



Lehrstuhl für Eisen- und Stahlmetallurgie

Masterarbeit



Auflösungsverhalten von Schrott in
Roheisen unter Schutzgasatmosphäre

Alexander Halwax, BSc

Oktober 2019



Masterarbeit S 723

Spezifikation von Inhalten, Umfang und Zeitplan

Titel: „Auflösungsverhalten von Schrott in Roheisen unter Schutzgasatmosphäre“

Kandidat/in: Alexander Halwax

Tel: +43 6644293408

Mail: alexander.halwax@stud.unileoben.ac.at

Betreuer am Lehrstuhl für Eisen und Stahlmetallurgie (LfESM) und K1-MET GmbH:

1. Betreuer (Habillierter): Univ.Prof. J. Schenk	Tel.: +43 3842 402 2200
	Mail: johannes.schenk@unileoben.ac.at
2. Betreuer (wiss. MA): Dipl.Ing. Florian Markus Penz	Tel.: +43 3842 402 2244
	Mail: florian-markus.penz@k1-met.com

Ansprechpersonen bei den Industriepartnern voestalpine Stahl GmbH, Primetals Technologies Austria GmbH und voestalpine Stahl Donawitz GmbH:

1. Ansprechperson: Dipl.Ing. Rainer Ammer	Tel.: 06802136241,
	Mail: rainer.ammer@voestalpine.com
2. Ansprechperson: Dipl.Ing. Krzysztof Pastucha	Tel.: 0664 6151273,
	krzysztof.pastucha@primetals.com
3. Ansprechperson: Dipl.Ing. Dr. mont. Gerald Klösch	Tel.: 0664 8362757
	gerald.kloesch@voestalpine.com

Beginn der Arbeit: 5. Februar 2019

Geplantes Ende der Arbeit: 5. August 2019

Verteiler: Ammer, Halwax, Kofler, Klösch, Mayerhofer, Schenk, Pastucha, Penz,

Kurzbeschreibung der Problemstellung

Schrott wird im LD-Prozess als ein wichtigster Zuschlagstoff neben Roheisen zugesetzt. Schrott dient dabei als Kühlmittel und Eisenträger. Seine Auflösungskinetik wurde bereits des Öfteren unter oxidierenden Bedingungen untersucht. Dabei kam es bei hohen Temperaturen und langen Haltezeiten oftmals zu Verfälschungen der Ergebnisse durch Oxidation der Probenaufnahme. Des Weiteren zeigten die Modellierung sowie voreinhergehende Versuche mit Roheisen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt unterschiedliche Auflösungserscheinungen. Zum besseren Verständnis und zur Beurteilung der Auflösungskinetik sollen im Rahmen der Masterarbeit Versuche am neuen Hochtemperaturvertikalrohröfen durchgeführt werden.

1. Inhalt und Vorgangsweise

- Literaturrecherche zu folgenden Themen:
 - Experimentelle Auflösungsversuche unter Schutzgasatmosphäre
 - Das Verhalten von Stahlschrott bei hohen Temperaturen unter oxidierenden Bedingungen
- Experimentelle Untersuchungen am Hochtemperatur-Vertikalrohröfen bei 1400°C unter Schutzgasatmosphäre. Die Proben sollen dabei 5, 10, 20, 30, 60, 120, 180 und 240 s im Roheisenschmelzbad verbleiben. Die zu untersuchenden Stähle sind: S235JR, Reineisen (ULC-Stahl), hochkohliges Stahl (~ 1 Gew.-% C). Die Eintauchzeiten und der S235JR Baustahl sollen dabei mit früheren Ergebnissen verglichen werden.
- Zusätzlich sollen Auflösungsversuche von S235JR nahe bzw. auf der Liquidustemperatur bei einem Kohlenstoffgehalt der Schmelze von 2 Gew.-% Kohlenstoff
- Auswertung der erhaltenen Proben mittels LOM und REM eventuell mittels Mikrosonde
- Evaluierung des Auflösungsverhaltens von Schrott in definierten Roheisenschmelzen
- Ziel ist ein Vergleich mit den unter oxidierender Atmosphäre durchgeführten Versuche am alten Geroofen des LfESM.

2. Aufgaben des LfESM

Seitens des LfESM wird die Masterarbeit als Teil der Ausbildung des Kandidaten für die Erlangung des akademischen Grades eines Dipl.-Ing. betreut.

Dem Kandidaten wird der Zugang zu Literatur und Literaturdatenbanken für seine Arbeit zur Verfügung gestellt. Software am LfESM kann er, soweit es nicht durch Lizenzbestimmungen anders geregelt ist, für die Bearbeitung von Fragestellungen aus der Masterarbeit nutzen. Eine gewerbliche Nutzung ist ausdrücklich ausgeschlossen.

Vorhandenes Laborequipment kann für die Versuche genutzt werden. Die Analysen mittels LiMi und REM sowie die dazugehörige Probenpräparation werden am LfESM durchgeführt.

3. Aufgaben der Industriepartner, voestalpine Stahl GmbH, Primetals Technologies Austria GmbH, voestalpine Stahl Donawitz GmbH und K1-MET GmbH

Der Industriepartner erklärt sich bereit, während der Durchführung der Masterarbeit im Rahmen des K1-MET Projekts 2.2 WP2 folgende Aufgaben zu übernehmen:

- K1-MET GmbH stellt den Hochtemperatur Vertikalrohrföfen des Typs HTRV 100-500/18 der Firma Gero für die Versuche zur Verfügung.
- Die Stahlgüte „ULC Stahl“ und eine hochkohlige Güte werden von voestalpine Stahl Donawitz GmbH zur Verfügung gestellt.
- Zugang zu allen betrieblichen Daten und Informationen (chemische Analyse der Stahlgüten), die für die Verfassung der Arbeit benötigt werden.
- Falls für die Betreuung des Kandidaten zusätzliche Kosten für den Lehrstuhl anfallen wie bspw. Dienstreise nach Linz, Tiegelmateriale und Graphitwellen, Analysen am Lehrstuhl etc., wird diese Zusatzleistung von der K1-MET GmbH im Rahmen des Projekts 2.2 WP2 übernommen.
- Falls für diese Arbeit der Aufenthalt an einer Anlage eines Industriepartners notwendig ist, erfolgt eine Unterweisung des Kandidaten in der Anlagen- und Betriebssicherheit für das Arbeiten im eingesetzten Betrieb gemäß den gesetzlichen und betrieblichen Vorschriften des Arbeitnehmerschutzes.

4. Zeitplan

Geplante Termine zur Präsentation der Arbeitsergebnisse und Absprache der weiterführenden Versuchsdurchführung durch die Kandidaten für LfESM:

- Kick-off Meeting: 19.02.2019
- Literaturrecherche laufend während der Arbeit.
- Versuchsplanung und -durchführung: Ab März 2019
- Versuchsdurchführung an der Liquiduslinie: Mai 2019

- Versuchsdurchführung abgeschlossen: Mitte Mai 2019
- Endpräsentation nach Fertigstellung der Arbeit August/September 2019

Leoben, am 05.02.2019

Prof. Johannes Schenk
Lehrstuhl für Metallurgie

Alexander Halwax, BSc
Student

Dr. Irmela Kofler
K1-Met GmbH

Dipl.-Ing Krzysztof Pastucha
Primetals Technologies

DI Rainer Ammer
voestalpine Stahl GmbH

Dr. mont. Gerald Klösch
voestalpine Stahl Donawitz GmbH

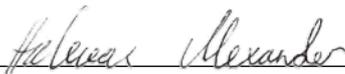
EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt, und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Ich erkläre, dass ich die Richtlinien des Senats der Montanuniversität Leoben zu "Gute wissenschaftliche Praxis" gelesen, verstanden und befolgt habe.

Weiters erkläre ich, dass die elektronische und gedruckte Version der eingereichten wissenschaftlichen Abschlussarbeit formal und inhaltlich identisch sind.

Datum 09.10.2019



Unterschrift Verfasser/in
Alexander, Halwax

Kurzfassung

Im Rahmen dieser Masterarbeit wurde das Auflösungsverhalten von drei unterschiedlichen Schrottsorten in Roheisenschmelzen bei einer Gleichgewichtstemperatur von 1300 °C unter Schutzgas untersucht. Ziel war es, den Einfluss der Differenz des Kohlenstoffgehaltes zwischen Schrott und Roheisenschmelze auf das Auflösungsverhalten des Schrottes zu untersuchen. Die Ergebnisse wurden mit früheren Versuchen, welche unter oxidierenden Bedingungen ermittelt wurden, verglichen. Aus dem Vergleich sollte die Beeinflussung des Auflösungsverhaltens des Schrottes durch die Oxidation der Proben evaluiert werden.

Mittels einer Wärmebilanz wurde die sich einstellende Gleichgewichtstemperatur berechnet und daraus die notwendige Starttemperatur der Roheisenschmelze ermittelt. Die dafür notwendigen Werte für die Enthalpie sowie spezifische Wärmekapazität wurden mittels FactSage® 7.2 unter Verwendung der Datenbanken FSstel und FactPS ermittelt. Neben der Gleichgewichtstemperatur wurde die Dichte der Schrotte bei Gleichgewichtstemperatur nach einer von Mieltinen in [1] veröffentlichten Gleichung ermittelt. Die Auflösungsversuche unter Schutzgasatmosphäre wurden in einem Hochtemperaturvertikalrohrföfen am Lehrstuhl für Eisen- und Stahlmetallurgie durchgeführt. Als Schutzgas wurde bei allen Versuchen Stickstoff verwendet. Nach den Versuchen wurden über den Massenverlust der Proben unter Verwendung einer Zielwertsuche mittels Microsoft® Excel die resultierenden Radien ermittelt. Durch die sich ergebenden Radien wurde mithilfe eines Lagrange-Polynoms zweiten Grades die Abtragsrate und der Massentransferkoeffizient nach einer Gleichung von Zhang und Oeters, publiziert in [2], berechnet.

Da es sich beim Auflösungsprozess von Schrott um einen gekoppelten Wärme- und Massentransport handelt, wurde eine metallographische Untersuchung der Proben durchgeführt, um die Diffusionstiefe des Kohlenstoffes im Schrott festzustellen.

Der Vergleich von Abtragsraten, Massentransferkoeffizienten und Dicke der aufgekohlten Schicht in der festen Phase mit Literaturwerten ergab unterschiedliche Ergebnisse. Der Vergleich ergab, dass Abtragsrate und Massentransferkoeffizient durch die oxidierenden Bedingungen bei früheren Versuchen augenscheinlich nicht beeinflusst werden. Die ermittelten Diffusionstiefen des Kohlenstoffes im festen Schrott weichen von früheren Ergebnissen ab. Dies ist ein Resultat der langsamen Abkühlrate der Proben im Vertikalrohrföfen. Bei früheren Arbeiten wird demnach die Probenoberfläche durch die Oxidation beeinflusst.

Abstract

Within this master thesis, the dissolution behavior of three different scrap types in liquid hot metal was investigated at an equilibrium temperature of 1300 ° C under inert gas. The aim was to investigate the influence of the carbon concentration difference between scrap and liquid hot metal on the dissolution behavior of the scrap. The results were compared with previous tests, which were carried out under oxidizing conditions. From the comparison, the influence on the dissolution behavior of the scrap by the oxidation of the samples was evaluated.

By means of a heat balance the self-adjusting equilibrium temperature was calculated and from this the necessary initial temperature of the liquid hot metal was determined. The required values for the enthalpy and specific heat capacity were determined using FactSage[®] 7.2 and the databases FSstel and FactPS. In addition to the equilibrium temperature, the density of the scrap at equilibrium temperature was determined by an equation published by Miettinen in [1]. The dissolution experiments under inert gas atmosphere were carried out in a high temperature vertical tube furnace at the chair of ferrous metallurgy. As a protective gas nitrogen was used in all experiments. After the experiments, the resulting radii were determined about the mass loss of the samples using a goal seek application with Microsoft[®] Excel. The resulting radii were calculated using a second-order Lagrange-polynomial to calculate the ablation rate and the mass transfer coefficient according to the approach published by Zhang and Oeters in [2].

Since the dissolution process of scrap is a coupled heat and mass transport, a metallographic examination of the samples was performed to determine the thickness of the boundary layer.

The comparison of the ablation rates, mass transfer coefficients and boundary layer thicknesses with literature values gave different results. The comparison showed that the removal rate and the mass transfer coefficient are apparently not affected by oxidizing conditions in earlier experiments. The determined diffusion depths of the carbon in the solid scrap differ from previous results. This is a result of the slow cooling rate of the samples in the vertical tube furnace. In previous works the sample surface is affected by the oxidation.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Abstract	III
Inhaltsverzeichnis	I
Allgemeine Formelzeichen	I
Akronyme	II
Abbildungsverzeichnis	IV
Tabellenverzeichnis	I
1 Einleitung	1
2 Schrottschmelzen	3
2.1 Bildung und Rückschmelzen der Quenkschicht	3
2.2 Diffusionsschmelzen	7
2.3 Konvektionsschmelzen	10
2.4 Zusammenfassung	10
2.5 Mathematische Modellierung der Schrottauflösung.....	11
3 Experimentelles	13
3.1 Berechnung	15
3.2 Metallographische Untersuchung.....	19
4 Ergebnisse und Diskussion	21
4.1 Dimensionsloser Radius	23
4.2 Abtragsrate	25

4.3	Massentransferkoeffizient	26
4.4	Diffusionstiefe des Kohlenstoffes	32
4.5	Vergleich mit Literaturwerten	46
5	Zusammenfassung und Ausblick.....	53
6	Literaturverzeichnis	55
A	Zusammensetzungen der Roheisenschmelzen	1

Allgemeine Formelzeichen

{ }	Gasphase
[]	Schmelze
()	Schlackenphase
< >	Feuerfestmaterial, nichtmetallische Einschlüsse

Akronyme

C	Kohlenstoff
C_i	Kohlenstoffkonzentration bestimmter Phase [kg / m ³]
c_p	spezifische Wärmekapazität [J / g*K]
D	Diffusionskoeffizient [m ² / s]
Fe	Eisen
Fe ₃ C	Zementit
H	Enthalpie [J / kg]
k	Verteilungskoeffizient
LD	Linz-Donawitz
m	Masse [kg]
Q	Wärme [J]
\dot{Q}	Wärmestrom [W]
R	Radius [m]
t	Zeit [s]
T	Temperatur [°C]
V	Vergrößerung
α	Ferrit
β	Massentransferkoeffizient [m / s]

γ	Austenit
δ	Grenzschichtdicke
λ	Wärmeleitfähigkeit [W / m ² *K]
ρ	Dichte [kg / m ³]

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Auffrieren und Schmelzen der Roheisenschale wenn $C_{\text{Schmelze}} < C_{s, e}$ [2] ..5	..5
Abbildung 2-2: Auffrieren und Schmelzen der Roheisenschale wenn $C_{\text{Schmelze}} > C_{s, e}$ [2] ..6	..6
Abbildung 2-3: Schematischer Wärme- und Stofftransport zwischen kaltem Schrott und flüssiger Roheisenschmelze [3]	8
Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Kohlenstoffgehalte von Schmelze und Schrott im Fe-Fe ₃ C-Diagramm [3]	10
Abbildung 3-1: Probengeometrie.....	14
Abbildung 3-2: Enthalpie als Funktion der Temperatur der unterschiedlichen Schrottsorten.....	16
Abbildung 3-3: Dichteverlauf Reineisen	18
Abbildung 3-4: Dichteverlauf S235JR	18
Abbildung 3-5: Dichteverlauf C90.....	18
Abbildung 3-6: Vergleich der Dichteverläufe	18
Abbildung 4-1: Reineisenproben nach Auflösungsversuchen.....	21
Abbildung 4-2: S235JR-Proben nach Auflösungsversuchen	22
Abbildung 4-3: C90-Proben nach Auflösungsversuchen	22
Abbildung 4-4: Vergleich der dimensionslosen Radien der unterschiedlichen Schrottsorten.....	23
Abbildung 4-5: Vergleich der Abtragsraten der unterschiedlichen Schrottsorten	26

Abbildung 4-6: Fe-Fe ₃ C-Diagramm Reineisenschrott.....	27
Abbildung 4-7: Fe-Fe ₃ C-Diagramm S235JR-Schrott.....	27
Abbildung 4-8: Fe-Fe ₃ C-Diagramm C90-Schrott	28
Abbildung 4-9: Massentransferkoeffizienten	28
Abbildung 4-10: Präparierte und geätzte Reineisenproben	32
Abbildung 4-11: Montageaufnahme Oberfläche der 5 Sekunden-Reineisenprobe; V~5:1	33
Abbildung 4-12: Montageaufnahme Oberfläche der 10 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1	33
Abbildung 4-13: Montageaufnahme Oberfläche der 20 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1	33
Abbildung 4-14: Montageaufnahme Oberfläche der 30 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1	33
Abbildung 4-15: Montageaufnahme Oberfläche der 60 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1	34
Abbildung 4-16: Montageaufnahme Oberfläche der 90 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1	34
Abbildung 4-17: Montageaufnahme Oberfläche der 120 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1.....	34
Abbildung 4-18 Montageaufnahme Oberfläche der 180 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1	34
Abbildung 4-19: Mikroaufnahmen der Grenzflächen; Reineisen.....	35
Abbildung 4-20: Präparierte und geätzte S235JR-Proben.....	36
Abbildung 4-21: Montageaufnahme Oberfläche der 5 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1.	37
Abbildung 4-22: Montageaufnahme Oberfläche der 10 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1	37
Abbildung 4-23: Montageaufnahme Oberfläche der 20 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1	37
Abbildung 4-24: Montageaufnahme Oberfläche der 30 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1	37

Abbildung 4-25: Montageaufnahme Oberfläche der 60 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1	38
Abbildung 4-26: Montageaufnahme Oberfläche der 90 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1	38
Abbildung 4-27: Montageaufnahme Oberfläche der 120 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1	38
Abbildung 4-28: Montageaufnahme Oberfläche der 180 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1	38
Abbildung 4-29: Mikroaufnahmen der Grenzflächen; S235JR	39
Abbildung 4-30: Präparierte und geätzte C90-Proben	40
Abbildung 4-31: Montageaufnahme Oberfläche der 5 Sekunden C90-Probe; V~5:1	41
Abbildung 4-32: Montageaufnahme Oberfläche der 10 Sekunden C90-Probe; V~5:1	41
Abbildung 4-33: Montageaufnahme Oberfläche der 20 Sekunden C90-Probe; V~5:1	41
Abbildung 4-34: Montageaufnahme Oberfläche der 30 Sekunden C90-Probe; V~5:1	41
Abbildung 4-35: Montageaufnahme Oberfläche der 60 Sekunden C90-Probe; V~5:1	41
Abbildung 4-36: Montageaufnahme Oberfläche der 90 Sekunden C90-Probe; V~5:1	42
Abbildung 4-37: Montageaufnahme Oberfläche der 120 Sekunden C90-Probe; V~5:1	42
Abbildung 4-38: Montageaufnahme Oberfläche der 180 Sekunden C90-Probe; V~5:1	42
Abbildung 4-39: Mikroaufnahmen der Grenzflächen; C90	43
Abbildung 4-40: Vergleich der Diffusionstiefen des Kohlenstoffes	45
Abbildung 4-41: Vergleich der Abtragsrate der S235JR-Proben mit den Werten aus [4]	51
Abbildung 4-42: Vergleich des Massentransferkoeffizienten mit den Werten aus [4]	51

Tabellenverzeichnis

Tabelle 3-I: Berechnete Gleichgewichtstemperaturen	15
Tabelle 3-II: Schrottzusammensetzungen	16
Tabelle 3-III: Dichten bei Gleichgewichtstemperatur	17
Tabelle 4-I: Kohlenstoffgehalte und –differenzen laut Gleichung (2-7)	30
Tabelle 4-II: Abtragsrate und Massentransferkoeffizient.....	31
Tabelle 4-III: Mittelwerte der Grenzschichtdicke	44
Tabelle 4-IV: Literaturwerte; Abtragsrate unter natürlicher Konvektion	47
Tabelle 4-V: Literaturwerte; Massentransferkoeffizienten unter natürlicher Konvektion	48
Tabelle 4-VI: Literaturwerte; Grenzschichtdicke unter natürlicher Konvektion	49

1 Einleitung

Der Großteil der Weltrohstahlproduktion erfolgt über das LD-Verfahren. Der Konverter wird dabei, neben Roheisen und Schlackenbildnern, mit Stahlschrott beschickt. Dieser dient als wichtiges Kühlmittel beim Einsatz von technisch reinem Sauerstoff während der Blasperioden. Der Sauerstoff wird zum Frischen des Stahls auf die Badoberfläche aufgeblasen. Dabei werden Kohlenstoff, Silizium, Mangan und Phosphor oxidiert und in der Schlacke abgebunden beziehungsweise als gasförmiges Kohlenstoffmonoxid ausgetragen. Die Oxidation ist eine exotherme Reaktion, das heißt es wird Wärme frei und die Temperatur der Schmelze steigt. Um die Temperatur und somit den Prozess zu regeln wird Schrott eingesetzt. Die Menge an Köhlschrott wird so berechnet, dass die Bilanz zwischen den exothermen Oxidationsreaktionen und den endothermen Reaktionen, wie zum Beispiel dem Schrottschmelzen, zu einer bestimmten Abstichtemperatur nach dem Blasen führt, welche in engen Grenzen liegt. Gleichzeitig dient Stahlschrott als zusätzliche Eisenquelle bei der Stahlproduktion. Das Recycling von Stahl, also der Schrotteinsatz im Konverter, bringt daher auch wirtschaftliche Vorteile. Neben der Notwendigkeit als Kühlmittel und der Nutzung als zusätzliche Eisenquelle, können durch die Erhöhung des Schrotteinsatzes Kohlendioxidemissionen verringert werden. Der Einsatz von Stahlschrott bei der Rohstahlproduktion ist ebenfalls hinsichtlich Energieeinsparung und Ressourcenschonung wünschenswert. Viele Forschungsarbeiten wurden bereits über das Thema der Schrottauflösung verfasst. Diese befassten sich damit die Auflösungskinetik besser zu verstehen, um die Schrottmenge im LD-Prozess zu erhöhen. Ebenfalls besteht das Ziel darin über mathematische Modellierung den Prozess der Stahlherstellung zu optimieren, da variierende Größe, Zusammensetzung und Schmelzrate des eingesetzten Schrottes die Prozessführung stark beeinflussen. [3–8]

In früheren Veröffentlichungen wurde die Kinetik der Schrottauflösung bereits mehrmals unter oxidierenden Bedingungen untersucht. Bei hohen Temperaturen und langen Verweilzeiten des Schrottes in der Roheisenschmelze wurden die Ergebnisse jedoch durch Oxidationsreaktionen verfälscht. Deshalb wird in dieser Arbeit das Auflösungsverhalten verschiedener Schrottsorten in einer Roheisenschmelze unter Schutzgasatmosphäre untersucht. Die Versuche unter Schutzgasatmosphäre sollen zum besseren Verständnis der Auflösungskinetik des Schrottes führen und den Einfluss der Atmosphäre auf die Ergebnisse der früheren Versuche aufzeigen. [4]

2 Schrottschmelzen

Beim Schrottschmelzen treten gleichzeitig Wärme- und Stofftransportvorgänge auf. Das Schrottschmelzen in Roheisenschmelzen kann grundsätzlich in drei Stufen unterteilt werden:

- „Auffrieren“ einer Roheisenschicht auf der kalten Schrottoberfläche direkt nach dem Einsatz, welche in weiterer Folge wieder aufschmilzt. Diese wird auch als Quenkschicht bezeichnet.
- Auflösen des Schrottes in Abhängigkeit seines Kohlenstoffgehaltes und jenem der Metallschmelze. Dies wird Diffusionsschmelzen genannt.
- Konvektionsschmelzen des Schrottes. Tritt ein sobald die Liquidustemperatur des Schrottes erreicht wird.

