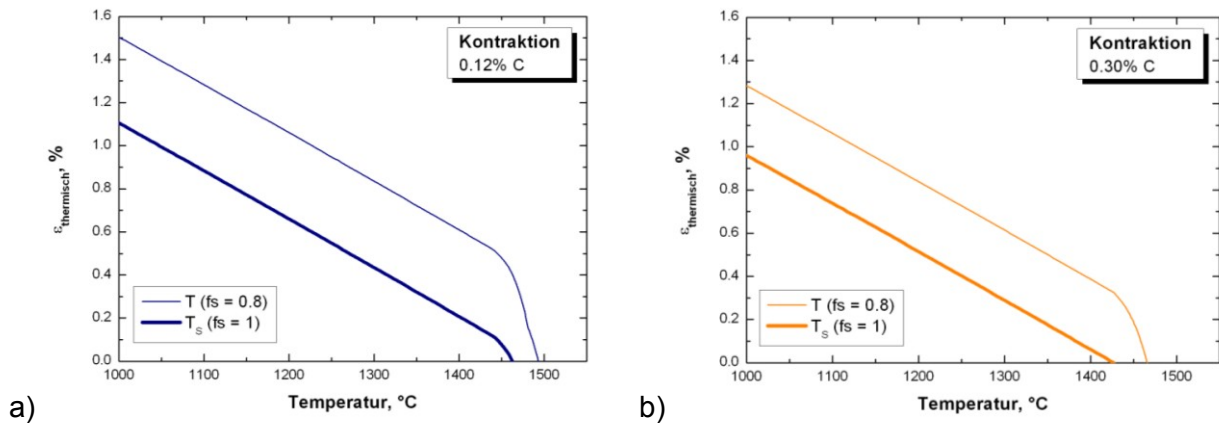


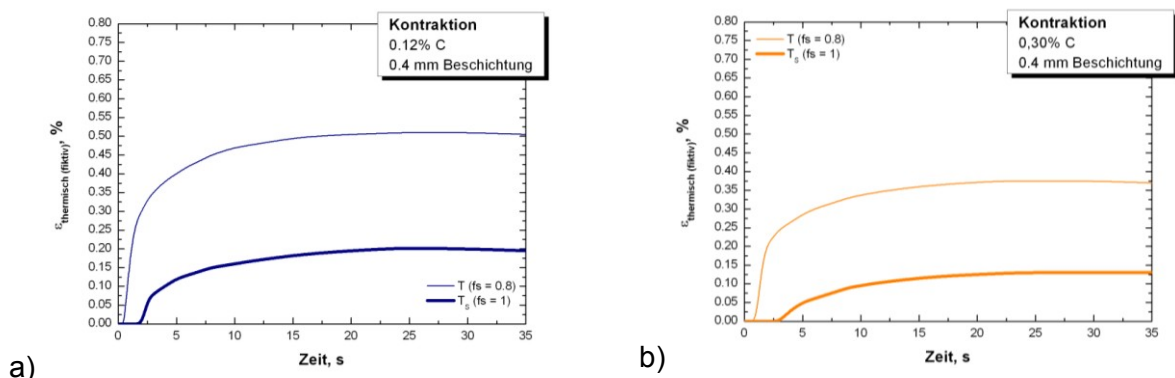
Abbildung 6-5: Versuchslegierung mit 0,12 % und 0,30 %C a) Dichteverläufe b) Oberflächentemperatur mit und ohne Prüfkörperbeschichtung.

Die thermische Kontraktion beider Stähle, in **Abbildung 6-6a** und **Abbildung 6-6b**, ergibt sich wie vorhin beschrieben aus Gleichung (6.1) und zeigt folgende Verläufe für Festkörperanteile  $f_s = 1$  sowie  $f_s = 0,8$ .



**Abbildung 6-6:** Thermische Kontraktion in Abhängigkeit der Temperatur für a ) 0,12% C  
 b) 0,30% C.

Mit der einfachen Betrachtung der mittleren thermischen Kontraktion für alle Schalenelemente können für beide Versuchslegierungen mit und ohne Prüfkörperbeschichtung folgende in **Abbildung 6-7** dargestellten Kontraktionsverläufe ermittelt werden. In **Abbildung 6-7a** für 0,12 %C mit Beschichtung ist wird der Unterschied zwischen beiden Festkörperanteilen deutlich, dabei ist das Ergebnis für  $f_s = 0,8$  nicht als realistisch anzusehen. Dies gilt auch für 0,30 %C in **Abbildung 6-7b**.



**Abbildung 6-7:** Mittlere thermische Kontraktion mit Beschichtung für a) 0,12 %C b) 0,30 %C.

Der Vergleich beider Kohlenstofflagen bei einem Festkörperanteil von  $f_s = 1$  ist in **Abbildung 6-8** zusehen. Es wird deutlich, dass bei 0,12 %C eine massive Kontraktion in der

Anfangsphase auftritt, die bei 0,30 %C geringer ausgeprägt ist. Nach etwa 25 Sekunden bleibt die thermische Kontraktion nahezu konstant bei 0,20% für 0,12 %C und 0,13% für 0,30 %C. Das bedeutet, der Kontraktionsunterschied zwischen beiden Legierungslagen beträgt lediglich 0,07%. Zurückblickend auf die Kontraktionskraftmessungen wird einerseits der Einfluss des Schalenwachstums klar und außerdem kann auf die gute Auflösung des Kontraktionsunterschiedes mit dem SSCC-Versuch geschlossen werden.

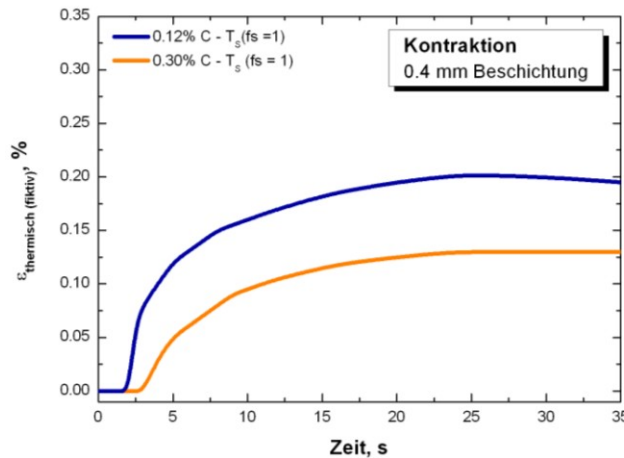


Abbildung 6-8: Thermische Kontraktion für 0,12 %C und 0,30 %C mit Beschichtung.

In der **Abbildung 6-9a** und **6-9b** sind die thermischen Kontraktionen für unbeschichtete Prüfkörper dargestellt. Durch die äußerst hohe Wärmestromdichte, siehe **Abbildung 5-1c** kommt es in beiden Fällen, bei 0,12 %C sowie auch bei 0,30 %C zu einer sprunghaften Kontraktion zu Beginn. Aufgrund des Wiederanstieges der Schalentemperatur, wie es in der **Abbildung 6-5b** zu sehen ist, folgt dem Kontraktionsmaximum bei etwa 9 Sekunden ein Rückgang der thermischen Kontraktion. Dies zeigt sich allerdings nicht in den aufgezeichneten Kraftverläufen und scheint aufgrund der extrem hohen Kühlraten am Anfang zu resultieren.

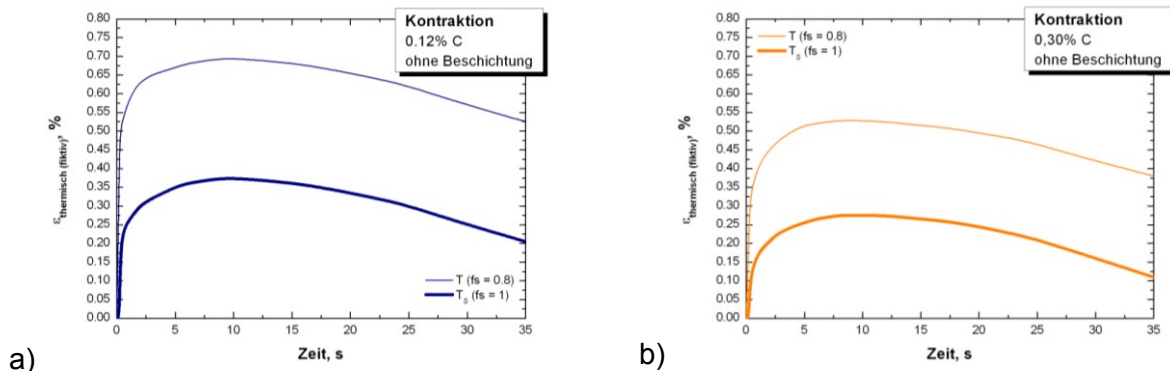
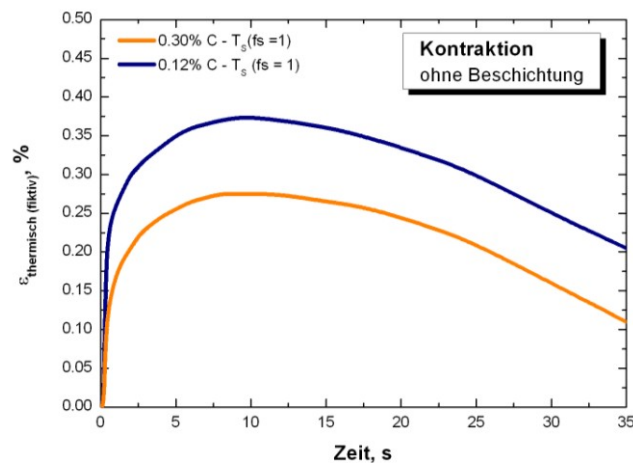


Abbildung 6-9: Mittlere thermische Kontraktion ohne Beschichtung für a) 0,12 %C b) 0,30 %C.

**Abbildung 6-10** zeigt den Vergleich zwischen 0,12 %C und 0,30 %C für den unbeschichteten Fall. Das Kontraktionsmaximum bei 0,12 %C liegt bei ca. 0,38% und deutlich niedriger bei 0,28% ist das Maximum für 0,30 %C erreicht. Diesmal beträgt der Unterschied 0,10% zwischen beiden Legierungslagen was einer Erhöhung von mehr als einem Drittel im Gegensatz zum beschichteten Versuch bedeutet. Damit ist ein größerer Unterschied der maximal auftretenden Kontraktionskraft zwischen 0,12 %C und 0,30 %C bei unbeschichteten als bei beschichteten SSCC-Prüfkörpern zu erwarten. Dies hat auch die Kontraktionskurvenanalyse ergeben wie in **Abbildung 4-15** zusammengefasst dargestellt.



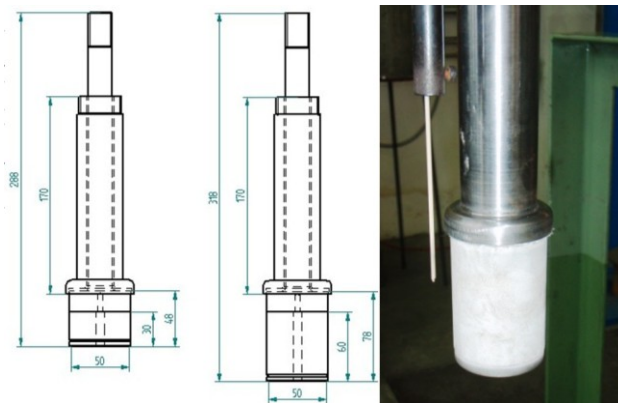
**Abbildung 6-10:** Vergleich der thermischen Kontraktion für einen beschichteten Prüfkörper für 0,12% und 0,30% C.