Diffusionsschmelzen bzw. Konvektionsschmelzen haben ein Ende sobald kein Schrott mehr vorhanden ist. [3, 9–11]

2.1 Bildung und Rückschmelzen der Quenkschicht

Aufgrund des hohen Temperaturunterschieds zwischen Schrott und Roheisenschmelze, bei Schrotzugabe, bildet sich ein hoher Temperaturgradient aus. Durch diesen Gradienten stellt sich ein dementsprechender Wärmestrom von der Schmelze zum Schrott ein. Dabei wird zwischen dem Wärmestrom von der Schmelze in die sich ausbildende Grenzschrift und dem von der Grenzschrift in den Schrott differenziert. Da die Wärmeübertragung in die Grenzschrift wesentlich geringer als jene in den Schrott ist, kommt es, aufgrund der zu kleinen Wärmemenge, welche dem Schrott zugeführt wird, zur Verfestigung einer

Roheisenschicht an der Oberfläche des Feststoffs. Sobald eine Schmelze mit einem Kohlenstoffgehalt von C_{Schmelze} und der Temperatur T_{Schmelze} erstarrt, verändert sich die Oberflächentemperatur des Schrottes zu $T_{\text{S, Schale}}$. Dadurch stellt sich vor der Oberfläche eine Temperaturdifferenz von $T_{\text{Schmelze}} - T_{\text{S, Schale}}$ ein. An der Phasengrenze bildet sich aufgrund der Erstarrung die Verteilungskonstante

$$k = \frac{C_s^*}{C_l^*} \quad (2-1)$$

aus. Dabei entspricht C_l^* zu Beginn dem Kohlenstoffgehalt der Schmelze C_{Schmelze} . Diese erstarrt folglich den Gleichgewichtsbedingungen bei der Temperatur $T_{\text{S, Schale}}$ zu einer festen Phase mit dem Kohlenstoffgehalt:

$$C_s^* = k * C_l^* \quad (2-2)$$

C_l^* entspricht solange C_{Schmelze} bis sich eine Konzentrationsgrenzschicht ausbildet. Der Differenzbetrag von C_l^* und C_s^* diffundiert aufgrund der Erstarrung an der Schrottoberfläche in die Schmelze, wodurch C_l^* ansteigt und sich ein Konzentrationsgefälle ausbildet. Der Unterschied zwischen C_l^* und C_{Schmelze} führt schließlich zu Kohlenstoffdiffusion wodurch sich die Konzentrationsgrenzschicht ausbildet C_l^* steigt solange an bis gilt:

$$C_l^* = \frac{C_{\text{Schmelze}}}{k} \quad (2-3)$$

und dadurch:

$$C_s^* = C_{\text{Schmelze}} \quad (2-4)$$

Zeitgleich der Ausbildung der Konzentrationsgrenzschicht vermindert sich die Gleichgewichtstemperatur $T_{\text{S, Schale}}$ auf $T_{\text{S, 0}}$. Dies entspricht jener Temperatur bei der Gleichung (2-3) gilt. Der Index 0 steht für den Zeitpunkt Null, da dieser Zustand als Start der Schalenbildungsperiode angesehen wird. Das Auffrieren der Schmelze auf der Schrottoberfläche, sprich die Schalenwachstumsgeschwindigkeit

$$\frac{dR}{dt} \quad (2-5)$$

Grenzflächentemperatur den kritischen Wert $T_{S, \text{krit.}}$ erreicht, C_l^* somit C_{Schmelze} und dR/dt gleich Null ist, hat die Schale die maximale Dicke erreicht. Das Abschmelzen der Schale beginnt, durch die Verringerung von C_l^* und C_s^* und der steigenden Schalentemperatur mit fortlaufendem Prozess. In der Abschmelzperiode ist der Wert für dR/dt negativ. [2]

Bei Kohlenstoffgehalten der Schmelzen über $C_{s, e}$ ist die niedrigste Gleichgewichtstemperatur, bei welcher feste und flüssige Phase nebeneinander vorliegen, die eutektische Temperatur T_e . Die Grenzflächentemperatur entspricht daher zu Beginn T_e . Die Kohlenstoffkonzentration beim Beginn des Schalenwachstums ist als $C_{s, e}^*$ bezeichnet. $C_{s, e}^*$ entspricht zum Zeitpunkt $t=0$ C_{Schmelze} und sinkt mit fortschreitendem Prozess bis zum Zeitpunkt $t=t^+$. Bei diesem Zeitpunkt entspricht $C_{s, e}^*$ gleich $C_{s, e}$. Während dieser Zeit ist $C_{s, e}^*$ ein Mischwert aus den Kohlenstoffgehalten der flüssigen und festen Phase, die bei T_e im Gleichgewicht stehen. Die eutektische Temperatur bleibt dabei solange konstant bis $C_{s, e}^* = C_{s, e}$ ist. Der Kohlenstoffgehalt der flüssigen Phase bleibt während dieser Zeit auch konstant $C_{l, e}$. Sobald $C_{s, e}^*$ den Gehalt von $C_{s, e}$ erreicht hat, verläuft der restliche Prozess gleich wie zuvor beim Schmelzen mit einer Zusammensetzung unter $C_{s, e}$ beschrieben. Die Kohlenstoffgehalte und Temperaturen für den Fall das $C_{\text{Schmelze}} = C_{s, e}$ ist, ist in **Abbildung 2-2** dargestellt. [2, 12]

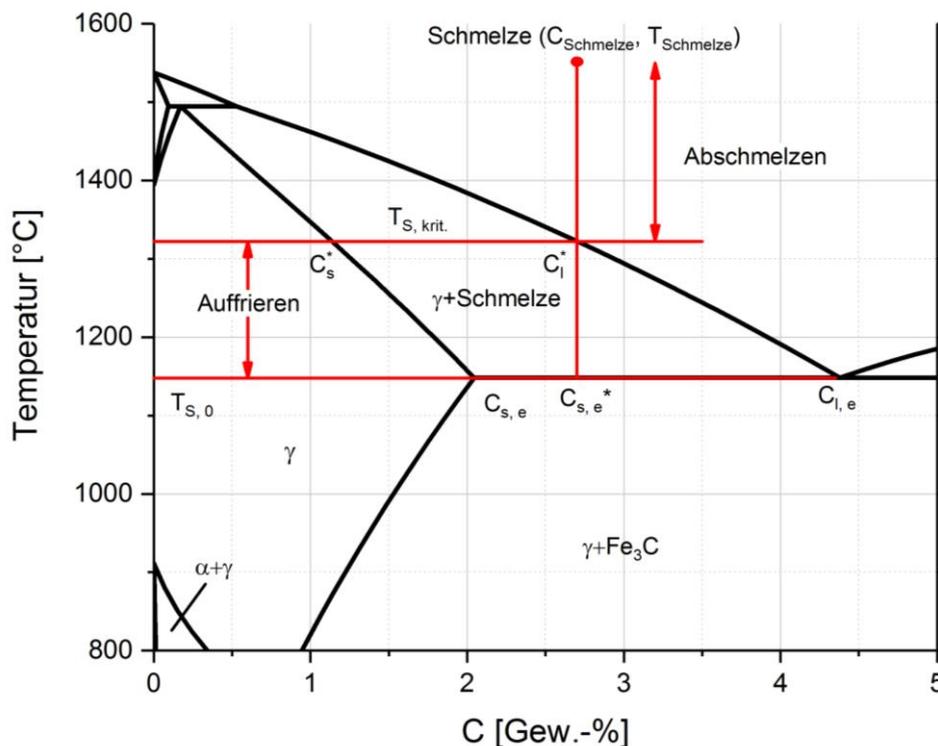


Abbildung 2-2: Auffrieren und Schmelzen der Roheisenschale wenn $C_{\text{Schmelze}} > C_{s, e}$ [2]

Der zuvor erwähnte Anstieg der Temperatur begründet sich durch eine kontinuierliche Wärmezufuhr aus der Schmelze. Daraus resultiert eine stetige Erwärmung der Quenkschicht bis diese aufschmilzt. [9, 10, 14]

Durch Betrachtung der Wärmeströme können drei Zustände festgelegt werden:

- $\dot{Q}_{ab} - \dot{Q}_{zu} > 0$

Dabei ist die von der Schmelze dem Schrott zugeführte Wärmemenge geringer als jene die in den Schrott abgeführt wird. Solange diese Beziehung gilt, erstarrt flüssiges Roheisen auf der Schrottoberfläche und bildet die Quenkschicht.

- $\dot{Q}_{ab} - \dot{Q}_{zu} = 0$

Sind zu- und abgeführter Wärmestrom gleich groß, ist das Erstarren der Roheisenschmelze auf der Festkörperoberfläche beendet und es kommt zum Aufheizen der aufgefrorenen Schicht. Die Zeit bis zum Ende der Quenkschichtbildung ist von der Aufheizrate des Schrottes abhängig.

- $\dot{Q}_{ab} - \dot{Q}_{zu} < 0$

Sobald die Wärmemenge welche von der Schmelze dem Schrott zugeführt wird jene der in den Schrott abgeführten übersteigt, kommt es zum Abschmelzen der an der Schrottoberfläche erstarrten Roheisenschicht. [9, 14]

2.2 Diffusionsschmelzen

Das Diffusionsschmelzen setzt ein sobald die Quenkschicht vollständig abgeschmolzen ist. Diese Art des Massentransportes tritt nur dann auf, wenn die Zusammensetzung des Schrottes von jener der Schmelze abweicht und die mittlere Schrotttemperatur unter dem Schmelzintervall des Feststoffs liegt. Bei identischer chemische Zusammensetzung von Schrott und der umgebenden Schmelze, würde er bis zu seiner Liquidustemperatur aufgeheizt und schließlich rasch aufgeschmolzen werden. In diesem Fall hängt der Schmelzprozess rein vom Wärmeübergang ab. Dies wird als Konvektionsschmelzen bezeichnet. Das Konvektionsschmelzen selbst ist für diese Arbeit jedoch nicht relevant, da das Schmelzintervall der eingesetzten Schrottsorten über der Temperatur der Roheisenschmelze lag. Deshalb wird der Prozess des Konvektionsschmelzens in dieser Arbeit nicht genauer betrachtet sondern in Kapitel 2.3 nur kurz beschrieben. [4, 9, 15]

Bei unterschiedlicher Zusammensetzung des Schrottes und der Schmelze treten Auflösungsphänomene auf, wobei die Liquidus- als auch die Soliduskurve in Mehrkomponentensystemen von der Temperatur und vom Chemismus abhängig sind. Durch den Stoff- und Wärmetransport von der Schmelze in die Grenzschicht, von der Grenzschicht in den Schrott und von der Grenzschicht in die Schmelze, entspricht die Gleichgewichtstemperatur als auch die -zusammensetzung dieser Grenzschicht nicht mehr jener des Feststoffes bzw. der der Schmelze. Es treten dementsprechend zeitgleich Wärme- und Stofftransportvorgänge im Festen und Flüssigen innerhalb der Grenzschicht auf. Vor allem wenn die Temperatur der Schmelze unter dem Schmelzbereich des Schrottes liegt. Der Stofftransport im Schrott kann jedoch, aufgrund der dort vorherrschenden niedrigen Diffusionsgeschwindigkeit, vernachlässigt werden, da der Diffusionskoeffizient von Kohlenstoff in festem Eisen bzw. Eisen-Kohlenstofflegierungen wesentlich kleiner als in flüssigem ist. Genauer gesagt ist die Dicke der Diffusionsschicht nahe der Grenzfläche in der festen Phase, in welcher ein Konzentrationsgradient vorliegt, unendlich klein. Das heißt die Kohlenstoffkonzentration im Schrott ändert sich an der Grenzfläche sprunghaft zur Gleichgewichtszusammensetzung. Der Verlauf der Temperatur sowie der Kohlenstoffkonzentration im Bereich der Grenzschicht sind schematisch in **Abbildung 2-3** dargestellt. [2, 3, 9, 10, 15–19]

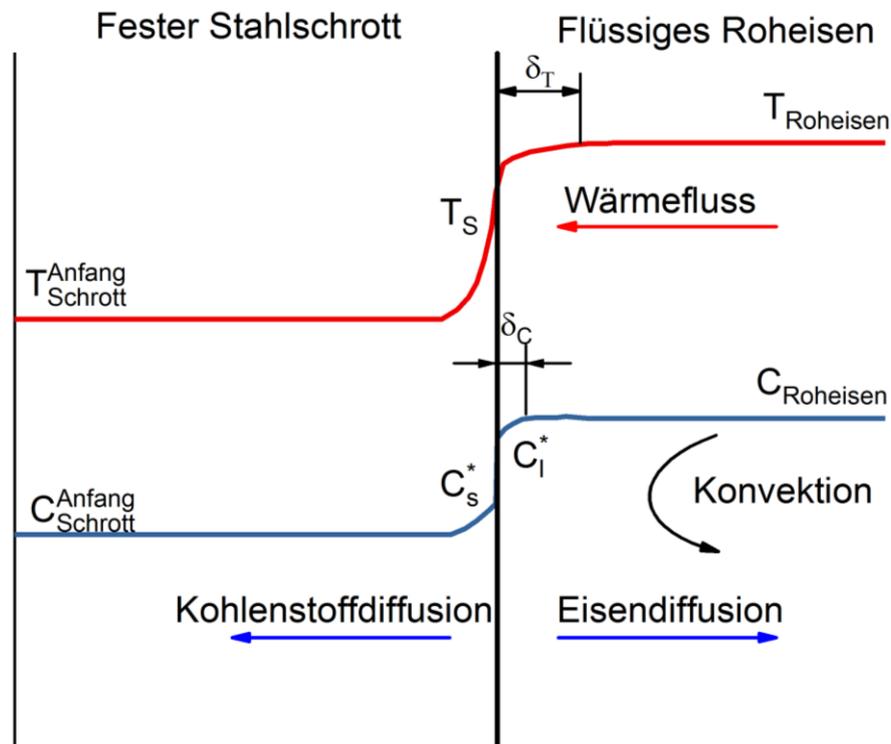


Abbildung 2-3: Schematischer Wärme- und Stofftransport zwischen kaltem Schrott und flüssiger Roheisenschmelze [3]

Abbildung 2-3 zeigt, dass die Schmelze eine Ausgangstemperatur T_{Roheisen} sowie einen Ausgangskohlenstoffgehalt C_{Roheisen} aufweist, bevor sie mit dem Schrott in Kontakt steht. Die Anfangswerte der Kohlenstoffkonzentration und $C_{\text{Schrott}}^{\text{Anfang}}$ der Temperatur $T_{\text{Schrott}}^{\text{Anfang}}$ des Schrottes sind zu Beginn über den gesamten Querschnitt gleichmäßig. Zwischen Schrott und Schmelze stellt sich ein Temperatur- und Konzentrationsgradient ein. An der Grenzfläche fest/flüssig resultiert durch die Wärmezufuhr aus der Schmelze und Wärmeabfuhr in den Schrott eine etwas niedrigere Temperatur T_s als die der Roheisenschmelze. Die Gleichgewichtskonzentrationen des Kohlenstoff bei T_s entspricht C_l^* in der flüssigen und C_s^* in der festen Phase der Grenzschicht. Bei der Grenzschicht handelt es sich um eine „Mushy-Zone“, d.h. es liegt sowohl feste und flüssige Phase nebeneinander vor. Die Lage der einzelnen Kohlenstoffgehalte bei einer Temperatur T_s von 1300 °C ist schematisch in **Abbildung 2-4** dargestellt. Die Diffusion von Kohlenstoff in die Grenzschicht führt zu einer Abnahme der Liquidustemperatur entsprechend dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm. Der zuvor erwähnte Wärmetransport aus der Schmelze dient dem Aufschmelzen der aufgekohlten Grenzschicht sowie dem Aufheizen des restlichen Schrottes. An der Grenzfläche findet die Phasenumwandlung fest / flüssig statt und der geschmolzene Schrott diffundiert in die umgebende Schmelze. Die Richtungen des Wärmestroms und der Diffusionsströme sind in **Abbildung 2-3** dargestellt. Die Auflösungsrate hängt unter isothermen Bedingungen von der Kohlenstoffdiffusion in der Schmelze ab und somit auch von der Differenz der Kohlenstoffgehalte der Schmelze und des Schrottes. δ_T bzw. δ_C beschreiben die Dicke der sich ausbildenden Temperatur- bzw. Konzentrationsgrenzschicht in der flüssigen Phase. In diesen Grenzschichten treten simultan der Wärme- und Stofftransport auf. Die Dicken dieser Grenzschichten sind voneinander und der konvektiven Strömung in der Schmelze abhängig. Die natürliche konvektive Strömung der Schmelze bildet sich aufgrund temperaturabhängiger physikalischer und chemischer Parameter, wie z.B. der Dichte, aus. [2, 3, 6, 9, 14, 17, 20-25]

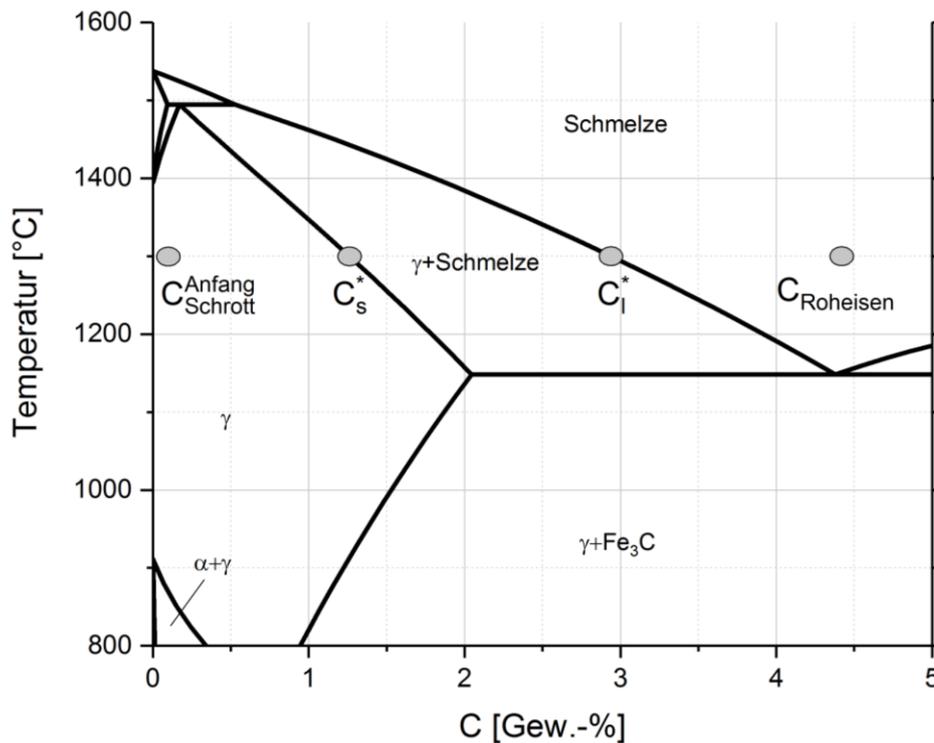


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Kohlenstoffgehalte von Schmelze und Schrott im Fe-Fe₃C-Diagramm [3]

2.3 Konvektionsschmelzen

Sobald die Kohlenstoffkonzentration der Grenzschicht jener der Schmelze entspricht oder der gesamte Schrott aufgelöst wurde, ist das Diffusionsschmelzen beendet. Eine weitere Möglichkeit der Beendigung des Diffusionsschmelzens ist, dass das Schmelzintervall des Schrottes erreicht wird. In diesem Fall setzt das Konvektionsschmelzen ein. Die Geschwindigkeit des Konvektionsschmelzens ist im Gegensatz zum Diffusionsschmelzen so hoch, dass das Diffusionsschmelzen vernachlässigt werden kann. [4, 9]

2.4 Zusammenfassung

Zusammengefasst lässt sich das Schrottschmelzen so erklären. Sobald Schrott mit flüssigem Roheisen in Berührung kommt, wird dieser von der Schmelze durch Wärmeleitung und konvektiven Wärmetransport erhitzt. Die den Schrott umgebende Schmelze kühlt dadurch ab. Wenn die Liquidustemperatur der Roheisenschmelze unterschritten wird, friert

diese an der Schrottoberfläche auf. Die Schichtbildung läuft solange ab bis die in den Schrott abgeführte Wärmemenge jener entspricht die von der Schmelze nachgeliefert wird. Sobald dies der Fall ist, ist die maximale Schichtdicke erreicht. Übersteigt die zugeführte Wärmemenge die abgeführte beginnt die Roheisenschicht abzuschmelzen. Sobald die Quenkschicht vollständig abgeschmolzen ist, startet das Diffusionsschmelzen. Dabei diffundiert Kohlenstoff aus der Schmelze in die Oberfläche des Schrottes und senkt das Schmelzintervall in der sich ausbildenden Konzentrationsgrenzschicht ab. Dort findet die fest / flüssig Phasenumwandlung statt und der flüssige Schrott diffundiert in die umgebende Schmelze. Gleichzeitig kommt es weiterhin zum Wärmeeintrag durch die Schmelze in den Schrott. Der Kohlenstoffgehalt sowie die Temperatur der sich ausbildenden Grenzschicht folgen während des Diffusionsvorganges der γ -solidus- und -liquiduslinie bis sich ein thermisches Gleichgewicht zwischen dem festen Schrott und der Grenzschicht eingestellt hat. Sobald das Gleichgewicht erreicht ist, wird die von der Schmelze abgegebene Wärme nur zur Phasenumwandlung fest / flüssig verbraucht. Das Auflösen des Schrottes erfolgt unter isothermen Bedingungen. Die Auflösungsrate ist unter isothermen Bedingungen rein von der Kohlenstoffdiffusion von der Schmelze in die Grenzschicht abhängig. In Summe gesehen wird der Auflösungsprozess sowohl vom Wärme- als auch vom Massentransport zwischen der flüssigen Schmelze und dem festen Schrott kontrolliert. [14, 17, 20, 26, 27]

2.5 Mathematische Modellierung der Schrottauflösung

Die Haupteinflussgröße auf das Diffusionsschmelzen ist die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffes von der Roheisenschmelze in den festen Schrott. Ein mathematisches Modell um die Wanderungsgeschwindigkeit der Grenzfläche auszudrücken wurde von Zhang und Oeters in [2] veröffentlicht. In diesem Modell, dargestellt durch Gleichung (2-7), ist der Massentransferkoeffizient β in [m / s] ein entscheidender Faktor zur Bestimmung der Wanderungsgeschwindigkeit und somit der Abtragsrate. [2, 4, 28]

$$-\frac{dR}{dt} = \beta * \ln \left(\frac{C_{Schrott} - C_{Roheisen}}{C_{Schrott} - C_l} \right) \quad (2-7)$$

In Formel (2-7) steht R für den Radius des Schrottes in [m], $C_{Schrott}$ bzw. $C_{Roheisen}$ für den Kohlenstoffgehalt des Schrottes bzw. der Roheisenschmelze in [Gew.-%]. C_l entspricht dem C-Gehalt des Schrottes an der Liquiduslinie bei einer bestimmten Temperatur in [Gew.-%].