Nachfolgend werden die anhand des Modells berechneten Kontraktionswege mit den Messungen aus früheren Versuchen verglichen. Damit können die Schwächen bzw. Fehler dieser sehr vereinfachten Modellvorstellung aufgezeigt werden.

### 6.3 Vergleich des berechneten Kontraktionsweges mit SSCC-Wegmessungen

Die im vorigen Kapitel berechnete mittlere thermische Kontraktion für 0,12 %C und 0,30 %C wurde über die Prüfkörperhöhe in einen theoretischen Kontraktionsweg umgerechnet. Dazu wurde die Ausgangshöhe mit 58 mm festgelegt. Diese Länge entspricht in etwa dem Bereich gleicher Schalendicke. Diese Ergebnisse wurden mit früher durchgeführten SSCC- Kontraktionswegmessungen [41, 44] verglichen. Für diese Versuche wurden Prüfkörper der Variante A1, siehe **Abbildung 3-5**, verwendet. Damit ist eine axiale

Verschiebung aufgrund der Schalenkontraktion von Prüfkörperunterteil zu – oberteil ohne Kontakt möglich. Um den Kontraktionsweg zu messen, wird die Anlage so angesteuert, dass die Servo-Hydraulik nur das Eigengewicht des Prüfkörpers ausgleicht um den Ober- zum Unterteil in konstanter Position zu halten. Wenn die Schale kontrahiert wird keine Kraft gegen diese Bewegung aufgebracht und somit der Verfahrweg des Unterkörpers gemessen. Der Unterschied zur Kontraktionskraftmessung besteht nur darin, dass während des Versuches die Anlage im Modus - *Kraftregelung* und nicht auf *Wegregelung* betrieben wird, vgl. **Kapitel 3.1**. Des Weiteren wurde auch ein Versuch [41] mit dem in **Abbildung 6-11** dargestellten Prüfkörper, mit längerem Unterteil, durchgeführt. um eine Erhöhung und somit bessere Auflösung der Wegmessung zu erzielen.



**Abbildung 6-11:** Prüfkörper mit verlängertem Unterteil [42].

**Abbildung 6-12** zeigt die Ergebnisse der Messungen sowie der Berechnungen für 0,12 %C und 0,30 %C. In **Abbildung 6-12a** ist auch der Versuch mit verlängertem Unterteil (Gesamthöhe = 88 mm) dargestellt. Für 0,30 %C wurde keine Kontraktionswegmessung durchgeführt deshalb wird in **Abbildung 6-12b** die Berechnung mit der Messung eines Stahles mit 0,20 %C verglichen. Der Anstieg ist in allen Fällen deutlich zu steil. Der Grund dafür liegt in der einfachen Modellvorstellung, dass zwischen den Schalenelementen keine Reibung vorliegt und jede für sich einer ungestörten Kontraktion nachgehen kann. Für die gesamte Schale wurde dann der Mittelwert der Einzelkontraktionen angenommen. Tatsächlich können aber keine Schalenelemente klar abgegrenzt werden, somit ist der Mittelwert eine schlechte Annäherung. Abgesehen von den Problemen in der Anfangskontraktion ist der Verlauf der Berechnung ab 5 Sekunden mit den Messungen ähnlich. Auch die Gesamtkontraktion nach 25 Sekunden ist im selben Bereich. Dagegen ist bei erhöhter Prüfkörperhöhe ein vollkommen anderes Kontraktionsverhalten zu erkennen, welches auch nicht mit dem einfachen Modellansatz beschrieben werden kann. Auch für 0,30 %C in **Abbildung 6-12b** stimmt der Verlauf nicht gut überein. Dabei muss allerdings



auch beachtet werden, dass die gemessenen Wege im Bereich um 0,10 mm liegen, was aus messtechnischer Sicht schon an den Grenzen der Auflösung liegt.

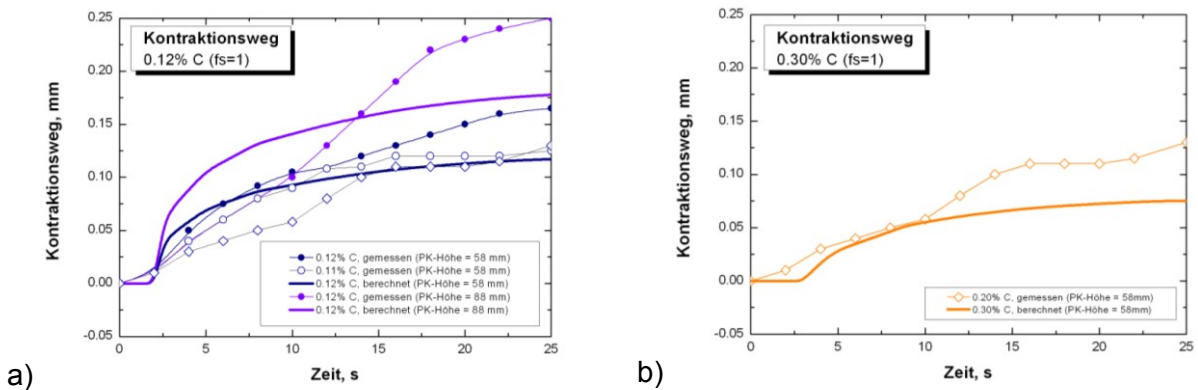


Abbildung 6-12: Berechnete und gemessene Kontraktionswege für a) 0,12 %C b) 0,30 %C.

Aus den Ergebnissen für die Kontraktionswegmessung sowie der Kontraktionskraftmessung besteht der Zusammenhang im zeitlichen Verlauf. Wird für einen Stahl beides gemessen, das heißt zum einen ein SSCC-Kontraktionskraftversuch sowie ein SSCC-Kontraktionswegversuch durchgeführt, kann wie nachfolgend ein Spannungs-Dehnungs-Verlauf wie nachfolgend am Beispiel von 0,12 %C ermittelt werden.

In der folgenden Abbildung **Abbildung 6-13**, ist exemplarisch eine  $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramm dargestellt. Die Daten aus den beiden Versuchen (Kraft- und Wegmessung) können über die Normierung der Kraft auf eine Spannung und Umrechnung des Weges in die entsprechende Dehnung, wie in **Abbildung 6-13** für 0,12 %C (Versuche mit Beschichtung) dargestellt werden. Dadurch werden der Einfluss des Schalenwachstums sowie die Kontraktion eliminiert. Das Ergebnis zeigt alleine die Hochtemperaturverformungseigenschaften des jeweiligen Stahles. Bei diesen Betrachtungen ist allerdings anzumerken, dass ein mögliches Verfestigungsverhalten nicht berücksichtigt wurde.

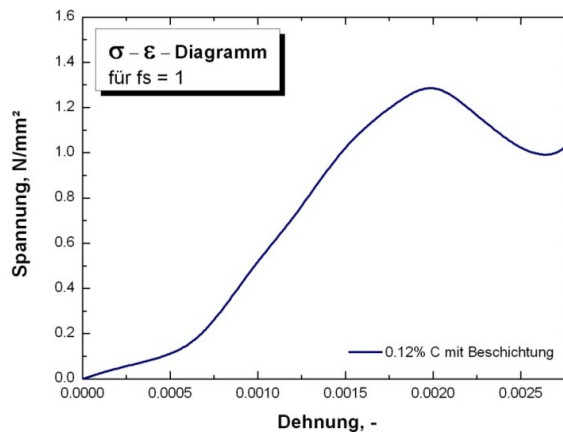


Abbildung 6-13:  $\sigma$ -  $\epsilon$  Verlauf für 0,12 %C.

## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Die gesammelten Ergebnisse und Erkenntnisse werden nachfolgend kurz zusammengefasst und mit einem Ausblick auf zukünftige Versuche die Arbeit abgeschlossen.

### 7.1 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurden zahlreiche SSCC- (Submerged Splitt Chill Contraction)–Versuche durchgeführt, um die Möglichkeiten dieser Methode aufzuzeigen sowie die Grenzen zu definieren. Die Erkenntnisse aus diesen Untersuchungen ermöglichen außerdem eine Erhöhung der Reproduzierbarkeit, welche auch als Ziel gesetzt wurde.

Der im Detail beschriebene SSCC-Versuch wurde in der Vergangenheit immer mit derselben Prüfkörpergeometrie durchgeführt. Aus den Ergebnissen ist klar ersichtlich, dass die Geometrie einen großen Einfluss auf die Erstarrung und somit auf die erzeugten Schrumpf- bzw. Kontraktionskräfte hat. In diesem Zusammenhang wurden mehrere Prüfkörpervarianten miteinander verglichen und ein neues Konzept eines vereinfachten Prüfkörpers entwickelt. Dabei wurde zum Ausgleich der Prüfkörperausdehnung ein hochtemperaturbeständiges sowie elastisches Keramikfaserpapier zwischen Prüfkörperober- und -unterteil beigelegt. Diese Geometrie wurde auch als unbeschichtete Variante in die Versuchsmatrix aufgenommen.

Die aufgezeichneten Kontraktionskraftverläufe für die Versuchslegierungen mit 0,12 %C bzw. 0,30 %C (0,3 %Si, 1,5 %Mn, 0,003 %P und %S) wurde mit Hilfe von charakteristischen Zeitpunkten und Kraftwerten, die im Vorfeld definiert wurden, analysiert und im Hinblick auf Zusammensetzung, Überhitzung und Abkühlbedingung (mit bzw. ohne Prüfkörperbeschichtung) diskutiert. Bei 0,12 %C konnten eine deutlich größere Steigung sowie höhere Maximalwerte der Kontraktionskraft als bei 0,30 %C als markanteste Ergebnisse gewonnen werden. Besonders deutlich zeigte dies Versuchen mit unbeschichteten Prüfkörpern.

Durch unregelmäßig auftretende Einziehungen bzw. Abhebungen der Schale bei den beschichteten Prüfkörpern, unabhängig von der Legierungslage, konnten einige Versuche nicht als repräsentativ betrachtet werden. Um die Ursache zu finden wurde genauere Untersuchung dieses Phänomens durchgeführt. Im Endeffekt konnte eine fehlerhafte Beschichtung als Auslöser identifiziert werden. Zusätzlich wurden noch sogenannte „Dipping-Tests“ durchgeführt, die auf einfache Weise den Unterschied im Kontraktionsverhalten zwischen 0,12 %C und 0,30 %C anhand einer SSCC-Prüfkörper ähnlichen Geometrie zeigen können.

Die Kontraktionskraft ist direkt vom Schalenwachstum abhängig. Darum wurde über die Vermessung der Schalendicken zunächst eine eindimensionale Erstarrungsberechnung validiert. Diese Ergebnisse zeigten gute Übereinstimmungen in dem betrachteten Messpunkt, lassen aber keine Aussagen über die Schale an anderen Stellen des Prüfkörpers zu. Aus diesem Grund wurde auch eine zweidimensionale Erstarrungsberechnung mit der Software Calcosoft-2D<sup>®</sup> durchgeführt, die das Schalenwachstum über die Prüfkörperhöhe ausgibt. Diese Simulation wurde an den Endschalendicken validiert und kann Prüfkörperbedingten Erstarrungsprobleme aufzeigen.