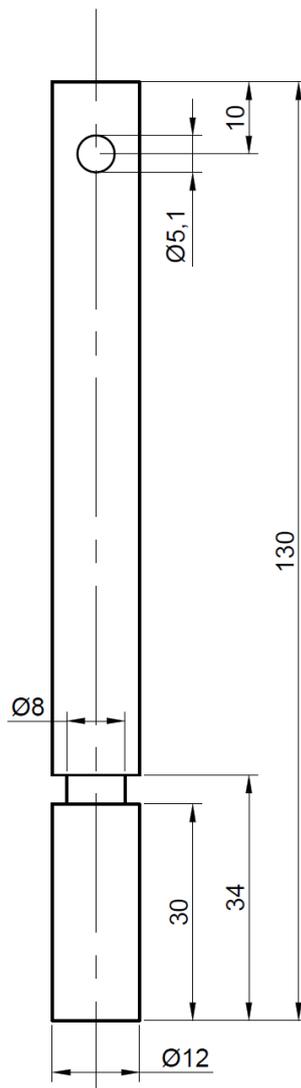
Der Massentransferkoeffizient kann als Quotient des Diffusionskoeffizienten von Kohlenstoff in der Grenzschicht D_C und der Grenzschichtdicke δ ausgedrückt werden. Es ist erlaubt die Temperaturabhängigkeit des Diffusionskoeffizienten innerhalb der Grenzschicht zu vernachlässigen, wodurch dieser dem Diffusionskoeffizienten in der Schmelze entspricht. Gleichung (2-8) zeigt dieses Verhältnis. [2, 16]

$$\beta = \frac{D_C}{\delta} \quad (2-8)$$

Die Abtragsrate, also die Geschwindigkeit mit welcher sich die Grenzschicht fortbewegt, ist unter isothermen Bedingungen von den Kohlenstoffgehalten des Schrottes und der Schmelze sowie von der konvektiven Strömung der Schmelze abhängig. Der Massentransferkoeffizient kann durch Messungen der Radiusänderung von Proben welche unterschiedlich lang in Schmelzen eingetaucht wurden ermittelt werden. Dazu muss Gleichung (2-7) umgeformt werden. [17]

3 Experimentelles

Für die experimentelle Durchführung wurden für jeden Auflösungsversuch 328 g Roheisentabletten in Aluminiumoxidtiegel eingewogen. Die durchschnittlichen Zusammensetzungen der Roheisenschmelzen für die einzelnen Versuche sind dem Anhang **Tabelle A 1** bis **Tabelle A 3** zu entnehmen. Die Tiegel wurden einzeln in einen gasdichten Hochtemperaturvertikalrohrföfen platziert. Bei dem Ofen handelte es sich um das Modell HTRV 100-500/18 SO der Firma CARBOLITE-GERO® GmbH & Co.KG. Die Masse der Schrottproben ist vor ihrem Einsatz in den Ofen bestimmt worden. Die Proben wurden an der Lineareinheit des Ofens befestigt. Die Probenhalterung sowie die Verbindung zur Lineareinheit wurden aus reinem Graphit gefertigt. Alle eingesetzten Proben waren zylindrisch mit einem Durchmesser von 12 mm und hatten eine Länge von 30 mm. Die gesamten Probenabmessungen inklusive des verlängerten Endstücks zur Probenaufhängung sind in **Abbildung 3-1** zu sehen. Der Ofen wurde vor der Aufheizphase 10 Minuten lang mit Stickstoff gespült, um eine inerte Ofenatmosphäre von Beginn an sicherzustellen. Die Spülrate vor der Heizperiode betrug 400 NI / h. Nach dem „Spülen“ des Ofens wurde die Durchflussrate des Stickstoffs auf 10 NI / h reduziert. Die Aufheizrate betrug 300 K / min. Nach Erreichen der geforderten Temperatur von 1370 °C wurde diese 30 Minuten lang gehalten. Die Schrottzyylinder wurden mittels der Hubeinheit des Ofens 20 mm tief in die heiße Roheisenschmelze eingetaucht. Die Eintauchzeiten wurden vor Beginn der Versuche mit 5, 10, 20, 30, 60, 90, 120 und 180 Sekunden festgelegt. Der axiale Wärmestrom sollte durch einbringen der in **Abbildung 3-1** zu sehenden Kerbe verringert werden. Die Starttemperatur des Schrottes betrug 25 °C. Während der Auflösungsversuche wurde die Schrottprobe nicht um ihre eigene Achse rotiert, wodurch sich statische Bedingungen eingestellt haben sollten.

**Abbildung 3-1:** Probengeometrie

Nach den zuvor definierten Eintauchzeiten wurden die Schrottproben mittels der Hubeinheit aus dem Tiegel gefahren und zum Abkühlen in der Höhe des wassergekühlten Flansches des Ofens positioniert. Nach vollständiger Abkühlung des Ofens auf 25 °C wurde er geöffnet und die Proben sowie die Tiegel entnommen. Die Abkühlrate betrug dabei gleich wie die Aufheizrate 300 K / min. Der Massenverlust der Schrottproben wurde durch erneutes Wiegen festgestellt und zur Kontrolle wurde zusätzlich noch die Massenzunahme der Tiegel bestimmt. Über die Massendifferenz, welche aus den Auflösungsversuchen resultiert, wurde der sich ergebende Radius berechnet, folgend die Abtragsrate und der Massentransferkoeffizient ermittelt.

3.1 Berechnung

Die sich einstellende Gleichgewichtstemperatur zwischen Schrott und Roheisenschmelze wurde vor den Versuchen mit Hilfe einer Wärmebilanz ermittelt. Die Gleichungen (3-1) und (3-2) sind die Grundlage der Berechnung. Es wurde eine Gleichgewichtstemperatur von 1300 °C angestrebt. Nach den Versuchen von Penz et al. in [28] und [29] konnte ein Temperaturabfall der Schmelze von circa 70 °C bereits im Vorhinein abgeschätzt werden. Um diese Abschätzung zu überprüfen, wurden die Gleichgewichtstemperaturen für die drei Schrottsorten ermittelt, die Ergebnisse sind in **Tabelle 3-I** dargestellt. Die Abtragsraten und die Massentransferkoeffizienten sind von der Gleichgewichtstemperatur zwischen Schrott und Roheisenschmelze abhängig.

$$Q_{Schrott} = m_{Schrott} * (H_{Schrott}(T_{Gleichgewicht}) - H_{Schrott}(T_{Schrott}^{Anfang})) \quad (3-1)$$

$$Q_{Roheisen} = m_{Roheisen} * c_{p,Roheisen} * (T_{Gleichgewicht} - T_{Roheisen}) \quad (3-2)$$

Tabelle 3-I: Berechnete Gleichgewichtstemperaturen

Schrottsorte	$T_{Roheisen}$ [°C]	$T_{Schrott}^{Anfang}$ [°C]	$T_{Gleichgewicht}$ [°C]	ΔT [°C]
Reineisen	1370	25	1303	67
S235JR	1370	25	1303	67
C90	1370	25	1300	70

In Gleichung (3-1) und (3-2) steht $m_{Schrott}$ und $m_{Roheisen}$ für die Massen an Schrott bzw. Roheisen in [kg], Q für die Wärme in [J] und T_i für die Gleichgewichts- bzw. Starttemperaturen des Roheisen bzw. des Schrottes. Die Starttemperatur des Schrottes bzw. die Anfangstemperatur der Roheisenschmelze ist in [K] einzusetzen. $H_{Schrott}(T_i)$ bezeichnet die temperaturabhängige Enthalpie in [J / kg]. $c_{p,Roheisen}$ beschreibt die spezifische Wärmekapazität des Roheisens in [J / g*K]. Die Werte für die Enthalpie und spezifische Wärmekapazität wurden mittels FactSage[®] 7.2 und der Verwendung der Datenbanken FSstel und FactPS ermittelt. Zur Vereinfachung der Berechnungen wurde für die spezifische Wärmemenge der Roheisenschmelzen ein konstanter Wert eingesetzt. Dieser betrug 0,78 J / g*K und entspricht der spezifischen Wärmemenge der Schmelze bei 1300 °C. Im

Gleichgewicht müssen die abgegebene Wärmemenge des Roheisens und die aufgenommene des Schrottes gleich groß sein. Mit Hilfe dieses Ansatzes kann die Gleichgewichtstemperatur aus den beiden Gleichungen ausgedrückt werden. [28]

Um die Auswirkung der Schrottzusammensetzung auf die Auflösung zu untersuchen wurden drei verschiedene Schrottsorten ermittelt. Die chemischen Zusammensetzungen dieser Schrotte sind in **Tabelle 3-II** dargestellt. Es wurden bei den Berechnungen rein die Gehälter an Kohlenstoff, Silizium und Mangan berücksichtigt.

Tabelle 3-II: Schrottzusammensetzungen

Schrottsorte	C [Gew.-%]	Si [Gew.-%]	Mn [Gew.-%]	Fe [Gew.-%]
Reineisen	0,003	0	0,054	Rest
S235JR	0,100	0,073	0,479	Rest
C90	0,920	0,178	0,300	Rest

Die Verläufe der temperaturabhängigen Enthalpie der unterschiedlichen Schrotte sind in **Abbildung 3-2** gegenübergestellt.

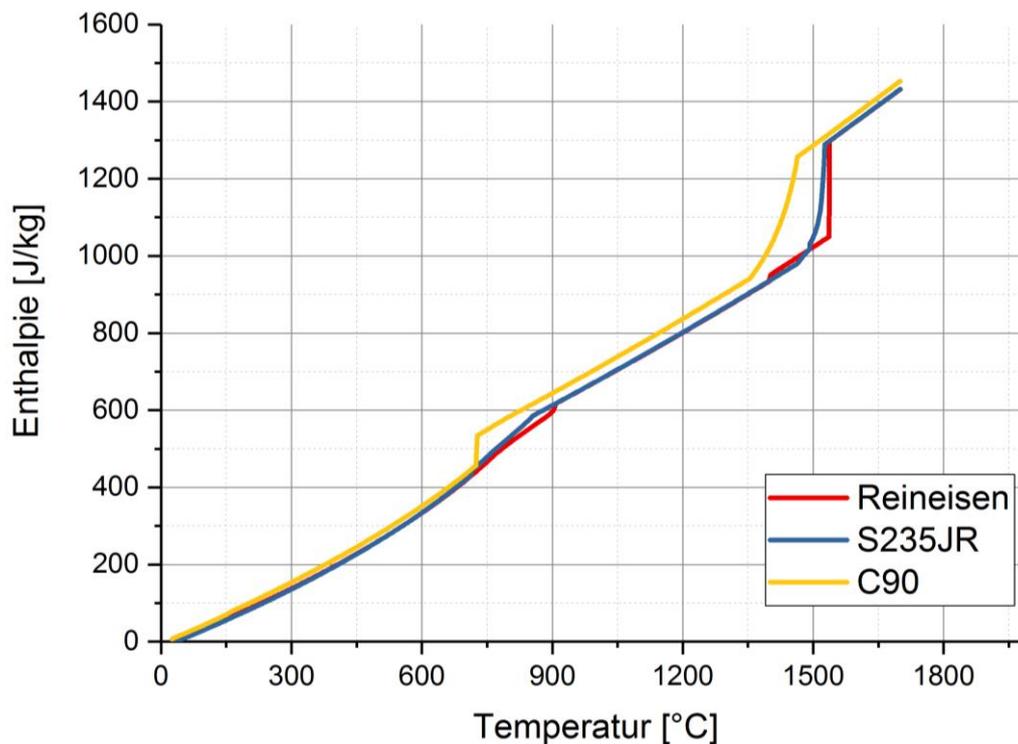


Abbildung 3-2: Enthalpie als Funktion der Temperatur der unterschiedlichen Schrottsorten

Bei der gegebenen Probengeometrie wird die Gleichgewichtstemperatur im Schrottkern in einer Zeit von zehn bis fünfzehn Sekunden erreicht. Dies wurde durch Experimente sowie eine Wärmebilanz von Penz et al. in [28] und [29] sowie von Pehlke et al. in [21] ermittelt.

Um die Grenzflächenwanderungsgeschwindigkeit zu bestimmen, wurde die Dichte des Schrottes bei Gleichgewichtstemperatur ermittelt. Diese wurde mit der von Miettnin veröffentlichten Gleichung in [1], dargestellt in Formel (3-3), berechnet.

$$\rho_{T=T_{Glg}} = 8099,79 - 0,506 * T + (-118,26 + 0,00739 * T) * C_{C,Schrott} \quad (3-3) \\ - 68,24 * C_{Si,Schrott} - 6,01 * C_{Mn,Schrott}$$

Aus Gleichung (3-3) ist abzuleiten, dass die Schrottdichte von der Temperatur sowie der Schrottzusammensetzung abhängig ist. Der erste Teil dieser Gleichung beschreibt die Temperaturabhängigkeit der Dichte von reinem Eisen, wenn dieses austenitisch vorliegt. Die Beeinflussung der Dichte durch den gelösten Kohlenstoff beschreibt der zweite Teil von Gleichung (3-3). Die dritte und vierte Gleichungskomponente beschreiben den Einfluss von Mangan und Silizium auf die Dichte des Schrottes. In **Tabelle 3-III** sind die nach Gleichung (3-3) berechneten Dichten bei der Gleichgewichtstemperatur von 1300 °C aufgelistet.

Tabelle 3-III: Dichten bei Gleichgewichtstemperatur

Schrottsorte	T _{Gleichgewicht} [°C]	$\rho_{T_{Gleichgewicht}}$ [kg / m ³]
Reineisen	1303	7440,5
S235JR	1303	7440,5
C90	1300	7441,0

Die Dichteverläufe der unterschiedlichen Schrottsorten, welche sich durch Gleichung (3-3) im austenitischen Zustand ergeben, sind in **Abbildung 3-3** bis **Abbildung 3-5** zu sehen. In **Abbildung 3-6** sind die einzelnen Verläufe miteinander verglichen. Der Vergleich lässt die Aussagen zu, dass die Dichteabnahme der drei Schrottsorten mit steigender Temperatur fast ident ist und unterstützt die Aussage von **Tabelle 3-III**, dass sich die Dichten bei einer Gleichgewichtstemperatur von ~ 1300 °C nur minimalst unterscheiden. Die unterschiedlichen Starttemperaturen hängen mit den verschiedenen Austenitisierungstemperaturen der verschiedenen Legierungen zusammen, da Gleichung (3-3) rein für den austenitischen Zustand gilt. Die Umwandlungstemperaturen wurden mittels FactSage[®] 7.2 ermittelt.

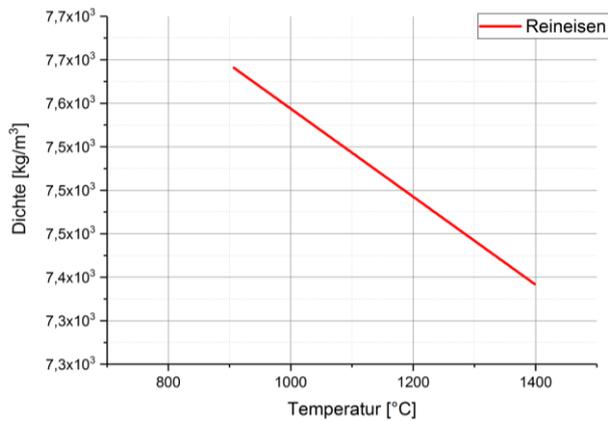


Abbildung 3-3: Dichteverlauf Reineisen

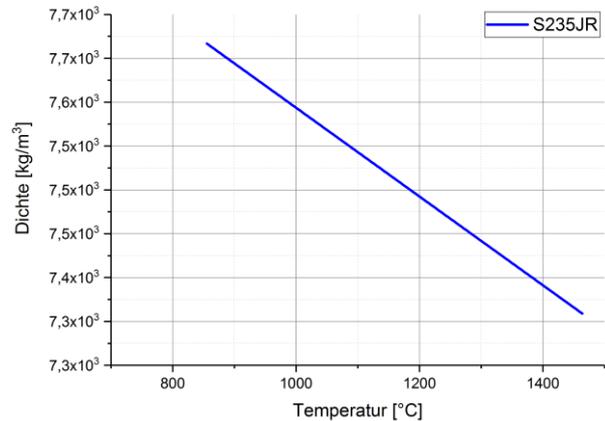


Abbildung 3-4: Dichteverlauf S235JR

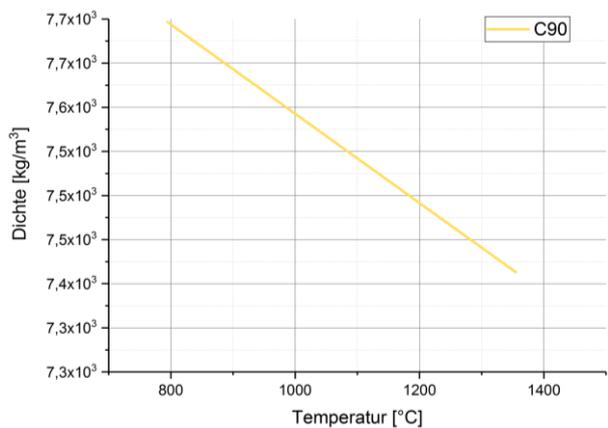


Abbildung 3-5: Dichteverlauf C90

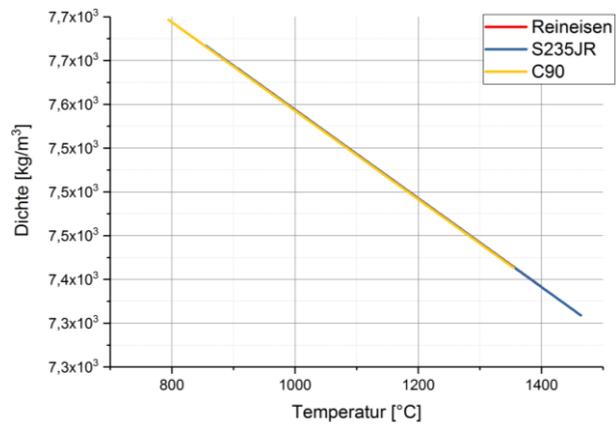


Abbildung 3-6: Vergleich der Dichteverläufe

Da bei den Versuchen festgestellt wurde, dass der Abtrag rein in radialer Richtung auftritt, wurde die Länge der Zylinder für die Berechnung als konstant angenommen. Das rein radiale Schmelzen lässt sich dadurch erklären, dass die Dichte der Schmelze nahe der Schrottoberfläche durch die Abgabe an Kohlenstoff in die Grenzschicht ansteigt. Ebenfalls kommt es zur Auflösung des Schrottes, wodurch die grenzschichtnahe Schmelze immer schwerer wird. Durch diese Dichtezunahme bewegt sich die Schmelze entlang der Probe nach unten. Die Diffusionsgrenzschicht wird im unteren Bereich der Probe dicker, wodurch die Auflösungsrate abnimmt. Aufgrund der abnehmenden Abtragsrate entlang der Probe bildet sich eine kegelstumpfförmige Form der Proben aus. Durch die nach unten strömende Schmelze ist das Abschmelzen der Stirnfläche des Schrottes gehemmt. Weshalb die Länge der Proben annähernd konstant bleibt. [17, 28, 30]

Die Rückstände der Roheisenschmelze, welche nach dem Entfernen der Schrottproben noch teilweise an deren Stirnseite anhafteten, wurden bei der Berechnung des Radius

berücksichtigt. Da es sich dabei nicht immer um perfekte Halbkugeln handelte, musste ein geometrischer Faktor g eingeführt werden. Dieser beträgt 1 bei einer perfekten Halbkugel und 0 wenn kein Roheisen an der Schrottprobe anhaftete. Dieser Geometriefaktor wurde für jede einzelne Probe durch Fotos bestimmt welche bei einem Rotationwinkel von 0° , 90° , 180° und 270° um die Längsachse der Proben aufgenommen wurden. Der sich einstellende Radius wurde mittels Microsoft Excel[®] über die Funktion Zielwertsuche ermittelt. Gleichung (3-4) wurde dafür verwendet.

$$0 = \frac{2}{3} * R(t)^3 * g * \rho_{\text{Roheisen}, T_{\text{Gleichgewicht}}} + R(t)^2 * \pi * l * \rho_{\text{Schrott}, T_{\text{Gleichgewicht}}} - m(t) \quad (3-4)$$

$R(t)$ in Gleichung (3-4) steht für den Radius der sich nach einer bestimmten Eintauchzeit ergibt, g für den Geometriefaktor, $m(t)$ beschreibt die Masse des Zylinders nach dem Versuch und die Dichte des Schrottes bzw. Roheisens bei Gleichgewichtstemperatur wird durch $\rho_{i, T_{\text{Gleichgewicht}}}$ dargestellt. Die Länge der Zylinder ist mit l definiert.