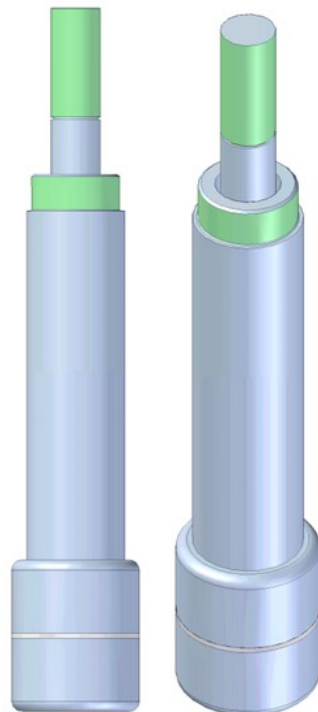
Des Weiteren wurde ein einfaches Modell zur Berechnung der thermischen Kontraktion der Schale während des Versuches eingeführt. Mit dieser einfachen Methode konnten die Kontraktionsunterschiede zwischen 0,12 %C und 0,30 %C gezeigt werden. Die sehr geringen Unterschiede aus dieser theoretischen Berechnung im Gegensatz zu jenen aus der Kontraktionskraftmessung lassen auf eine äußerst gute Auflösung durch die SSCC-Versuchsmethode schließen. Diese Ergebnisse wurden mit Kontraktionswegmessungen, die in der Vergangenheit mit der SSCC-Apparatur durchgeführt wurden verglichen. Die Differenzen die sich dabei ergaben lassen sich auf die sehr einfache Modellvorstellung der Schalenkontraktion bei der Berechnung erklären.

Zusammenfassend kann der SSCC-Versuch als fähige Methode zur Unterscheidung von Schrumpf- und Kontraktionsunterschieden im Bereich der untersuchten Legierungen

bezeichnet werden. Mit der neuen Prüfkörpergeometrie sowie hohen Kühlraten (unbeschichteter Prüfkörper) wurden die beste Auflösung der Unterschiede und auch die beste Reproduzierbarkeit erreicht.

## 7.2 Ausblick

Im Hinblick auf zukünftige SSCC-Versuche wird eine Kohlenstoffvariation in feineren Abstufungen der nächste logische Schritt sein. Für diese Versuche werden die Erfahrungen und Erkenntnisse dieser Arbeit Verwendung finden. Dazu zählt eine verbesserte Prüfkörpergeometrie, die in **Abbildung 7-1** zu sehen ist. Durch die Teilung in der Prüfkörpermitte sollen Unterschiede im Schalenwachstum vermieden werden. Außerdem sollen durch eine höhere Überhitzung der Versuchsschmelze Unregelmäßigkeiten in der Anfangserstarrung minimiert werden. Kürzere Tauchzeit und somit geringere Schalenenddicken sollen zusätzlich die Reproduzierbarkeit erhöhen.



**Abbildung 7-1:** Verbesserte Prüfkörpergeometrie für zukünftige Versuche.

## Literaturverzeichnis

- [1] Wolf, M.: Initial solidification and strand surface quality of peritectic steels, continuous casting, Volume Nine, (Iron and Steel Society/AIME, 410 Commonwealth Drive, Warrendale), USA, 1997.
- [2] Weißbach, W., Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, Vieweg, Braunschweig Wiesbaden, 1998.
- [3] Sediako, D., O. Sediako and K. Ju Lin: Some Aspects of thermal analysis and technologie upgrading in steel continuous casting, Canadian Metallurgical Quaterly 38 (1999), 4, 377-385.
- [4] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg, 2001.
- [5] Jablonka, A., K. Harste and K. Schwerdtfeger: Thermomechanical properties of iron and iron-carbon alloys: density and thermal contraction, Steel Research 62 (1991), 1, 24-33.
- [6] Miettinen, J.: Calculation of solidification-related thermophysical Properties for steel, Metallurgical and Materials Transactions B 28 (1997), 281-297.
- [7] Wolf, M. und W. Kurz: The effect of carbon content on solidification of steel in the continuous casting mold, Metallurgical Transactions B 12 (1981), 85-93.
- [8] Fredriksson, H and Stjerndahl, J.: Solidification of iron-base alloys, Metal Science 26 (1982), 575 – 580.

- [9] Kerr, H. W. and W. Kurz: Solidification of peritectic alloys, *International Materials Reviews* 41 (1996), 4, 129-164.
- [10] Stefanescu, D. M.: Microstructure evolution during the solidification of steel, *ISIJ International* 46 (2006), 6, 786-794.
- [11] Matsuura, K. Itoh and Y. Kudoh, M.: Effects of carbon content and cooling rate on growth rate of  $\gamma$ -phase during peritectic solidification in Iron-carbon System, *Tetsu-to-Hagané* 84 (1998), 7, 26-31.
- [12] Wolf, M.: Über den Zusammenhang zwischen Anfangserstarrung und Beschaffenheit Strangoberfläche bei peritektische erstarrenden Stählen, *Habilitationsschrift*, Zürich, 2006.
- [13] Howe, A. A.: Development of a computer model of dendritic microsegregation for use with multicomponent steels, *Modelling the Flow and Solidification of Metals*, ed. T.J. Smith, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 1987.
- [14] Ueshima, Y., S. Mizoguchi, T. Matsumiya and H. Kajioka: Analysis of solute distribution in dendrites of carbon steel with delta / gamma transformation during solidification, *Metallurgical Transactions B* 17 (1986), 4, 845-859.
- [15] Harste, K.: Untersuchungen zur Schrumpfung und zur Entstehung von mechanischen Spannungen während der Erstarrung und nachfolgender Abkühlung zylindrischer Blöcke aus Fe-C Legierungen *Dissertation* 1989, Technische Universität Clausthal.
- [16] Xia, G.: Vergießen peritektischer Stähle, *Vorlesung Metallurgie des Stranggießens*, Montanuniversität Leoben, 2009.
- [17] Xia, G., C. Bernhard, S. Ilie and C. Fürst: Why are some peritectic steels susceptible to surface cracking formation for the continuously cast slab, *6th European Conference on Continuous Casting 2008*, Riccione, Italy.
- [18] Xia, G, R. Martinelli, Ch. Fürstl und H. Preßlinger: Mathematische Simulation der Strangschalenausbildung beim Stranggießen von Stahl, *BHM* 141 (1996), 11, 502-508.
- [19] Michelic, S., C. Bernhard and R. Pierer: Numeric Modelling of the heat transfer in the continuous casting mould, *SteelSim 2007*, September 12-14 2007, Graz/Seggau, Austria, 209-215.
- [20] Won, Y. M, T. J. Yeo, D. J Seol, and K. H. Oh: A new criterion for internal crack formation in continuously cast steels, *Metallurgical and Materials Transactions B* 31 (2000), 4, 779–794.