Um die Abtragsrate mittels der berechneten Radien zu bestimmen, wurde ein Lagrange-Polynom zweiten Grades für ungleiche Zeitschritte verwendet. Das Grundpolynom ist in Gleichung (3-5) dargestellt und wurde [31] entnommen.

$$f'(x) = f(x_{i-1}) * \frac{2x - x_i - x_{i+1}}{(x_{i-1} - x_i) * (x_{i-1} - x_{i+1})} + f(x_i) * \frac{2x - x_{i-1} - x_{i+1}}{(x_i - x_{i-1}) * (x_i - x_{i+1})} + f(x_{i+1}) * \frac{2x - x_{i-1} - x_i}{(x_{i+1} - x_{i-1}) * (x_{i+1} - x_i)} \quad (3-5)$$

In Gleichung (3-5) steht x für den ermittelten Radius nach einer bestimmten Eintauchzeit. Die Zeit selbst wird durch $f(x_i)$ beschrieben. Die Abtragsrate ist das Ergebnis dieses Polynoms und ist als $f'(x)$ definiert.

3.2 Metallographische Untersuchung

Um die Diffusionstiefe des Kohlenstoffes in den Schrott zu ermitteln, wurden die Schrottzylinder nach den Auflösungsversuchen mittels Funkendrahterosion entlang ihrer Längsachse zerteilt. Die Funkenerosion mit deionisiertem Wasser als Dielektrikum sollte eine Beeinflussung der Mikrostruktur und der Elementverteilung in den Proben vermeiden. Die zerteilten Zylinder wurden anschließend in Einbettpressen der Marken ATM[®] und Struers[®], Modell Opal 450 bzw. Labopress1, warm eingebettet. Die Präparation der Schnittflächen

erfolgte mittels drei unterschiedlichen Diamantschleifscheiben des Hersteller CAMEO[®]. Die Scheibenbezeichnungen lauten Platinum Type 1, 2 und 4, dies entspricht Körnungen von SiC-Papieren von 120-180, 220-320 bzw. 1200. Nach dem Schleifen folgte eine Vorpolutur mit einer 6 µm Diamantsuspension. Die Bezeichnung des Poliertuchs ist Galaxy Polishing Cloth Sigma der Marke ATM[®]. Die Endpolutur mit einer 1 µm Diamantsuspension wurde mittels eines TOUCH LAM 3FV1 Poliertuch durchgeführt. Die gesamte Probenpräparation erfolgte auf dem Polierautomaten Saphir 550 des Herstellers ATM[®].

Nach der Präparation der Schnittflächen wurden diese mittels einer 3 %-igen Salpetersäure (Nital) geätzt. Die Übersichtsaufnahmen der geätzten Proben wurden mit einer Nikon[®] D90 aufgenommen. Die Gefügeaufnahmen sowie die Vermessungen der Diffusionstiefe des Kohlenstoffes wurden mittels eines Auflichtmikroskops der Marke Olympus[®] (Modell BX41M) und einer Kamera des Typs XC50 ebenfalls von Olympus[®] gemacht. Olympus[®] Stream Essentials 1.9 war dabei die verwendete Software.

4 Ergebnisse und Diskussion

In **Abbildung 4-1** bis **Abbildung 4-3** sind die unterschiedlichen Schrottproben nach den Auflösungsversuchen zu sehen.

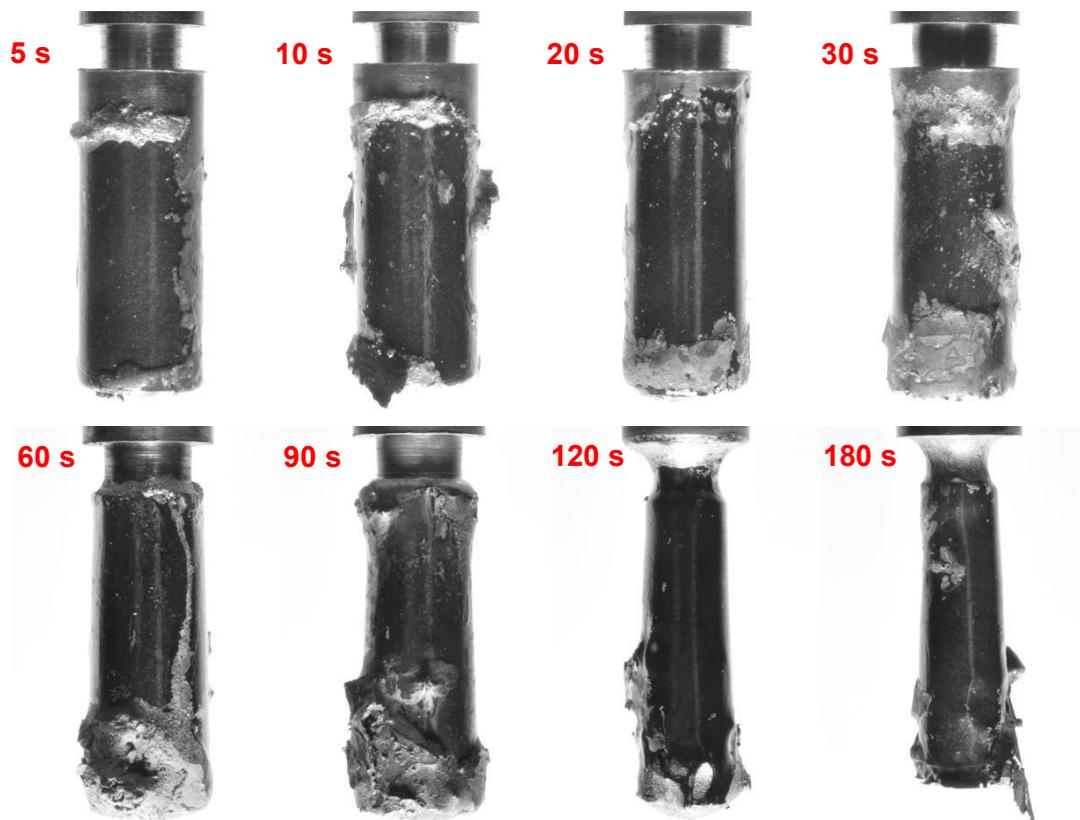


Abbildung 4-1: Reineisenproben nach Auflösungsversuchen

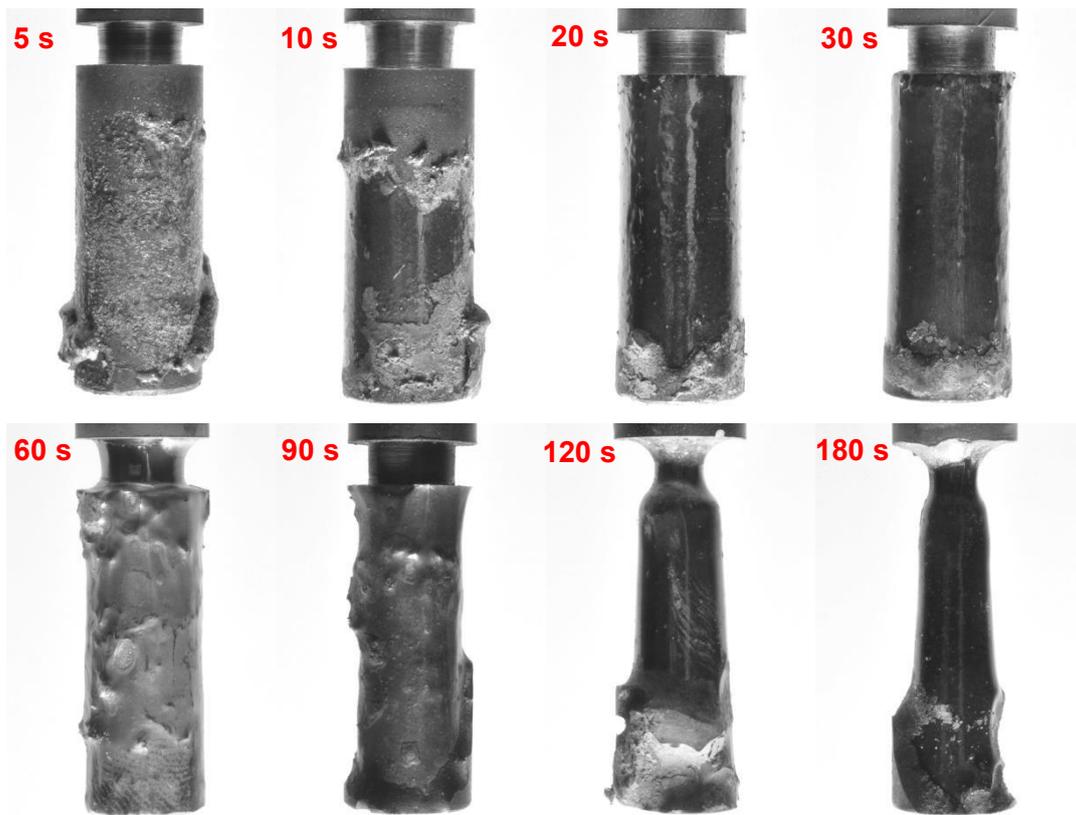


Abbildung 4-2: S235JR-Proben nach Auflösungsversuchen

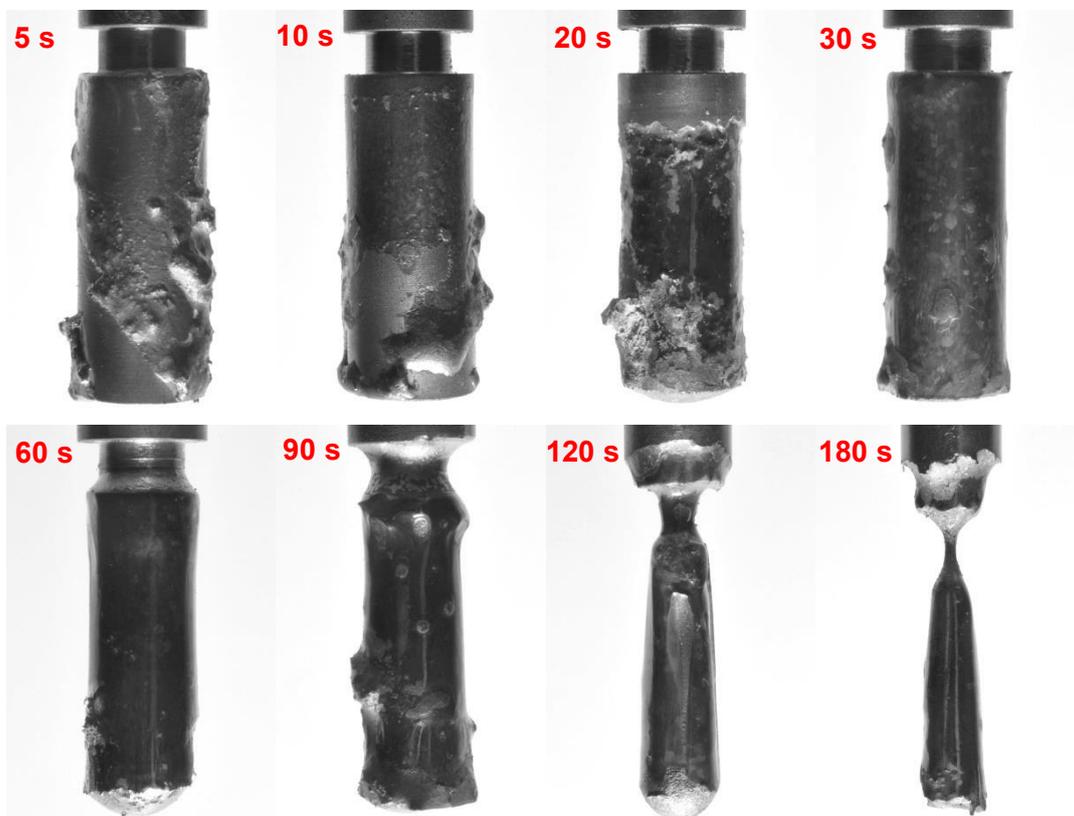


Abbildung 4-3: C90-Proben nach Auflösungsversuchen

4.1 Dimensionsloser Radius

Nach den Auflösungsversuchen wurden die sich ergebenden Radien aufgrund des Massenverlustes mittels Gleichung (3-4) berechnet. In **Abbildung 4-4** sind die dimensionslosen Radien der einzelnen Schrottsorten über die Eintauchzeit aufgetragen.

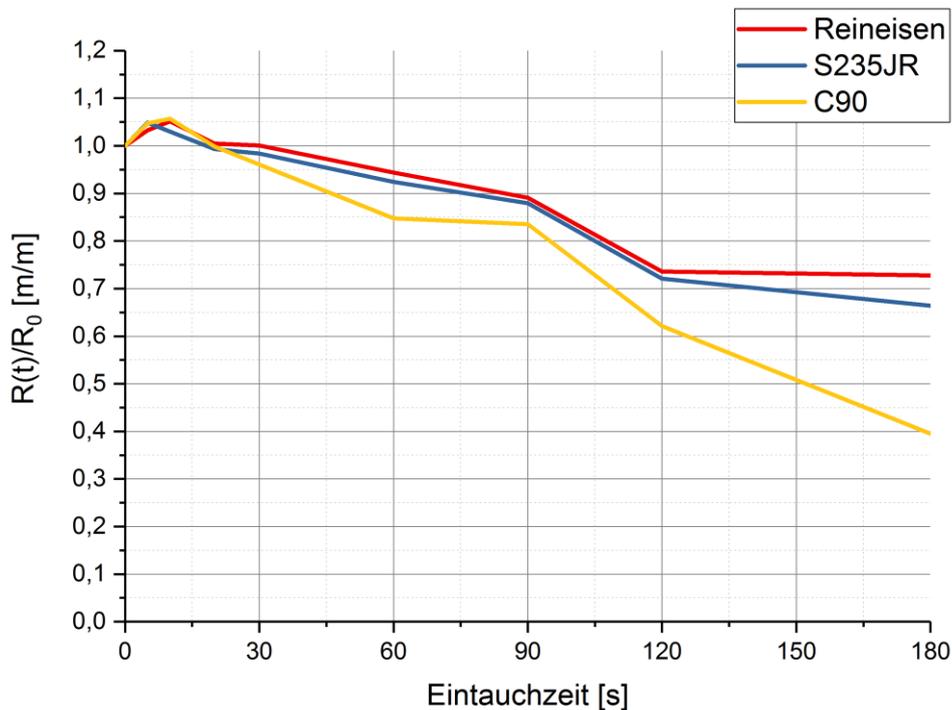


Abbildung 4-4: Vergleich der dimensionslosen Radien der unterschiedlichen Schrottsorten

Der Anstieg zu Beginn aller drei Verläufe ist durch die Quenkschichtbildung bedingt. Dabei kommt es zur Verfestigung des heißen Roheisens auf der kalten Schrottoberfläche solange bis die aus der Schmelze zugeführte Wärmemenge jener der in den Schrott abgeführten entspricht. Sobald die zugeführte Wärmemenge größer als die der abgeführten ist, setzt das Abschmelzen der aufgefrorenen Roheisenschicht ein. Es ist zu erkennen, dass diese Roheisenschicht bei den Reineisen- und den C90-Proben erst nach zwanzig Sekunden vollständig rückgeschmolzen ist, während bei den Proben aus S235JR nach zehn Sekunden kein erhöhter Radius mehr berechnet wurde. [9, 14]

In **Abbildung 4-4** ist zu erkennen, dass die Auflösung und somit die Abnahme des Radius der C90-Proben schneller voranschreitet als bei den Reineisen- bzw. den S235JR-Proben. Diese zeigen ein ähnliches Auflösungsverhalten. Eine Erklärung dafür ist der höhere Kohlenstoffgehalt der C90-Proben. Die Triebkraft für das Diffusionsschmelzen, also die

Kohlenstoffdifferenz zwischen gelösten Kohlenstoff im Schrott und jenem in der Roheisenschmelze, ist zwar bei den Reineisen- und S235JR-Proben höher als bei den C90-Proben, jedoch ist die Menge an Kohlenstoff, welche in den Schrott diffundieren muss um ins Zweiphasengebiet zu gelangen und somit eine flüssige Phase zu erzeugen, bei den Proben aus C90 wesentlich geringer als bei den beiden anderen Schrottsorten. [21, 25, 32]

Die Abweichung der linearen Abnahme bei einer Eintauchzeit von neunzig Sekunden bei allen drei Schrottsorten ist durch die ungleichmäßige Auflösung der Proben zu erklären. Unter Betrachtung von **Abbildung 4-1** bis **Abbildung 4-3** ist bei den neunzig Sekunden Versuchen die stärkste Unregelmäßigkeit des Durchmessers zu erkennen. Der Knick beim Verlauf der Reineisen- und S235JR-Proben bei 120 Sekunden zeigt eine Abnahme der Abtragsrate. Grund dafür ist die Verdünnung der Roheisenschmelze durch den, bis zu diesem Zeitpunkt, bereits aufgelösten Schrott. Durch die Verdünnung sinkt die Triebkraft des Diffusionsschmelzens aufgrund der Verringerung der Kohlenstoffdifferenz zwischen der Roheisenschmelze und der Kohlenstoffkonzentration an der Liquiduslinie des Schrottes bei Gleichgewichtstemperatur. Die Kohlenstoffkonzentration der Schmelze verschiebt sich aufgrund des in die Schmelze diffundierenden Schrottes nach links zu geringeren Kohlenstoffwerten hin. Bei den C90-Proben ist die Triebkraft, obwohl am meisten Schrott in Lösung geht, aufgrund der geringeren Kohlenstoffmenge, welche in die Grenzschicht diffundieren muss nahezu konstant. Aufgrund dieser Konstanz bleibt die Abnahme des Durchmessers bei den C90-Proben annähernd konstant.

4.2 Abtragsrate

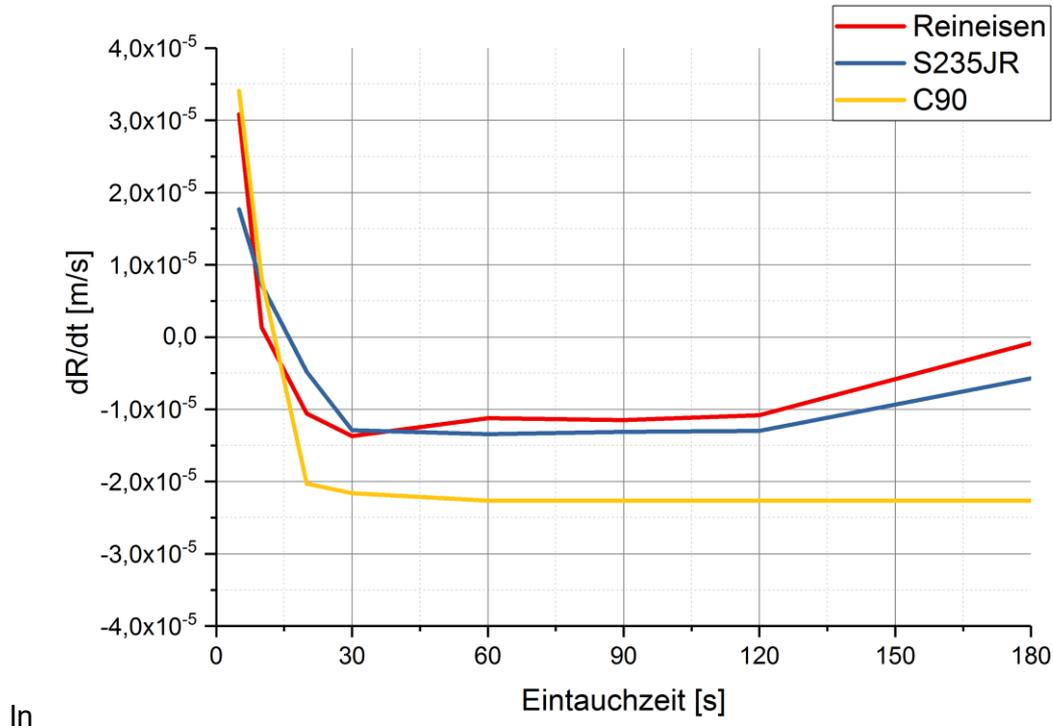


Abbildung 4-5 sind die, aus den ermittelten Radien mittels Gleichung (3-5), berechneten Abtragsraten über die Eintauchzeit aufgetragen. Bei der Berechnung der Abtragsraten mittels des Lagrange-Polynoms zweiten Grades wurden ungleiche Zeitabstände verwendet.

Zu Beginn zeigt sich eine positive Abtragsrate, was dadurch begründet werden kann, dass beim Eintauchen des Schrottes es zur Schalenbildung kommt. Nach zehn bzw. zwanzig Sekunden Eintauchzeit ist das Abschmelzen der Quenkschicht abgeschlossen. Die Abtragsrate bleibt nach dem Abschmelzen der Roheisenschale bei den unterschiedlichen Schrottsorten nahezu konstant. Der Schrott aus Reineisen und S235JR zeigen wie schon zuvor ein annähernd identes Verhalten während der Versuche. Der C90-Schrott weist eine höhere Abtragsrate auf. Grund für die erhöhte Wanderungsgeschwindigkeit der Grenzfläche ist die geringere Kohlenstoffmenge, welche in die Grenzschicht diffundieren muss. Die Abnahme der Abtragsrate bei den Reineisen- und S235JR-Proben ab 120 Sekunden lässt sich wie schon zuvor durch die Verdünnung der Roheisenschmelze erklären. Bei den C90-Proben bleibt aufgrund der geringeren Menge an Kohlenstoff, welche in die Grenzschicht diffundieren muss, um eine flüssige Phase auszubilden, die Abtragsrate auch bei Verdünnung der Schmelze konstant.