- [21] Yamanaka, A., K. Nakajima, and K. Okamura, Critical strain for internal crack formation in continuous casting, *Ironmaking and Steelmaking* 22 (1995), 6, 508-512.
- [22] Nakagawa, T., T. Umeda, J. Murata, Y. Kamimura, and N. Niwa, Deformation behavior during solidification of steels, *ISIJ International* 32 (1995), 6, 723-729.
- [23] Shin, G., T. Kajitani, T. Suzuki, and T. Umeda, Mechanical properties of carbon during solidification, *Tetsu-to-Hagane* 78 (1992), 587-593.
- [24] Singh, S. N. and K. E. Blazek: Heat transfer and skin formation in a continuous casting mold as a function of steel carbon content, *Journal of Metals* 26 (1974), 10, 17-27.
- [25] Suzuki, M., C. H. Yu, H. Sato, Y. Tsui, H. Shibata and T. Emi.: Origin of heat transfer anomaly and solidifying shell deformation of peritectic steels in continuous casting, *ISIJ International* 36 (1996), 171-174.
- [26] Maehara, Y., K. Yasumoto, Y. Sugitani and K. Gunji: Effect of carbon on hot ductility of as-cast low alloy steel, *Transactions ISIJ* 25 (1985), 1045-1052.
- [27] Maehara, Y., Yasumoto, K., Tomono, H., Nagamichi, T. and Ohmori, Y.: Surface cracking mechanism of continuously cast low carbon alloy steel slabs, *Material Science and Technology* 6 (1990), 793-806.
- [28] Maehara, Y., K. Nakai, K. Yasumoto and T. Mishima: Hot cracking of low alloy steels in simulated continuous casting-direct rolling process, *Transactions ISIJ* 28 (1988), 1021-1027.
- [29] Savage, J.: A theory of heat transfer and air gap formation in continuous casting moulds, *Journal of The Iron and Steel Institute* 200 (1962), 41-47.
- [30] Richter, F.: Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen, *Sonderbericht*, 8, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1973.
- [31] Sugitani, Y. and M. Nakamura: Influence of alloying elements on uneven solidification in continuous casting mould, *Tetsu-to-Hagane* 65 (1979), 12, 1702-1711.
- [32] Murikami, H., M. Suzuki, S. Miyahara: Control of uneven solidification shell formation of hypo-peritectic carbon steel, *Proceedings of the sixth International Iron and Steel congress*, 1990, Nagoya, ISIJ, 689-696.
- [33] Murikami, H, M. Suzuki, T. Kitagawa, S. Miyahara: Control of uneven solidification shell sormation of hypo-peritectic carbon steel in continuous casting Mold, *Tetsu-to-Hagane* 78 (1992), 105-112.

- [34] Suzuki, M. and Y. Yamaoka: Influence of carbon content on solidifying shell growth of carbon steels at the initial stage of solidification, *Materials Transactions* 44 (2003), 5, 836-844.
- [35] Bernhard, C., H. Hiebler, and M.M.Wolf: Simulation of shell strength properties by SSCT test, *ISIJ International* 36 (1996), 163-166.
- [36] Bernhard, C., H. Hiebler, and M.M. Wolf: The effect of P and B on crack susceptibility: new results of SSCT test, *Proceedings of the Second International Conference on Continuous Casting of Steel in Developing Countries (Wuhan, China)*, 1997, 224-229.
- [37] Bernhard, C., H. Hiebler, and M.M. Wolf, Shell strength versus P and B content measured by the SSCT test, *134th ISIJ Meeting (Sendai)*, 1997, 972.
- [38] Bernhard, C. und G. Xia: Influence of alloying elements on the thermal contraction of peritectic steels during initial solidification, *Ironmaking and Steelmaking* 33 (2006), 1, 52-55.
- [39] Reiter, J., C. Bernhard and H. Preßlinger: Determination and prediction of austenite grain size in relation to product quality of the continuous casting process, *Materials Science & Technology (MS&T'06)*, Conference and Exhibition, October 15-19 2006, Cincinnati, USA, 805-816.
- [40] Howe A.A.: Segregation and phase distribution during solidification of carbon, alloy and stainless steel, *Tech. Report, ECSC, EUR 13303*, Luxemburg, 1991.
- [41] Presoly, P.: Optimierung SSCC – Versuche, *Interner Bericht*, 2009.
- [42] Pierer, R.: Formulation of a hot tearing criterion for the continuous casting process, *Dissertation, Montanuniversität Leoben*, 2007.
- [43] Michelic, S.: Development of an inverse thermal model of the SSCT-Test, *Bakkalaureatsarbeit, Montanuniversität Leoben*, 2007.
- [44] Bernhard, C.: Kontraktionswegmessungen mit der SSCT-Apparatur, *Interner Bericht*, 2004.
- [45] Pierer, R., C. Bernhard und C. Chimani: Evaluation of common constitutive equations for solidifying steel, *BHM*, 150, 5, 1-13.
- [46] Pierer, R. und C. Bernhard: High temperature behavior during solidification of peritectic steels under continuous casting conditions, *MS&T 2006*, Cincinnati, USA.
- [47] Thomas, B.G. and C. Li: Thermomechanical Finite-Element Model of Shell Behavior in Continuous Casting of Steel, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 35 (2004), 6, 1151-1172.