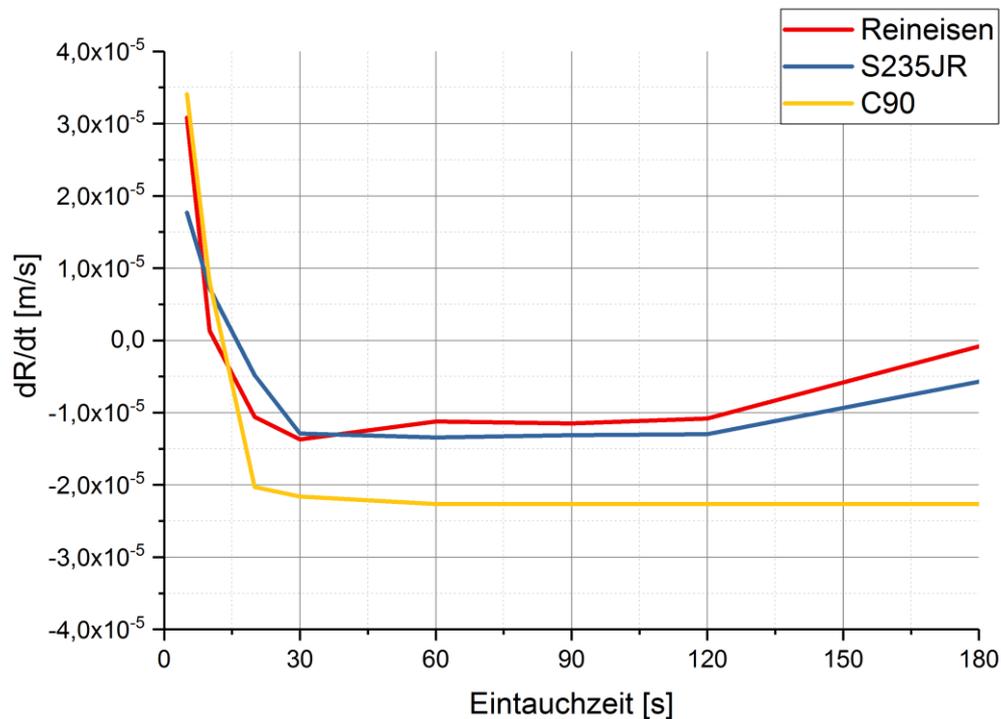


Abbildung 4-5: Vergleich der Abtragsraten der unterschiedlichen Schrottsorten

4.3 Massentransferkoeffizient

Um unter Miteinbeziehung der ermittelten Abtragsraten mittels Gleichung (2-7) den Massentransferkoeffizienten zu berechnen, mussten zunächst die Kohlenstoffgehalte des Schrottes an der Liquiduslinie ermittelt werden. Dazu wurden mittels FactSage[®] 7.2 die quasi-binären Zweistoffsysteme der einzelnen Schrottsorten berechnet und mittels OriginPro[®] 2017G konstruiert. Diese sind in **Abbildung 4-6** bis **Abbildung 4-8** zu sehen.

Bei der Berechnung der Fe-Fe₃C-Diagramme wurden, wie in den Abbildungen ersichtlich, rein die Werte an Silizium und Mangan berücksichtigt. Die berechneten Gleichgewichtstemperaturen der verschiedenen Schrottarten sind in den jeweiligen Fe-Fe₃C-Diagrammen durch eine rote Linie gekennzeichnet. Die Werte der Kohlenstoffgehalte an der Liquiduslinie sind zusammen mit den sich ergebenden Differenzen laut Gleichung (2-7) in **Tabelle 4-I** aufgelistet.

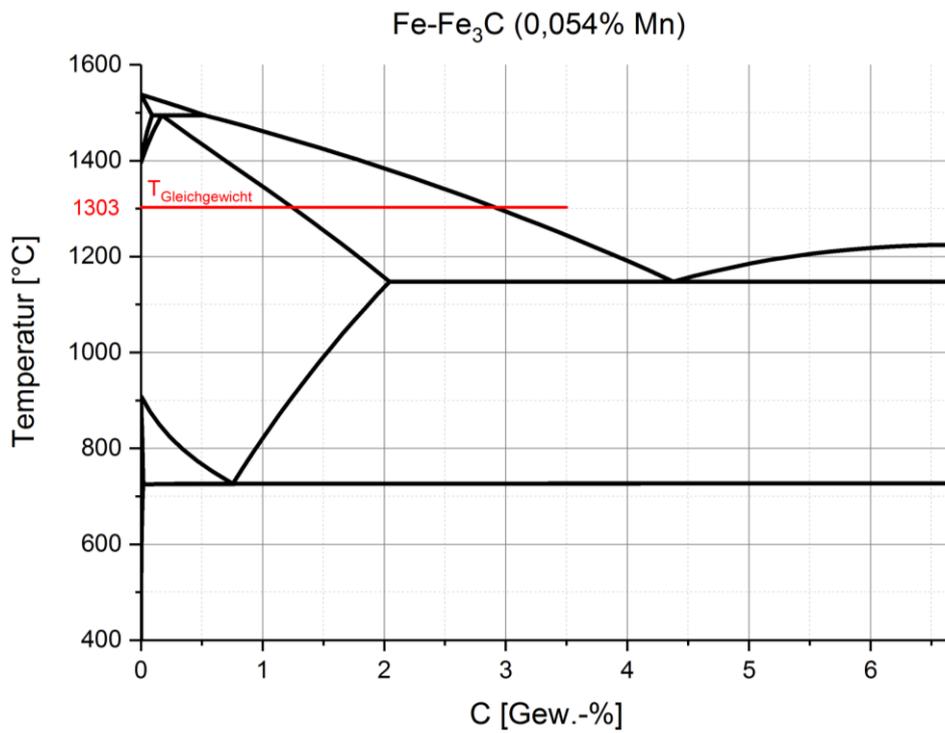


Abbildung 4-6: Fe-Fe₃C-Diagramm Reineisenschrott

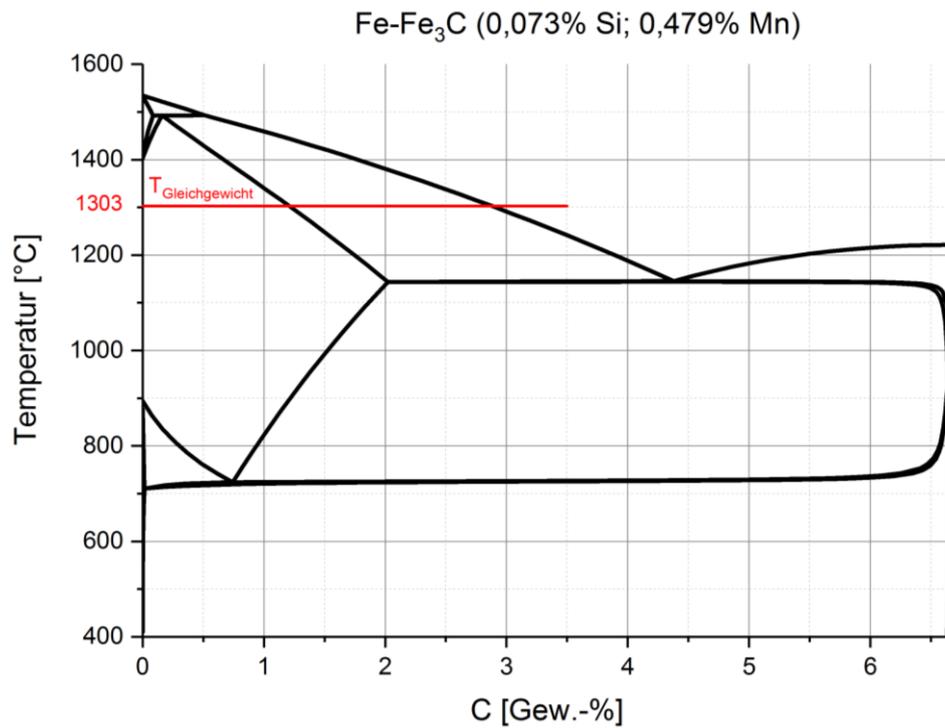


Abbildung 4-7: Fe-Fe₃C-Diagramm S235JR-Schrott

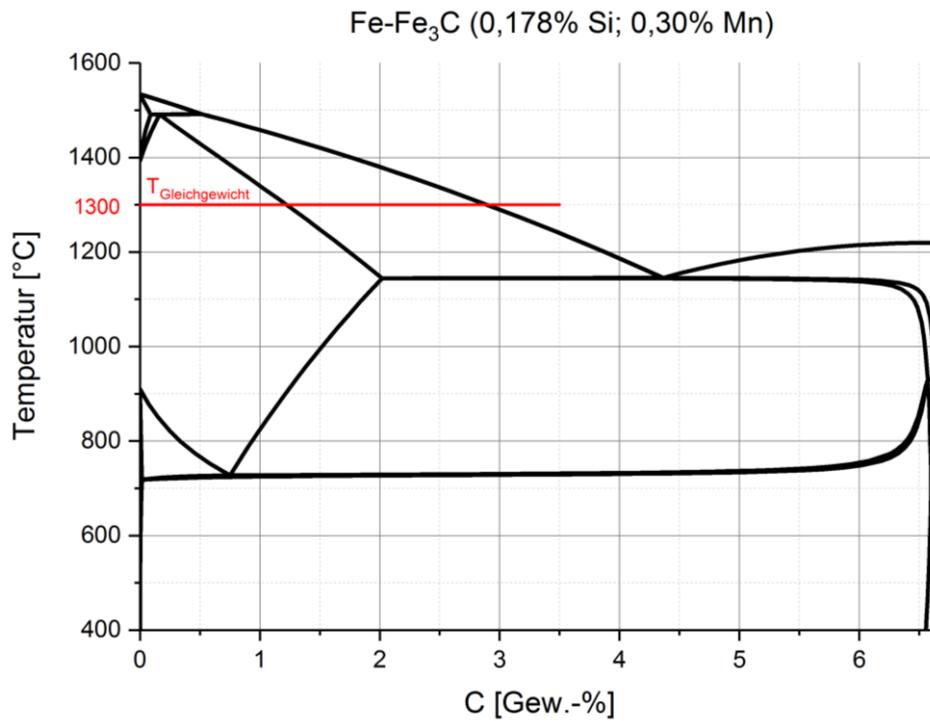


Abbildung 4-8: Fe-Fe₃C-Diagramm C90-Schrott

In **Abbildung 4-9** sind die Massentransferkoeffizienten der drei Schrottsorten als Funktion der Eintauchzeit dargestellt. Sie wurden durch Umformung von Gleichung (2-7) auf β und einsetzen der Werte aus **Tabelle 4-I** sowie den ermittelten Abtragsraten berechnet.

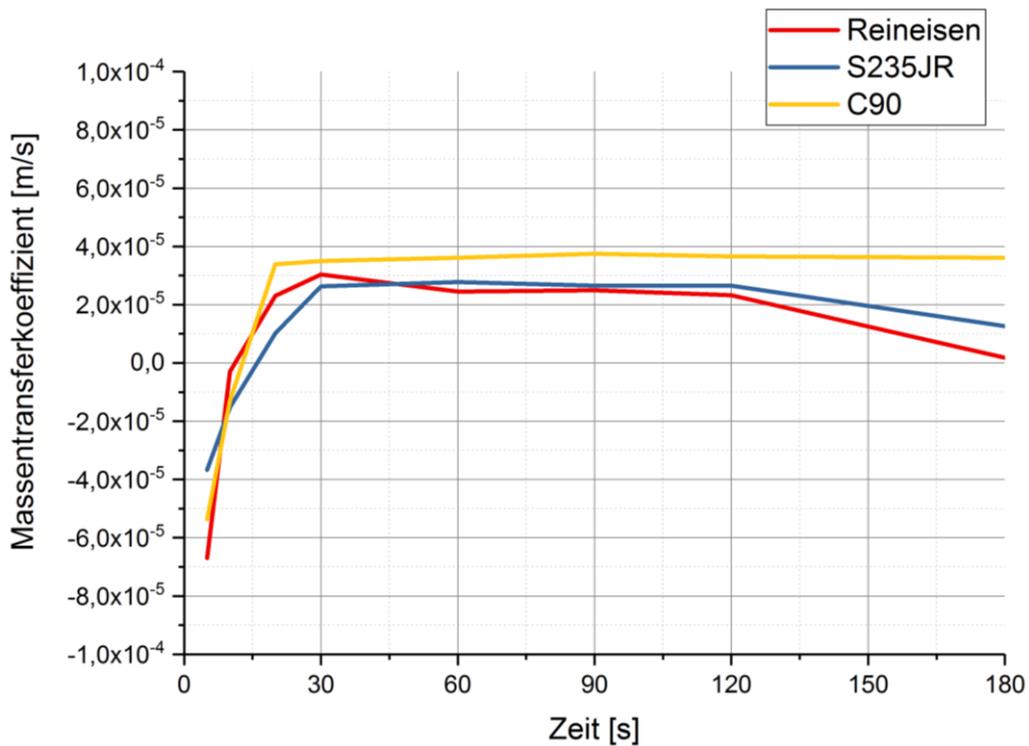


Abbildung 4-9: Massentransferkoeffizienten

Bei kurzen Eintauchzeiten zeigt sich ein negativer Koeffizient, dies ist durch die Schalenbildung zu Beginn der Versuche bedingt. Gleich wie die Abtragsrate zeigt auch der Massentransferkoeffizient einen nahezu konstanten Verlauf nach vollständigem Rückschmelzen der Quenkschicht. Auch bei dem Massentransferkoeffizienten zeigt sich eine erhöhte Auflösungsgeschwindigkeit beim kohlenstoffreichen C90-Schrott. Die Begründung lässt sich aus **Tabelle 4-I** entnehmen. Die Kohlenstoffdifferenz zwischen dem Schrott und dem Kohlenstoffgehalt an der Liquiduslinie bei Gleichgewichtstemperatur ist bei den C90-Proben wesentlich geringer als bei den beiden anderen Schrottsorten. Daraus ergibt sich eine höhere Abtragsrate und es resultiert ein höherer Massentransferkoeffizient. Der Abfall des Koeffizienten bei den Reineisen- und S235JR-Schrottproben lässt sich wiederum durch die sinkende Kohlenstoffdifferenz und dadurch abnehmende Triebkraft des Diffusionsschmelzens erklären.

Tabelle 4-I: Kohlenstoffgehalte und –differenzen laut Gleichung (2-7)

Schrottsorte	t [s]	C _{Schrott} [Gew.-%]	C _{Roheisen} [Gew.-%]	C _i [Gew.-%]	C _{Schrott} -C _{Roheisen} [Gew.-%]	C _{Schrott} -C _i [Gew.-%]
Reineisen	5	0,003	4,60	2,91	-4,60	-2,91
	10	0,003	4,62	2,91	-4,61	-2,91
	20	0,003	4,60	2,91	-4,59	-2,91
	30	0,003	4,56	2,91	-4,56	-2,91
	60	0,003	4,60	2,91	-4,59	-2,91
	90	0,003	4,60	2,91	-4,60	-2,91
	120	0,003	4,62	2,91	-4,62	-2,91
	180	0,003	4,59	2,91	-4,58	-2,91
S235JR	5	0,10	4,58	2,87	-4,48	-2,77
	10	0,10	4,55	2,87	-4,45	-2,77
	20	0,10	4,55	2,87	-4,45	-2,77
	30	0,10	4,62	2,87	-4,52	-2,77
	60	0,10	4,59	2,87	-4,49	-2,77
	90	0,10	4,64	2,87	-4,54	-2,77
	120	0,10	4,62	2,87	-4,52	-2,77
	180	0,10	4,46	2,87	-4,36	-2,77
C90	5	0,92	4,64	2,89	-3,72	-1,97
	10	0,92	4,60	2,89	-3,68	-1,97
	20	0,92	4,51	2,89	-3,59	-1,97
	30	0,92	4,57	2,89	-3,65	-1,97
	60	0,92	4,61	2,89	-3,69	-1,97
	90	0,92	4,52	2,89	-3,60	-1,97
	120	0,92	4,58	2,89	-3,66	-1,97
	180	0,92	4,61	2,89	-3,69	-1,97

In **Tabelle 4-II** sind die Bereiche der ermittelten Abtragsraten sowie der Massentransferkoeffizienten im Zeitintervall zwischen zwanzig Sekunden und 120 Sekunden aufgelistet. Nach den zwanzig Sekunden Eintauchphase ist bei allen Schrottsorten die Roheisenschicht vollständig rückgeschmolzen. Ab diesem Zeitpunkt, also erst nach vollständigem Abschmelzen der Roheisenschale, setzt das Diffusionsschmelzen ein. Die Verdünnung des Roheisens durch das Auflösen des Schrottes ist der Grund für den Abfall der Abtragsrate und des Massentransferkoeffizienten bei den Reineisen- sowie S235JR-Proben. [9]

Tabelle 4-II: Abtragsrate und Massentransferkoeffizient

Schrottsorte	Abtragsrate [m / s] * 10 ⁻⁵	Massentransferkoeffizient [m / s] * 10 ⁻⁵
Reineisen	-1,06 bis -1,37	2,30 bis 3,04
S235JR	-0,48 bis -1,34	1,01 bis 2,78
C90	-2,03 bis -2,26	3,38 bis 3,75

4.4 Diffusionstiefe des Kohlenstoffes

In **Abbildung 4-10** sind die präparierten und mit Nital geätzten Reineisenproben nach den unterschiedlichen Auflösungszeiten zu sehen.

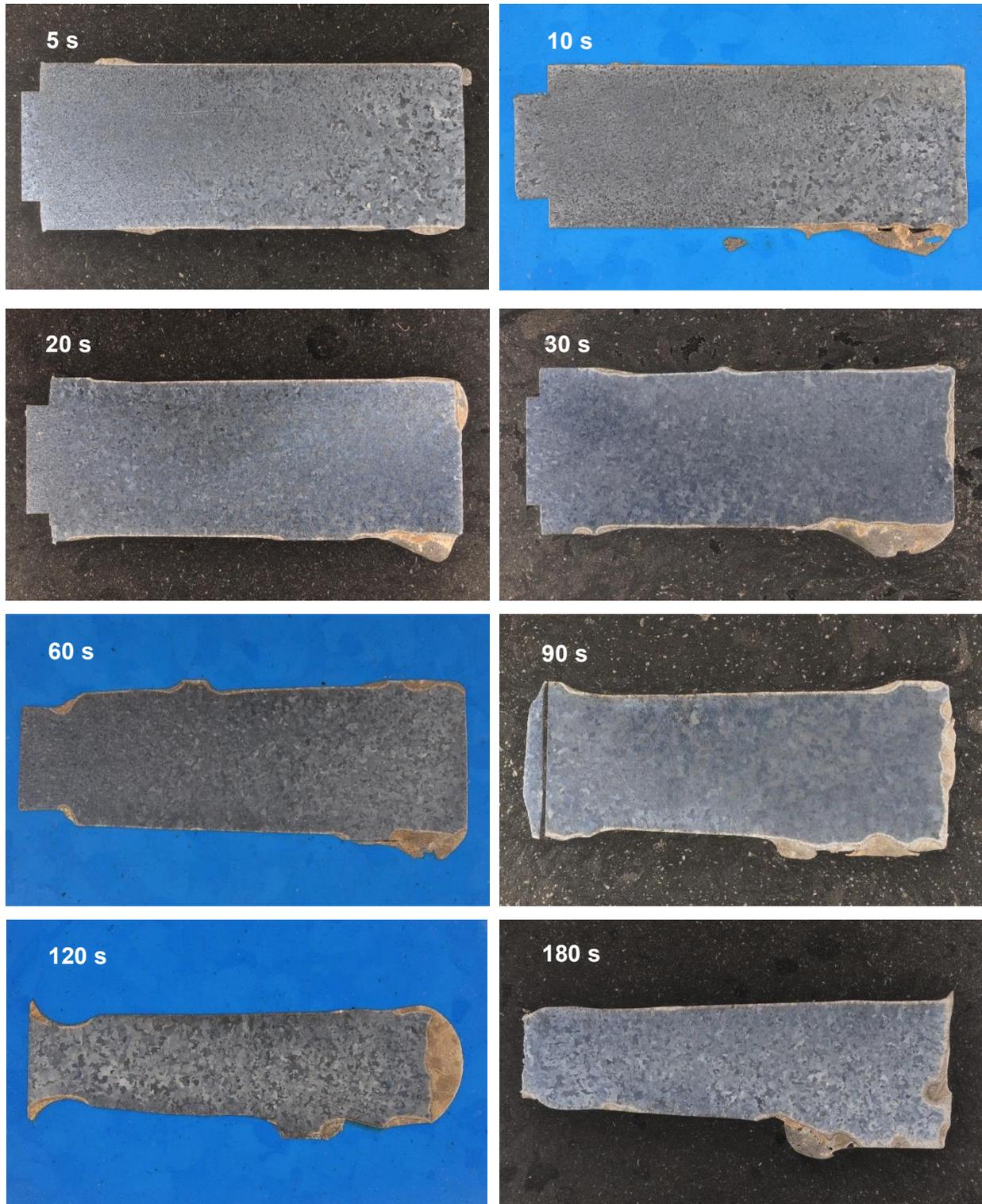


Abbildung 4-10: Präparierte und geätzte Reineisenproben

Bereits bei den Übersichtsaufnahmen in **Abbildung 4-10** sind deutlich jene Bereiche erkennbar an welchen noch eine Roheisenschicht anhaftet. Die größte Unregelmäßigkeit ist bei der Probe zu sehen die neunzig Sekunden in das Roheisenbad getaucht wurde. Beim Vergleich der sechzig und 120 Sekunden-Proben mit der 90 Sekunden-Probe ist der ungleichmäßige Abtrag zu erkennen. Daher resultiert auch der Knick bei dem berechneten dimensionslosen Radius in **Abbildung 4-4**.

Abbildung 4-11 bis **Abbildung 4-18** zeigen Montageaufnahmen je einer radialen Oberflächen jeder Reineisenprobe. Bei diesen Aufnahmen lässt sich bereits unter dem stellenweise noch anhaftenden Roheisen eine Schicht erkennen in welcher der Kohlenstoff in den Schrott diffundiert ist. Diese aufgekohlten Zonen erscheinen in den Schliiffbildern dunkler. Innerhalb dieser Zonen steigt der Kohlenstoffgehalt soweit an, dass sich die Zusammensetzung des Schrottes lokal an der Soliduslinie beziehungsweise im Zweiphasengebiet des Fe-Fe₃C-Diagramms befindet.

In diesen Aufnahmen ist auch ersichtlich, dass die Schrottauflösung nicht vollflächig, sondern an einigen Stellen lokalisiert ist.



Abbildung 4-11: Montageaufnahme Oberfläche der 5 Sekunden-Reineisenprobe; V~5:1



Abbildung 4-12: Montageaufnahme Oberfläche der 10 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1



Abbildung 4-13: Montageaufnahme Oberfläche der 20 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1



Abbildung 4-14: Montageaufnahme Oberfläche der 30 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1



Abbildung 4-15: Montageaufnahme Oberfläche der 60 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1



Abbildung 4-16: Montageaufnahme Oberfläche der 90 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1



Abbildung 4-17: Montageaufnahme Oberfläche der 120 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1



Abbildung 4-18 Montageaufnahme Oberfläche der 180 Sekunden Reineisenprobe; V~5:1

Um die Dicke der Diffusionszone zu messen, wurden von jenen Bereichen Gefügeaufnahmen gemacht bei denen die aufgekohlten Bereiche noch vorhanden waren. **Abbildung 4-19** zeigt jeweils eine dieser Aufnahmen der einzelnen Proben. Die Gefügebilder wurden alle mit 100-facher Vergrößerung aufgenommen. Vermessen wurde die Diffusionstiefe immer senkrecht zum anhaftenden Roheisen. Das Roheisen hat, entsprechend seines Kohlenstoffgehaltes, ein ledeburitisches Gefüge. In den Mikroaufnahmen ist ersichtlich, dass die Diffusionstiefe des Kohlenstoffes nach einer gewissen Zeit annähernd konstant bleibt. Die Auswertung der Schichtdickenmessungen sowie der Vergleich der unterschiedlichen Schrottsorten ist in **Abbildung 4-40** zu sehen.

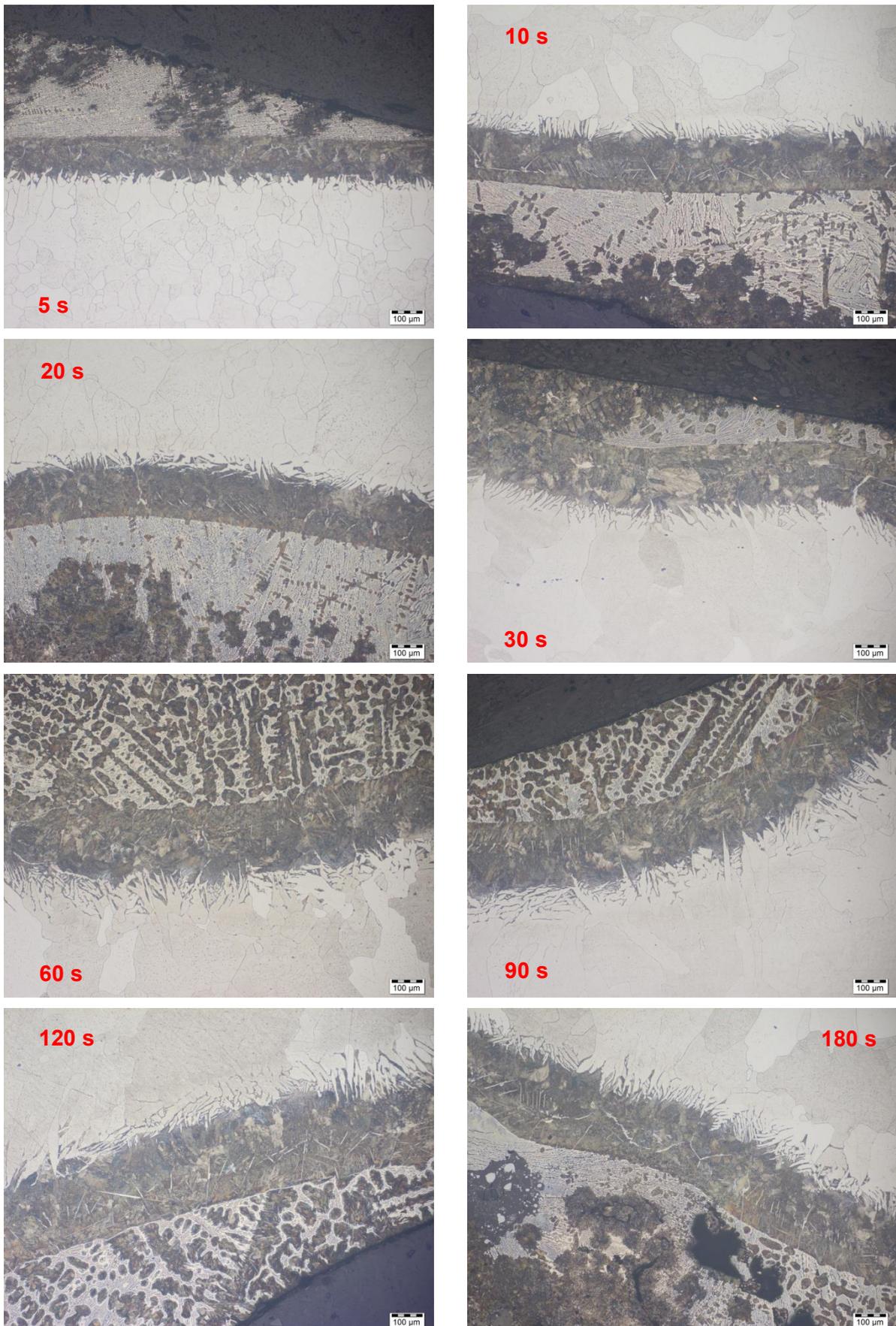


Abbildung 4-19: Mikroaufnahmen der Grenzflächen; Reineisen

In **Abbildung 4-20** sind die präparierten und mit Nital geätzten S235JR-Proben nach den unterschiedlichen Auflösungszeiten zu sehen.

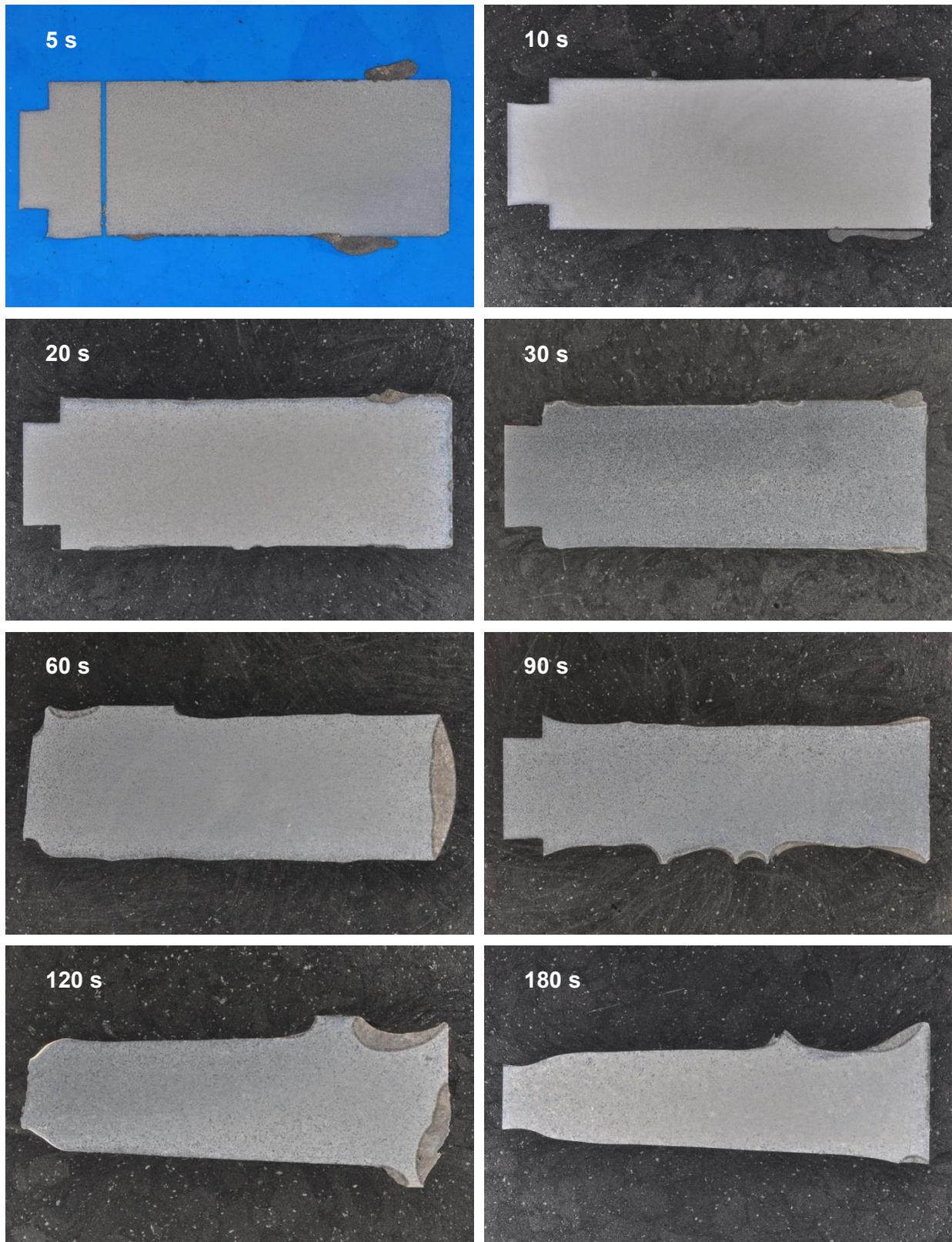


Abbildung 4-20: Präparierte und geätzte S235JR-Proben

Auch in **Abbildung 4-20** sind die Bereiche an denen noch eine Roheisenschicht anhaftet deutlich zu erkennen. Bei der neunzig Sekunden Probe ist abermals die größte Unregelmäßigkeit beim Abtrag des Radius zu sehen. Diese unregelmäßige Auflösung führt wiederum zu dem unstetigen Verlauf des sich ergebenden Radius, dargestellt als dimensionsloser Radius in **Abbildung 4-4**.

In **Abbildung 4-21** bis **Abbildung 4-28** sind die Montageaufnahmen einer radialen Oberflächen jeder S235JR-Probe dargestellt. Die Diffusionsschicht ist unter dem anhaftenden Roheisen als dunkle Lage erkennbar. Das teilweise unterschiedlich wirkende Grundgefüge der Proben ist auf ungleichmäßige Ätzungen der einzelnen Schriffe zurückzuführen.

Auch bei diesen Schliffbildern ist die lokalisierte Auflösung erkennbar. Besonders bei jener Probe, welche der Roheisenschmelze neunzig Sekunden lang ausgesetzt war, ist dies deutlich erkennbar. Was wiederum den unstetigen Verlauf des berechneten Radius in **Abbildung 4-4** erklärt.



Abbildung 4-21: Montageaufnahme Oberfläche der 5 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1



Abbildung 4-22: Montageaufnahme Oberfläche der 10 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1



Abbildung 4-23: Montageaufnahme Oberfläche der 20 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1



Abbildung 4-24: Montageaufnahme Oberfläche der 30 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1

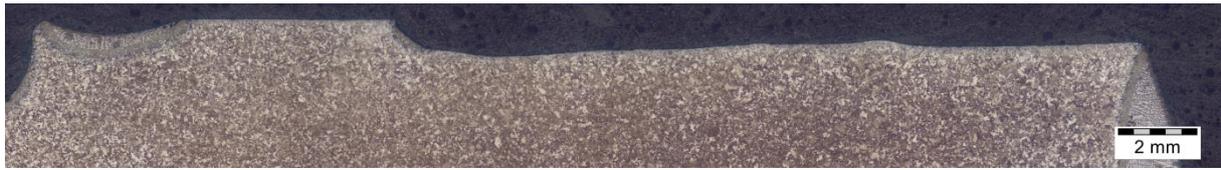


Abbildung 4-25: Montageaufnahme Oberfläche der 60 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1



Abbildung 4-26: Montageaufnahme Oberfläche der 90 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1



Abbildung 4-27: Montageaufnahme Oberfläche der 120 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1

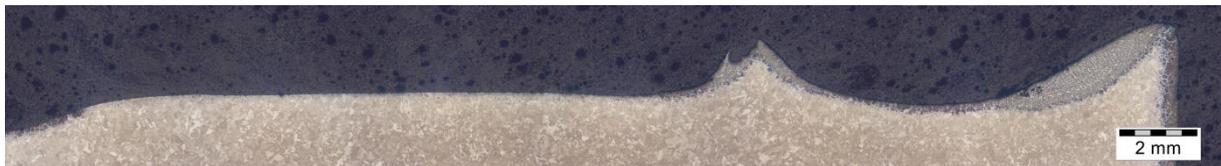


Abbildung 4-28 Montageaufnahme Oberfläche der 180 Sekunden S235JR-Probe; V~5:1

Die Diffusionsschichtdicke wurde wiederum an Gefügebildern vermessen, welche mit 100-facher Vergrößerung aufgenommen wurden. In **Abbildung 4-29** ist je eine Mikroaufnahme pro Probe dargestellt in welchen die Diffusionstiefe des Kohlenstoffes vermessen wurde. Die Roheisenschicht erscheint in den Mikroaufnahmen wieder als Ledeburit. Die Diffusionstiefe des Kohlenstoffes bleibt nach einer gewissen Zeit wieder annähernd konstant. Dies zeigt sich auch in der Auswertung der Schichtdickenmessungen in **Abbildung 4-40**.

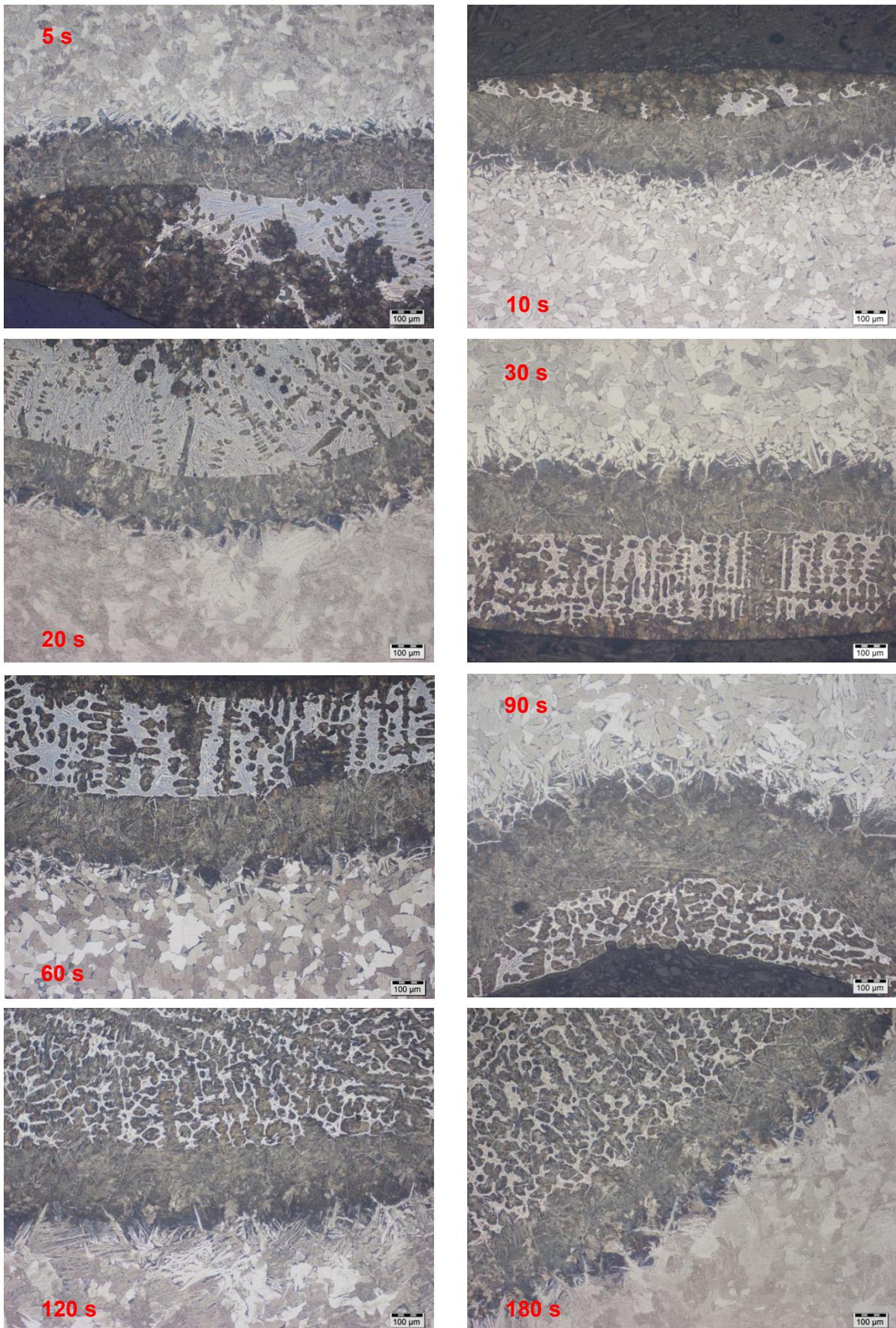


Abbildung 4-29: Mikroaufnahmen der Grenzflächen; S235JR

In **Abbildung 4-30** sind die präparierten und mit Nital geätzten C90-Proben nach den unterschiedlichen Auflösungsversuchen zu sehen.

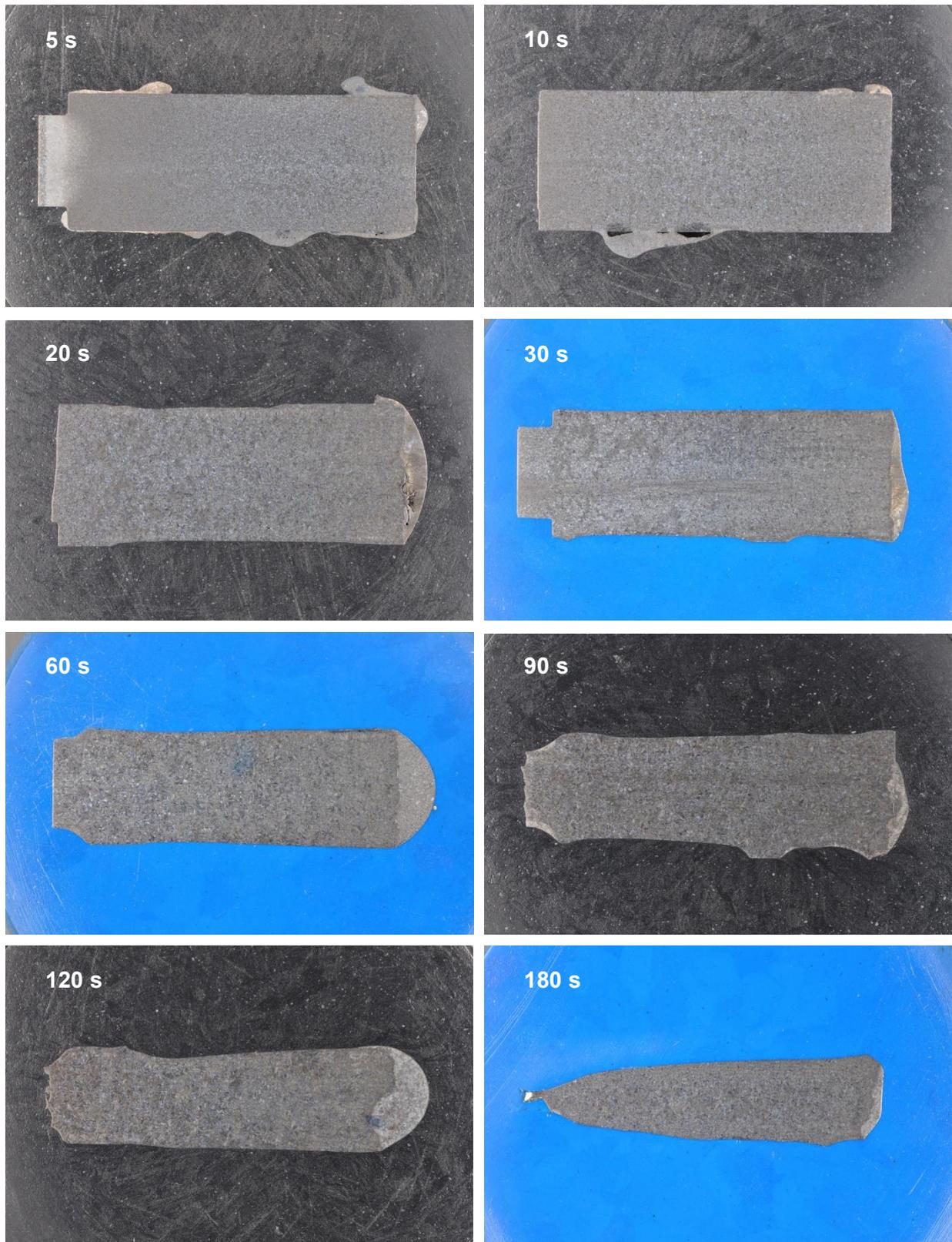


Abbildung 4-30: Präparierte und geätzte C90-Proben

Die Bereiche an welchen noch Roheisen anhaftet sind bei den C90-Proben in **Abbildung 4-30** deutlich erkennbar. Die unregelmäßige Auflösung bei der neunzig Sekunden Probe führt gleich wie bei den beiden anderen Schrottsorten zu dem Ausreißer bei der Berechnung des Radius. Dargestellt ist dieser als dimensionsloser Radius in **Abbildung 4-4**.