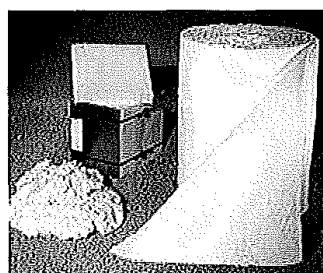


# Anhang A

<b>RATH</b>	<b>DATENBLATT / DATA SHEET</b>
Zugeordnetes SDBL: Altra Papier Corresponding MSDS: Altra Paper	
<b>ALTRA Papier/ ALTRA Paper</b>	

## Altra KP 1600

Das Material kann nach kundenspezifischen Anforderungen als Rollenmaterial oder in Sonderabmessungen geliefert werden  
 The material can be delivered as standard roll or with special dimensions.



Rohstoffbasis / Basic raw material:	Aluminiumsilikatwolle / Aluminium silicate wool	
Klassifikationstemperatur / Classification Temperature:	1600 °C	
Daueranwendung / Continuous application:	< 1500 °C	
Mittlerer Faserdurchmesser / Average fibre diameter:	2-4 µm	
Dichte / Density:	> 150 kg/m <sup>3</sup>	
Chemische Analyse gegläht / Chemical analyses fired (EN 955-2; 4):	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	> 88 %
	SiO <sub>2</sub>	< 12 %
Wärmeleitfähigkeit nach dem Heizdrahtverfahren (Dichte 128 kg/m <sup>3</sup> )/ Thermal conductivity according to hot wire method (Density 128 kg/m <sup>3</sup> )/at (DIN EN 993-14):	200°C	0,12 W/mK
	600°C	0,16 W/mK
	800°C	0,20 W/mK
	1000°C	0,24 W/mK
	1200°C	0,30 W/mK
	1400°C	0,38 W/mK
Organischer Binder/ Organic Binder [%]:	3-10	

Die angegebenen Daten repräsentieren Durchschnittswerte aus der laufenden Produktion. Sie haben Informationscharakter und sind nicht als Garantiewerte anzusehen.  
 The given data are mean values of our current production. They are for information only and not to be taken as a guarantee.

# Anhang B

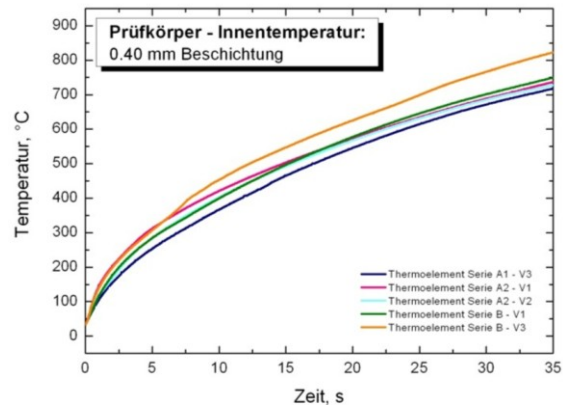


Abbildung B-1: Prüfkörper - Innentemperatur: mit Beschichtung

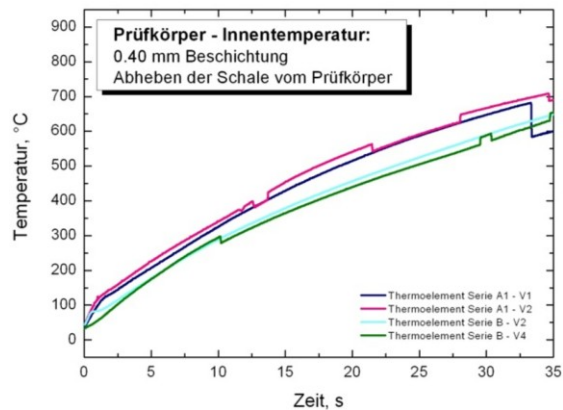


Abbildung B-2: Prüfkörper - Innentemperatur: mit Beschichtung und Abheben.

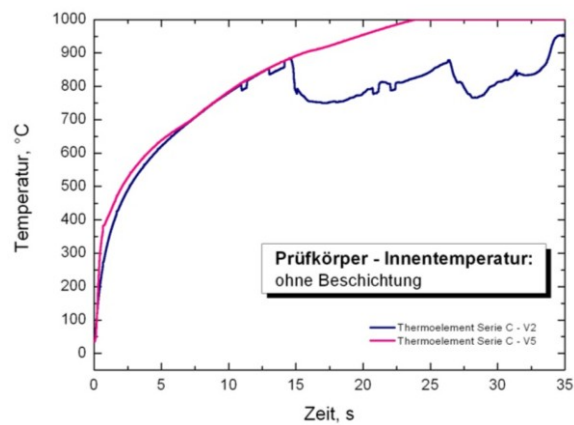


Abbildung B-3: Prüfkörper - Innentemperatur: ohne Beschichtung.