Abbildung 4-31 bis **Abbildung 4-38** zeigen wieder je eine radiale Oberfläche der verschiedenen C90-Proben. Dabei erscheint die aufgekohlte Schicht unter dem anhaftenden Roheisen als eine etwas hellere Lage.

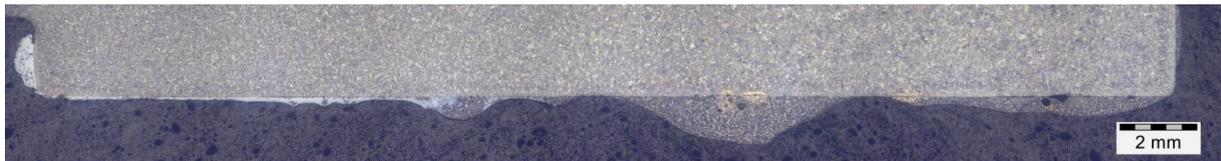


Abbildung 4-31: Montageaufnahme Oberfläche der 5 Sekunden C90-Probe; V~5:1



Abbildung 4-32: Montageaufnahme Oberfläche der 10 Sekunden C90-Probe; V~5:1

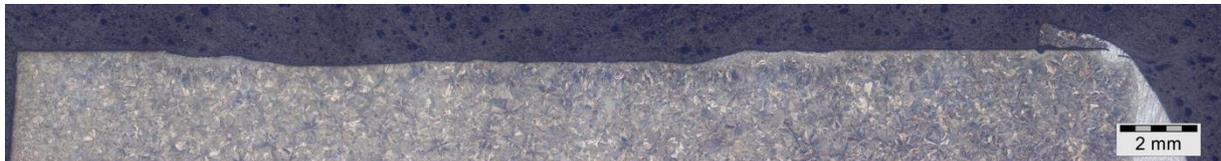


Abbildung 4-33: Montageaufnahme Oberfläche der 20 Sekunden C90-Probe; V~5:1

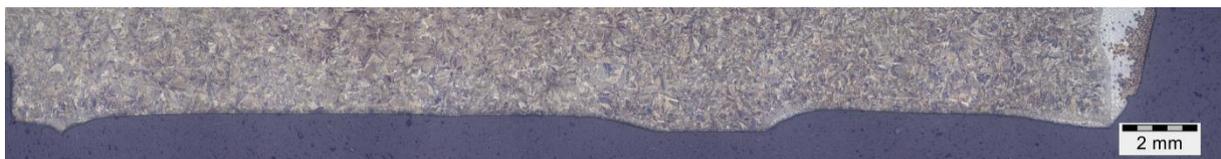


Abbildung 4-34: Montageaufnahme Oberfläche der 30 Sekunden C90-Probe; V~5:1



Abbildung 4-35: Montageaufnahme Oberfläche der 60 Sekunden C90-Probe; V~5:1



Abbildung 4-36: Montageaufnahme Oberfläche der 90 Sekunden C90-Probe; V~5:1

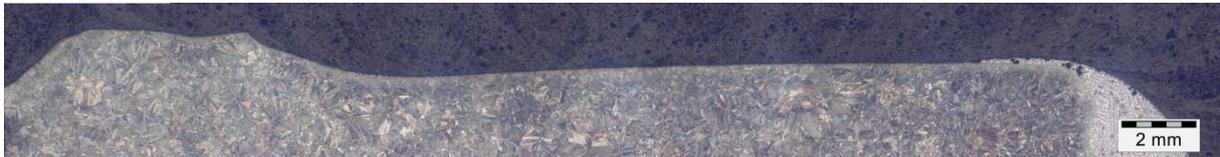


Abbildung 4-37: Montageaufnahme Oberfläche der 120 Sekunden C90-Probe; V~5:1



Abbildung 4-38 Montageaufnahme Oberfläche der 180 Sekunden C90-Probe; V~5:1

Für die Vermessung der Diffusionsschicht wurden Gefügeaufnahmen mit 100-facher Vergrößerung gemacht. Je eine dieser Mikroaufnahmen pro Probe ist in **Abbildung 4-39** dargestellt. Die Zonen in welche der Kohlenstoff vorgedrungen ist erscheint in den Gefügeaufnahmen etwas heller als das Grundgefüge und es bildet sich eine nadelige Struktur aus. Wie schon bei den zwei Schrottsorten davor, stellt sich nach einer gewissen Zeit eine konstante Dicke der Diffusionsschicht ein. Die Auswertung der Schichtdickenmessungen in **Abbildung 4-40** spiegelt dies auch wieder.

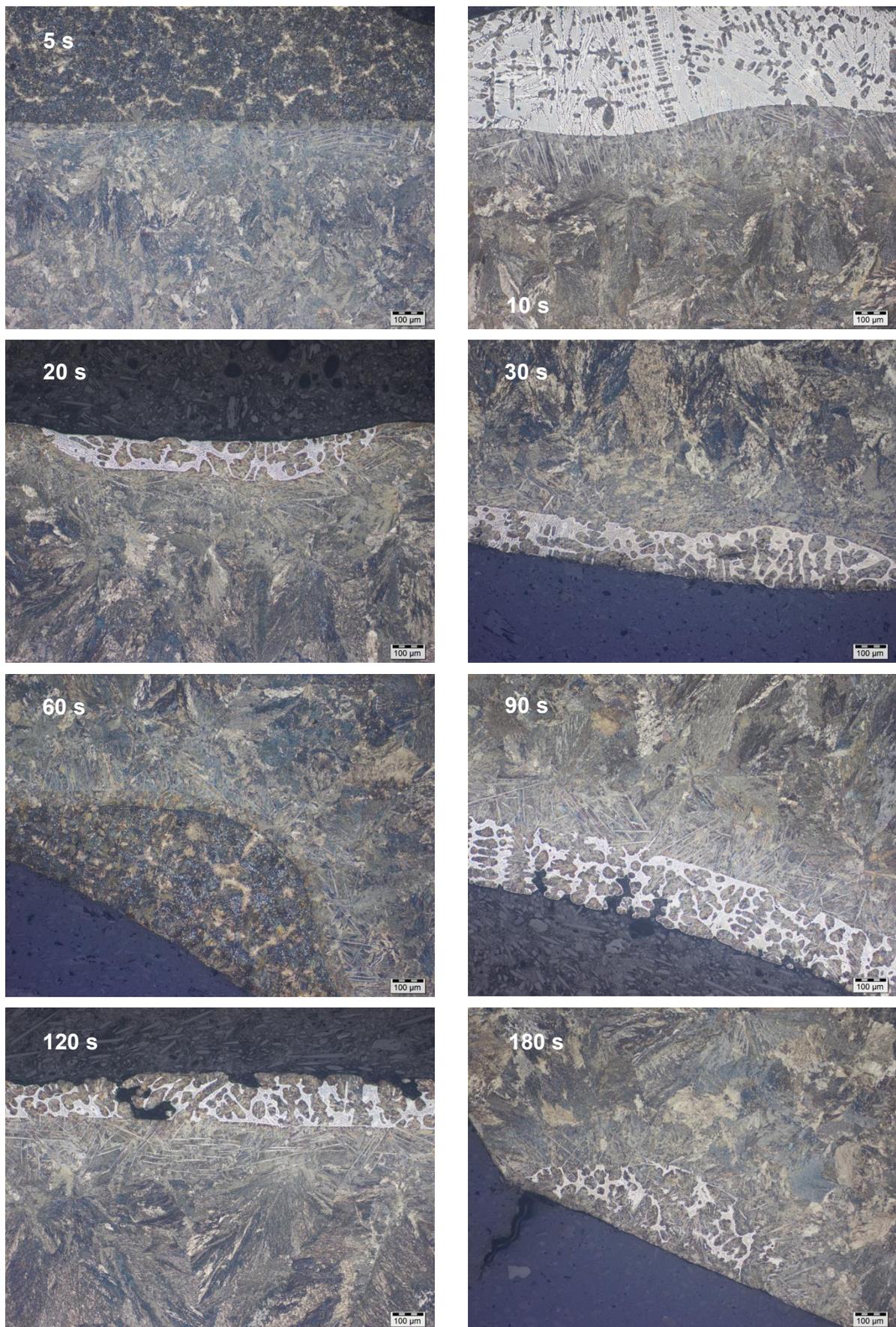


Abbildung 4-39: Mikroaufnahmen der Grenzflächen; C90

In **Tabelle 4-III** sind die Mittelwerte der gemessenen Diffusionstiefen des Kohlenstoffes aufgelistet. Diese Messwerte wurden in **Abbildung 4-40** über die Eintauchzeit aufgetragen um die Ergebnisse zu veranschaulichen.

Tabelle 4-III: Mittelwerte der C-Diffusionstiefen

t [s]	Diffusionstiefe [µm]		
	Reineisen	S235JR	C90
5	182,84	174,50	94,66
10	190,02	189,19	120,11
20	213,35	232,79	122,12
30	222,37	264,81	124,67
60	240,90	265,45	141,71
90	250,70	269,55	141,55
120	251,64	267,03	141,90
180	255,59	252,84	127,00

Bereits bei den aufgelisteten Werten in **Tabelle 4-III** lässt sich bei den S235JR-Proben ab 30 Sekunden und bei den C90-Proben ab sechzig Sekunden eine konstante Diffusionstiefe erkennen. Die Reineisenproben zeigen ab neunzig Sekunden eine gewisse Konstanz. Der Abfall bei den S235JR- sowie C90-Proben kann durch die Verdünnung der Roheisenschmelze durch den bereits aufgelösten Schrott erklärt werden. Aufgrund des sehr geringen Gehaltes an Kohlenstoff im Reineisen spielt bei diesen Proben die Verdünnung der Roheisenschmelze keine Rolle für die Diffusion des Kohlenstoffes in die Grenzschicht. Die wesentlich geringere Dicke der aufgekohlten Schicht beim C90-Schrott ist durch den, im Gegensatz zu den beiden anderen Schrottsorten, wesentlich höheren Kohlenstoffgehalt des Schrottes selbst erklärbar. Durch diesen Umstand ist die Triebkraft der Diffusion, nämlich die Kohlenstoffdifferenz, geringer und somit auch die Diffusionstiefe. Die gleichbleibende Schichtdicke ist zudem ein Indikator für eine konstante Auflösungsrate. [3]

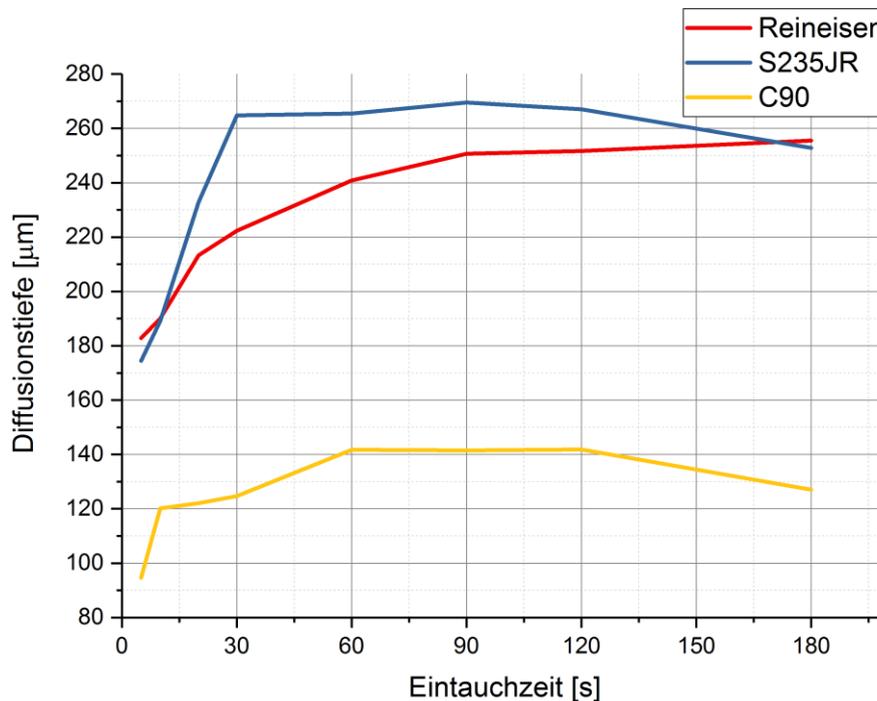


Abbildung 4-40: Vergleich der Diffusionstiefen des Kohlenstoffes

Bei genauerer Betrachtung der Mikroaufnahmen in **Abbildung 4-19**, **Abbildung 4-29** und **Abbildung 4-39** fällt auf, dass in der noch vorhandenen Roheisenschicht das Gefüge bis zur Oberfläche der Schrottproben hin gleichmäßig ist und es eine klare Grenze zwischen Roheisen und Schrott gibt. Auf dieser Tatsache basierend kann die Vermutung getroffen werden, dass der Konzentrationsgradient in der Schmelze wesentlich steiler als jener im festen Schrott ist und dass die sich ausbildende Grenzschicht in der flüssigen Phase um ein vielfaches kleiner war als in der festen. Genauer gesagt bewegt sich die Konzentrationsgrenzschichtdicke der Schmelze gegen Null. Dieser Aussage folgend, kann die Vermutung aufgestellt werden, dass es kein Gleichgewicht zwischen der Kohlenstoffkonzentration der Schmelze und der flüssigen Phase in der Grenzschicht gab. Diese Ergebnisse wurden auch von Penz et al. in [3] festgestellt. In seiner Arbeit wurden weiter noch Mikrosondenuntersuchungen durchgeführt, um die fehlende Kohlenstoffgleichgewichts-konzentration zwischen Schmelze und Schrott aufzuzeigen.

Durch die fehlende Durchgängigkeit der aufgekohlten Schicht kann auf starke dynamische Bedingungen während der Auflösungsprozesse geschlossen werden. Diese ergeben sich sowohl durch die sich ausbildende natürliche Konvektion oder gegebenenfalls vorhandene turbulente Strömungsbedingungen in der Schmelze, welche den Auflösungsprozess beeinflussen.

Durch die lokalisierte Auflösung bei den Proben können auch lokal auftretende Phänomene wie die Rayleigh–Bénard Konvektion oder die Marangoni Konvektion nicht ausgeschlossen werden. Die Rayleigh-Bénard Konvektion resultiert aus lokalen Dichteunterschieden, während die Marangoni Konvektion durch Unterschiede der Grenzflächenspannung ausgelöst wird. Der Einfluss dieser Konvektionsarten auf dünne Schmelzfilme wird von Reichstein in [33] beschrieben. Der Einfluss der Rayleigh-Bénard-Konvektion auf Grenzschichten wird durch Solomon und Gollub in [34] beschrieben. [3]

4.5 Vergleich mit Literaturwerten

Im diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Versuche dieser Arbeit Literaturwerten gegenübergestellt. In **Tabelle 4-IV** bis **Tabelle 4-VI** sind Abtragsrate, Massentransferkoeffizient und Diffusionstiefe des Kohlenstoffes der vorliegenden Arbeit mit Literaturwerten verglichen. Die Werte der Abtragsraten sowie Massentransferkoeffizienten sind im Zeitabschnitt zwischen zwanzig und 120 Sekunden angegeben, die Diffusionstiefe von zwanzig bis 180 Sekunden.

Tabelle 4-IV: Literaturwerte; Abtragsrate unter natürlicher Konvektion

Anfangsdurchmesser [m]	Schmelzentemperatur [°C]	Kohlenstoffgehalt der Probe [Gew.-%]	Kohlenstoffgehalt der Schmelze [Gew.-%]	Abtragsrate [m/s]*10 ⁻⁵	Literatur
0,012	1303	0,003	4,6	-1,06 bis -1,37	Vorliegende Arbeit
0,012	1303	0,1	4,6	-0,48 bis -1,34	
0,012	1300	0,92	4,6	-2,03 bis -2,26	
0,01	1301	0,15	3,60	-0,383	[35]
0,012	1230	0,1	4,58	-0,198 bis -0,530	[4]
0,012	1300	0,1	4,58	-0,75 bis -1,29	[4]
0,012	1385	0,1	4,58	-1,46 bis -2,77	[4]
0,025	1371	~ 0,2 [36–38]	3,84	-0,91	[21]
0,007 bis 0,008	1275	>0,001	4	~ -2,1	[39]
0,007 bis 0,008	1299	>0,001	4	~ -2,4	[39]
0,007 bis 0,008	1320	>0,001	4	~ -3,62	[39]

Tabelle 4-V: Literaturwerte; Massentransferkoeffizienten unter natürlicher Konvektion

Anfangsdurchmesser [m]	Schmelzentemperatur [°C]	Kohlenstoffgehalt der Probe [Gew.-%]	Kohlenstoffgehalt der Schmelze [Gew.-%]	Massentransfer- koeffizient [m/s]*10 ⁻⁵	Literatur
0,012	1303	0,003	4,6	2,30 bis 3,04	<i>Vorliegende Arbeit</i>
0,012	1303	0,1	4,6	1,01 bis 2,78	
0,012	1300	0,92	4,6	3,38 bis 3,75	
0,01	1300	0,15	3,60	1,78	[35]
0,012	1200	0,002 - 0,005	C-gesättigtes Eisen	1,15	[30]
0,012	1230	0,1	4,58	0,74 bis 2,04	[4]
0,012	1300	0,1	4,58	1,61 bis 2,68	[4]
0,012	1385	0,1	4,58	1,82 bis 3,11	[4]
Konstante Fläche	1230	> 0,001	4,23	6,31	[40]
Konstante Fläche	1325	> 0,001	3,29	9,57	[40]
Konstante Fläche	1415	> 0,001	2,17	12,4	[40]
0,007 bis 0,008	1200 bis 1400	> 0,001	4 bis 4,3	8 bis 30	[39]
0,026	1482	0,1	4,74	1,23	[25]

Tabelle 4-VI: Literaturwerte; C-Diffusionstiefe unter natürlicher Konvektion

Anfangsdurchmesser [m]	Schmelzentemperatur [°C]	Kohlenstoffgehalt der Probe [Gew.-%]	Kohlenstoffgehalt der Schmelze [Gew.-%]	Diffusionstiefe [µm]	Literatur
0,012	1303	0,003	4,6	213,35 bis 255,59	
0,012	1303	0,1	4,6	232,79 bis 269,55	Vorliegende Arbeit
0,012	1300	0,92	4,6	122,12 bis 141,90	
0,025	1371	~ 0,2 [36–38]	3,84	254	[21]
Konstante Fläche	1230	> 0,001	4,23	114	[40]
Konstante Fläche	1325	> 0,001	3,29	108	[40]
Konstante Fläche	1415	> 0,001	2,17	57	[40]
0,007 bis 0,008	1200 bis 1400	> 0,001	4 bis 4,3	50 bis 100	[39]
0,012	1300	0,1	4,58	150 bis 200	[3]

Bei den Vergleichen mit Literaturwerten wird deutlich, dass sowohl Abtragsrate als auch Massentransferkoeffizient stark von Probengröße, Schmelzentemperatur sowie der Kohlenstoffdifferenz zwischen Schrottprobe und Schmelze abhängen. Diese Abhängigkeiten wurden schon in frühen Arbeiten von Pehlke et al. in [21] sowie Kim und Pehlke in [17] untersucht. Wobei sich auch neuere Arbeiten, wie zum Beispiel jene von Sun et al. in [41], mit den Einflüssen des Kohlenstoffgehaltes der Schmelze bzw. des Schrottes sowie der Temperatur der Schmelze auf die Abtragsrate und somit den Massentransferkoeffizienten beschäftigen.

Bei den Literaturwerten für die Dicke der aufgekohlten Schicht treten jedoch bei ähnlicher Versuchsdurchführung größere Unterschiede auf. Ein Grund für eine erhöhte Diffusionstiefe des Kohlenstoffes bei dieser Arbeit ist die langsame Abkühlung der Schrottproben im Ofen. Bei vielen anderen Arbeiten wurden die Proben nach der definierten Eintauchzeit in Wasser abgeschreckt. Ein weiterer Grund für die Unterschiede könnte die Oxidation der Proben bei anderen Arbeiten sein, da die Versuche dabei nicht unter Schutzgas durchgeführt wurden.

Beim Vergleich der Ergebnisse dieser Arbeit mit jenen Literaturwerten, die bei einer ähnlichen Gleichgewichtstemperatur, sowie vergleichbaren Kohlenstoffdifferenzen zwischen Schmelze und Schrott sowie gleichartigen Probenabmessungen ermittelt wurden, ist eine gewisse Übereinstimmung erkennbar.

Im Folgenden wird der Vergleich der Ergebnisse dieser Arbeit mit den ermittelten Werten von Penz et al. aus [4] und [3] dargestellt. Da bei den ermittelten Werten von Penz et al. exakt der gleiche Probendurchmesser und dieselbe Gleichgewichtstemperatur vorlag. Der Kohlenstoffgehalt der S235JR-Probenserie stimmt ebenfalls überein und der Kohlenstoffgehalt der Roheisenschmelze ist sehr ähnlich. Der einzige wesentliche Unterschied liegt darin, dass nach der Eintauchzeit des Schrottes, in der Arbeit von Penz et al. in [3] und [4], dieser abgeschreckt wurde.

In **Abbildung 4-41** und **Abbildung 4-42** sind die Abtragsraten sowie die Massentransferkoeffizienten der S235JR-Probenserie dieser Arbeit mit den ermittelten Werten von Penz et al. aus [4] verglichen. Die Versuche in Schutzgasatmosphäre weisen eine etwas höhere Grenzflächenwanderungsgeschwindigkeit als jenen von Penz et al. auf. Ebenfalls fehlt bei den ermittelten Werten von Penz et al. die Verringerung der Abtragsrate bei höheren Haltezeiten. Es ist jedoch zu erkennen, dass sowohl Abtragsrate und daraus der Massentransferkoeffizient durch die Oxidation der Proben keine gravierenden Abweichungen von jenen Werten aufweisen die aus Versuchen unter Schutzgas ermittelten wurden. Das

bedeutet, dass kein Einfluss der Ofenatmosphäre – oxidierend oder Schutzgas – auf die Abtragsrate sowie den Massentransferkoeffizienten besteht.