# Anhang C

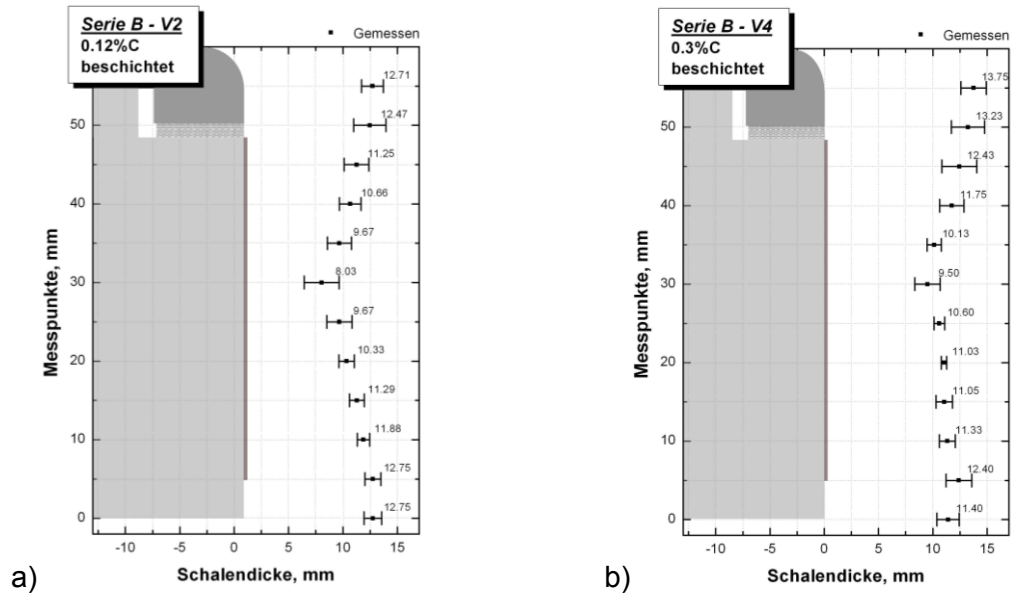


Abbildung C-1: Gemessene Schalendicke des Versuches a) B-V2 für 0,12 %C b) B-V4 für 0,30 %C.

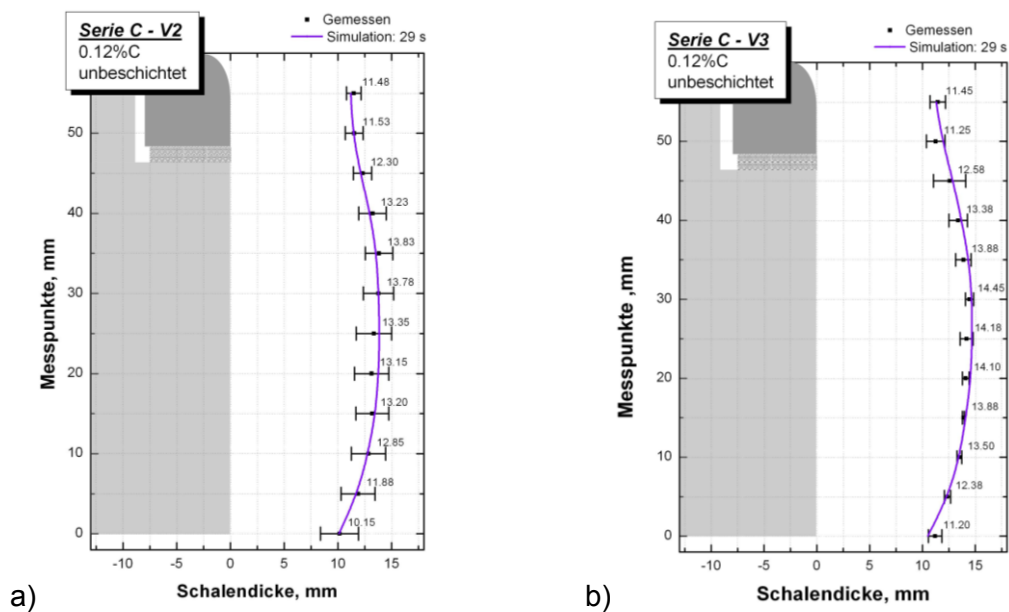
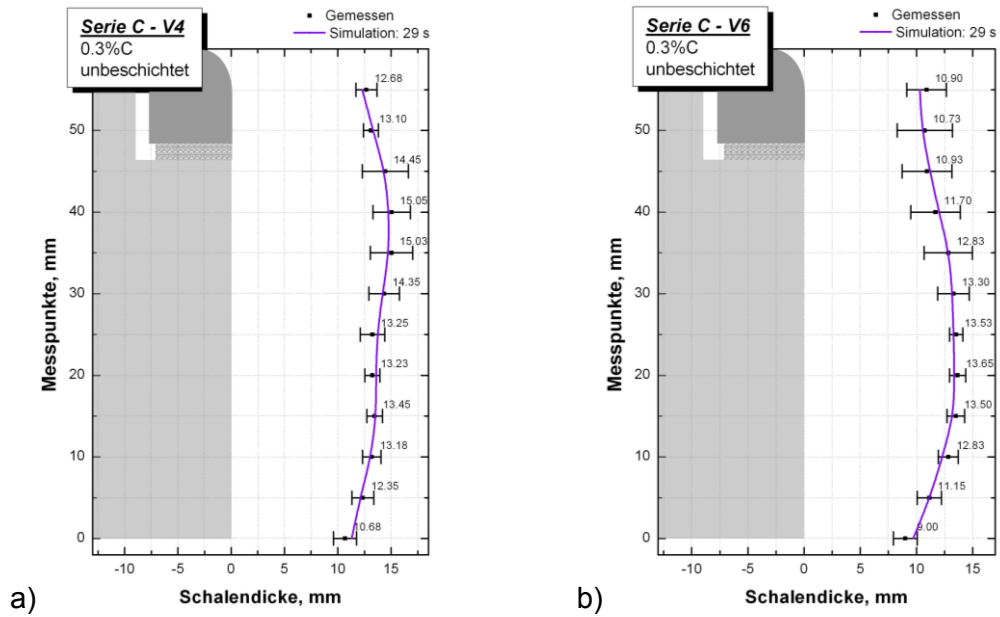


Abbildung C-2: Berechnete und gemessene Schalendicke des Versuches a) C-V2 für 0,12 %C b) C-V3 für 0,30 %C.



**Abbildung C-3:** Berechnete und gemessene Schalendicke des Versuches a) C-V4 für 0,12 %C  
b) C-V6 für 0,30 %C.