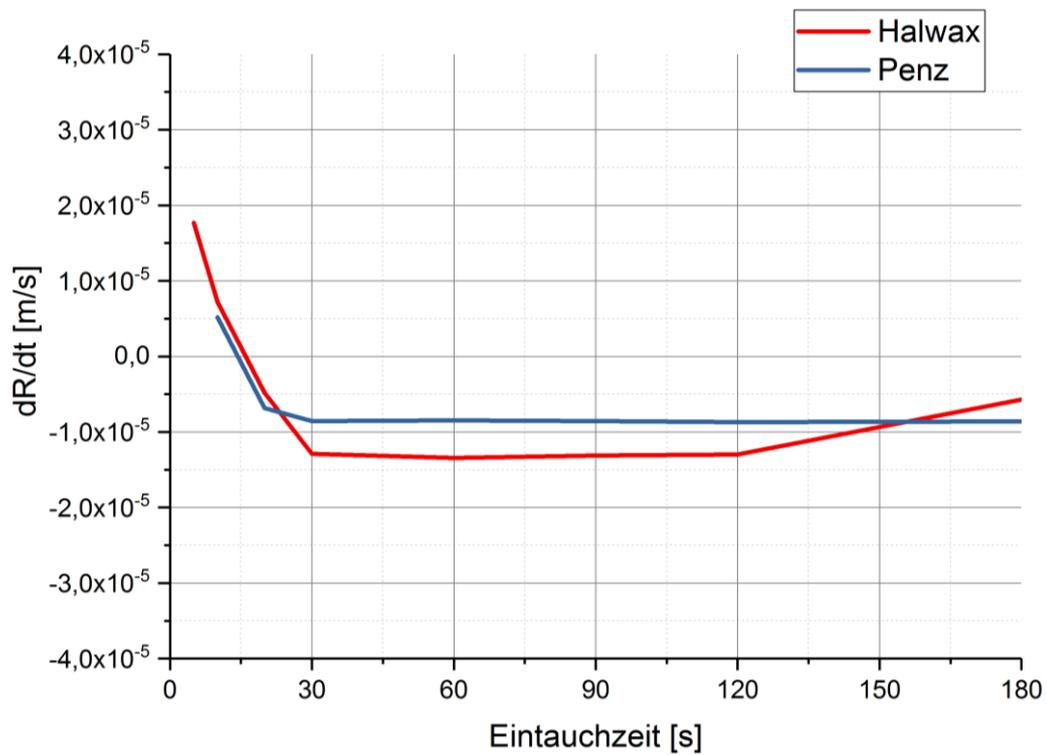


Abbildung 4-41: Vergleich der Abtragsrate der S235JR-Proben mit den Werten aus [4]

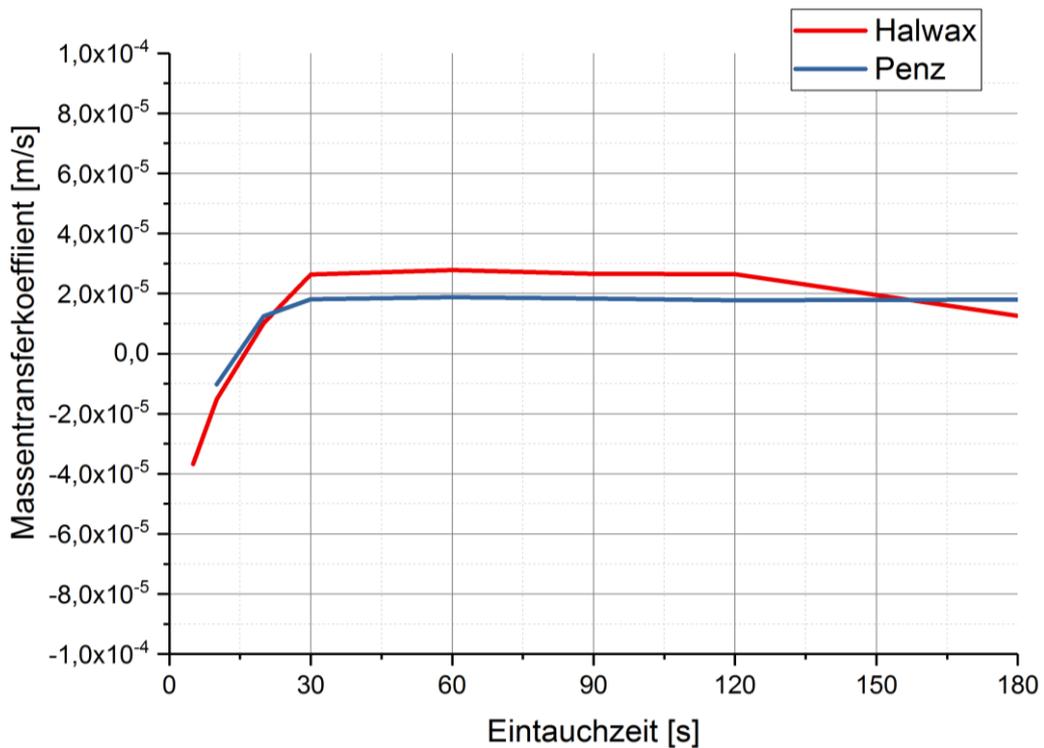


Abbildung 4-42: Vergleich des Massentransferkoeffizienten mit den Werten aus [4]

Vergleicht man die ermittelten Diffusionstiefen des Kohlenstoffes mit jenen von Penz et al. in [3] ist eine größere Eindringtiefe bei den Versuchen dieser Arbeit feststellbar. Dies ist der langsamen Ofenabkühlung bei den unter Schutzgas durchgeführten Versuchen geschuldet. Durch diese ist es dem Kohlenstoff auch nach dem direkten Kontakt mit dem Roheisen möglich weiter in den Schrott zu diffundieren.

5 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel dieser Arbeit war die Untersuchung des Auflösungsverhaltens verschiedener Schrottsorten in Roheisenschmelzen unter statischen Bedingungen bei einer Gleichgewichtstemperatur von 1300 °C und unter Schutzgasatmosphäre. Die Ergebnisse sollten mit Ergebnissen aus früheren Arbeiten verglichen werden, welche unter oxidierenden Bedingungen ermittelt wurden, um den Einfluss der atmosphärischen Bedingungen zu bestimmen. Um die Unterschiede des Auflösungsverhaltens der Schrottsorten zu ermitteln wurde die Abtragsrate der Schrottzylinder bestimmt, welche unterschiedlich lange in die Roheisenschmelze eingetaucht wurden. Bei allen drei Schrotten kam es bei kurzen Eintauchzeiten zum Auffrieren der Schmelze an der Oberfläche. Mithilfe des gemessenen und berechneten Radius der Proben, nach den Auflösungsversuchen, wurde die Abtragsrate unter Verwendung eines Lagrange-Polynoms zweiten Grades bestimmt. Nach dem Rückschmelzen der aufgefrorenen Roheisenschicht war die Abtragsrate annähernd konstant, bis der sich auflösende Schrott den Kohlenstoffgehalt in der Roheisenschmelze absenkte und somit zu einer Erniedrigung führte. Von den verwendeten Schrottsorten wies jener mit dem höchsten Kohlenstoffgehalt die höchste Abtragsrate auf.

Da es sich beim Auflösen von Schrott um einen gekoppelten Wärme- und Stofftransport handelt, wurde eine metallographische Präparation der Proben nach den Auflösungsversuchen vorgenommen. Ziel war dabei den Stoffübergang, also die Diffusion von Kohlenstoff in den Schrott, zu untersuchen. Es wurde festgestellt, dass in den Bereichen wo die Roheisenschmelze an der Schrottoberfläche erstarrte die Konzentrationsgrenzschicht im Schrott ausgebildet war. An Stellen ohne Roheisenschicht war keine Grenzschicht auffindbar. Da die aufgekohlte Diffusionszone nicht auf der gesamten Probenoberfläche vorhanden war, konnte auf starke dynamische Bedingungen aufgrund der natürlichen

Konvektion geschlossen werden. Die teilweise starke Lokalisierung der Auflösung führte auch zu Überlegungen, welche lokale Phänomene, wie die Rayleigh–Bénard Konvektion oder die Marangoni Konvektion, nicht ausschließen. Die festgestellte gleichmäßige Dicke der Diffusionsschicht bei unterschiedlichen Eintauchzeiten ist ein Hinweis auf eine konstante Abtrags- bzw. Auflösungsrate. Die Dicke der aufgekohlten Schicht lag bei den Reineisenproben zwischen ca. 210 und 260 μm , bei den Schrottproben aus S235JR zwischen ungefähr 230 und 270 μm und bei den C90-Proben zwischen etwa 120 und 140 μm . Diese Kohlenstoff-Diffusionstiefen stimmen mit einigen früheren Veröffentlichungen gut überein (z.B. [3] und [21]) mit anderen wiederum gar nicht.

Beim Vergleich der ermittelten Abtragsrate sowie des Massentransferkoeffizienten mit Literaturwerten konnte festgestellt werden, dass der Einfluss der Oxidation der Proben bei Versuchen, welche nicht unter Schutzgas durchgeführt werden, gering bzw. nicht vorhanden ist.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die Kohlenstoffdifferenz zwischen Schrott und Schmelze einen starken Einfluss auf das Auflösungsverhalten des Schrottes hat. Die Ergebnisse zeigen jedoch, dass weitere Forschungsarbeiten notwendig sind, um das Auflösungsverhalten von Stahlschrott in Roheisenschmelzen besser beschreiben zu können und Gleichungen für eine realitätsnahe Vorhersage des Auflösungsverhaltens von Schrott im LD-Prozess zu entwickeln. Die ermittelten Ergebnisse dieser Arbeit sollten in zukünftigen Forschungen herangezogen werden, damit der Prozess des Schrottschmelzens in den LD-Konvertermodellen besser beschrieben werden kann. Eine bessere Vorhersage der Auflösungszeit des Schrottes kann zu einer Absenkung der Anzahl von Lanzenschäden führen, welche durch nicht geschmolzenen Schrott verursacht werden. Weiters würde eine genauere Beschreibung des Auflösungsprozesses von Schrott zu einer Verkürzung der Abstichzeiten beim LD-Prozess führen. [28]

6 Literaturverzeichnis

- [1] Miettinen, J., „Calculation of solidification-related thermophysical properties for steels“, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Jg. 28, Nr. 2, S. 281–297, 1997.
- [2] Zhang, L. und Oeters, F., *Schmelzen und Mischen von Legierungsstoffen in Stahlschmelzen: Methoden der mathematischen Modellierung*, 1. Aufl. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 2012.
- [3] Penz, F. M., Schenk, J., Ammer, R., Klösch, G., Pastucha, K. und Reischl, M., „Diffusive Steel Scrap Melting in Carbon-Saturated Hot Metal-Phenomenological Investigation at the Solid-Liquid Interface“ (eng), *Materials (Basel, Switzerland)*, Jg. 12, Nr. 8, 2019.
- [4] Penz, F. M., Schenk, J., Ammer, R., Klösch, G. und Pastucha, K., „Dissolution of Scrap in Hot Metal under Linz–Donawitz (LD) Steelmaking Conditions“, *Metals*, Jg. 8, Nr. 12, S. 1078, 2018.
- [5] Cappel, J. und Wünnenberg, K., „Kostengünstige Arbeitsweise und optimierte metallurgische Reaktionen beim Sauerstoffaufblasverfahren“, *Stahl und Eisen*, Nr. 9, S. 55–66, 2008.
- [6] Brabie, L. C. und Kawakami, M., „Kinetics of Steel Scrap Melting in Molten Fe-C Bath“, *High Temperature Materials and Processes*, Jg. 19, 3-4, S. 241–256, 2000.
- [7] Yorucu, H. und Rolls, R., „A mathematical model of scrap melting for the LD process“, *Iron and Steel International*, Nr. 49, S. 35–40, 1976.
- [8] Szekely, J., Chuang, Y. K. und Hlinka, J. W., „The Melting and Dissolution of Low-carbon Steels in Iron-Carbon Melts“, *Metallurgical Transactions*, Nr. 3, S. 2825–2833, 1972.

- [9] Chigwedu, C., „Beitrag zur Modellierung des LD-Sauerstoffblasverfahrens zur Stahlerzeugung“. Dissertation, Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen, Technische Universität Clausthal, Clausthal, 1997.
- [10] Dogan, N., „Mathematical modelling of oxygen steelmaking“. PhD, Faculty of Engineering and Industrial Science, Swinburne University of Technology, Melbourne, Australia, 2011.
- [11] Sethi G., Shukla, A. K., Das, P., Chandra, P. und Deo, B., „Theoretical Aspects of Scrap Dissolution in Oxygen Steelmaking Converters“, *AISTech 2004 Proceedings*, Nr. 2, S. 915–926, 2004.
- [12] Glicksman, M. E., *Principles of Solidification: An Introduction to Modern Casting and Crystal Growth Concepts*. New York: Springer Science+Business Media LLC, 2011.
- [13] Tscheuschner, D., „Erstarrung einer technischen Al-Si-Mg Legierung in Silica-Aerogelformen“. Dissertation, Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften, Technische Hochschule Aachen, Aachen, 2002.
- [14] Kim, Y.-U. und Pehlke, R. D., „Transient Heat transfer during initial stages of steel scrap melting“, *Metallurgical Transactions B*, 6 B, S. 585–591, 1975.
- [15] Penz, F. M. und Schenk, J., „A Review of Steel Scrap Melting in Molten Iron-Carbon Melts“, *steel research international*, 2019.
- [16] Lommel, J. M. und Chalmers, B., „The isothermal transfer from solid to liquid in metal systems“, *Transactions of the Metallurgical Society of Aime*, Nr. 215, S. 499–509, 1959.
- [17] Kim, Y.-U. und Pehlke, R. D., „Mass Transfer During Dissolution of a Solid into Liquid in the Iron-Carbon System“, *Metallurgical Transactions*, Nr. 5, S. 2527–2532, 1974.
- [18] Bester, H. und Lange, K. W., „Abschätzung mittlerer Werte für die Diffusion von Kohlenstoff, Sauerstoff, Wasserstoff, Stickstoff und Schwefel in festem und flüssigem Eisen“, *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, Jg. 43, Nr. 3, S. 207–213, 1972.
- [19] Goldberg, D. und Belton, G. R., „The diffusion of carbon in iron-carbon alloys at 1560°C“, *Metallurgical Transactions*, Nr. 7, S. 1643–1648, 1974.
- [20] Ohnuki, K., Hiraoka, T., Inoue, T., Umezawa, K. und Matsumoto, N., „Development of Steel Scrap Melting Process“, *Nippon Steel Technical Report*, Nr. 61, S. 52–57, 1994.
- [21] R.D. Pehlke, P.D. Goodell, R.W. Dunlap, „Kinetics of Steel Dissolution in Molten Pig Iron“, *Transactions of the Metallurgical Society of Aime*, Nr. 233, S. 1420–1427, 1965.

-
- [22] Buchmann, M., „Grenzflächenthermodynamik und Kinetik von Fest-Flüssig-Phasenumwandlungen“. Dissertation, Physikalisch-Astronomischen Fakultät, Friedrich-Schiller-Universität Jena, Jena, 2009.
- [23] R. G. Olsson, V. Koump, T.F. Perzak, „Rate of dissolution of Carbon-Steel in Molten Iron Carbon alloys“, *Transactions of the Metallurgical Society of Aime*, Nr. 233, S. 1654–1657, 1965.
- [24] Specht, E. und Jeschar, R., „Kinetics of steel melting in carbon-steel alloys“, *Steel Research*, Nr. 1, S. 28–34, 1993.
- [25] Guthrie, R.I.L. und Stubbs, P., „Kinetics of scrap melting in baths of molten pig iron“, *Canadian Metallurgical Quarterly*, Jg. 12, Nr. 4, S. 465–473, 1973.
- [26] Shukla, A. K., Deo, B. und Robertson, D. G. C., „Scrap Dissolution in Molten Iron Containing Carbon for the Case of Coupled Heat and Mass Transfer Control“, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Jg. 44, Nr. 6, S. 1407–1427, 2013.
- [27] Den Hartog, H. W., Kreyger, P. J. und Snoeijer, A. B., „Dynamic Model of the Dissolution of Scrap in the BOF Process“, *C. R. M. Rep.*, Nr. 37, S. 13–22, 1973.
- [28] Penz, F. M., Schenk, J., Ammer, R., Pastucha, K. und Maunz, B., „Dissolution behaviour of ULC steel in carbon saturated“, *La Metallurgia Italiana*, 11/12, S. 36–45, 2018.
- [29] Penz, F. M., Tavares, R. P., Weiss, C., Schenk, J., Ammer, R., Pastucha, K. und Klösch, G., „Analytical and numerical determination of the heat transfer coefficient between scrap and hot metal based on small-scale experiments“, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Jg. 138, S. 640–646, 2019.
- [30] Kazumi, M. und Toshikazu, S., „Rate of Dissolution of Solid Iron in a Carbon-saturated Liquid Iron Alloy with Evolution of CO“, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, Nr. 22, S. 984–990, 1982.
- [31] Chapra, S. C. und Canale, R. P., *Numerical methods for engineers*, 6. Aufl. Boston: McGraw-Hill Higher Education, 2010.
- [32] Penz, F. M., Schenk, J., Ammer, R., Klösch, G. und Pastucha, K., „Evaluation of the Influences of Scrap Melting and Dissolution during Dynamic Linz–Donawitz (LD) Converter Modelling“, *Processes*, Jg. 7, Nr. 4, S. 186, 2019.
- [33] Reichstein, S., *Untersuchungen zu Mikrostruktur und Eigenschaften von Randschichten auf Aluminiumlegierungen nach Belichtung mit hochenergetischen Nanosekunden-Laserpulsen*. Utz, Wiss, 2000.

- [34] Solomon und Gollub, „Sheared boundary layers in turbulent Rayleigh-Bénard convection“ (eng), *PHYSICAL REVIEW LETTERS*, Jg. 64, Nr. 20, S. 2382–2385, 1990.
- [35] Kosaka, M. und Minowa, S., „Dissolution of Steel Cylinder into Liquid Fe-C Alloy“, *Tetsu-to-Hagane*, Jg. 53, Nr. 8, S. 983–997, 1967.
- [36] Saarstahl, „Werkstoff-Datenblatt: Saarstahl - C22E (Ck22) - C22R (Cm22)“.
- [37] Pauly, R. e. K., „AISI/SAE 1020 Datenblatt: Analyse: Chemische Zusammensetzung, Masseanteil in Prozent (%) von 1020“. [Online] Verfügbar unter: <https://pauly-stahlhandel.com/de/aisi-sae/1020>. Zugriff am: 16. Juli 2019.
- [38] AZoM, *AISI 1020 Carbon Steel (UNS G10200): Chemical Composition*. [Online] Verfügbar unter: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=9145>. Zugriff am: 16. Juli 2019.
- [39] Nomura, H. und Mori, K., „The Rate of Dissolution Iron Into Liquid Fe-C Alloy“, *Tetsu-to-Hagane*, Jg. 55, Nr. 13, S. 1134–1141, 1969.
- [40] Shin, M., Oh, J. S., Lee, J., Jung, S. und Lee, J., „Dissolution rate of solid iron into liquid Fe-C alloy“, *Metals and Materials International*, Jg. 20, Nr. 6, S. 1139–1143, 2014.
- [41] Sun, H., Liu, Y., Lin, C. und Lu, M.-J., „Experimental Observation of Spherical Scrap Melting in Hot Metal“, *In Proceedings of the 6th ICS*, S. 136–139, 2015.

A Zusammensetzungen der Roheisenschmelzen

Tabelle A 1: Zusammensetzung der Roheisenschmelzen bei Auflösungsversuchen der Reineisenproben

Schrottsorte	Zeit [s]	Zusammensetzung [Gew.-%]										
		C	Si	Mn	P	S	Ti	Cr	Ni	Mo	Cu	
Reineisen	5	4,60	0,36	0,59	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	Rest Fe
	10	4,62	0,44	0,66	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	20	4,60	0,27	0,67	0,07	0,00	0,01	0,02	0,01	0,00	0,01	
	30	4,56	0,40	0,55	0,06	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	60	4,60	0,28	0,63	0,07	0,00	0,02	0,03	0,01	0,00	0,01	
	90	4,60	0,26	0,60	0,07	0,00	0,01	0,03	0,01	0,00	0,01	
	120	4,62	0,37	0,62	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	180	4,59	0,32	0,68	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	

Tabelle A 2: Zusammensetzung der Roheisenschmelzen bei Auflösungsversuchen der S235JR-Proben

Schrottsorte	Zeit [s]	Zusammensetzung [Gew.-%]										
		C	Si	Mn	P	S	Ti	Cr	Ni	Mo	Cu	
S235JR	5	4,58	0,31	0,68	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	Rest Fe
	10	4,55	0,34	0,62	0,07	0,01	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	20	4,55	0,29	0,63	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	30	4,62	0,38	0,62	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	60	4,59	0,33	0,60	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	90	4,64	0,32	0,76	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	120	4,62	0,37	0,69	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	180	4,46	0,25	0,61	0,07	0,00	0,01	0,02	0,01	0,00	0,01	

Tabelle A 3: Zusammensetzung der Roheisenschmelzen bei Auflösungsversuchen der C90-Proben

Schrottsorte	Zeit [s]	Zusammensetzung [Gew.-%]										
		C	Si	Mn	P	S	Ti	Cr	Ni	Mo	Cu	
C90	5	4,64	0,48	0,66	0,06	0,00	0,03	0,02	0,01	0,00	0,01	Rest Fe
	10	4,60	0,33	0,70	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	20	4,51	0,34	0,60	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	30	4,57	0,38	0,60	0,06	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	60	4,61	0,48	0,63	0,06	0,01	0,03	0,02	0,01	0,00	0,01	
	90	4,52	0,28	0,59	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	120	4,58	0,36	0,72	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	
	180	4,61	0,32	0,63	0,07	0,00	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	

ALEXANDER HALWAX, BSc

Vordernberger Straße 27/ 4 · 8700 Leoben



PERSÖNLICHE ANGABEN

Familienstand	ledig
Staatsangehörigkeit	Österreich
Geburtsdatum	29.04.1992
Geburtsort	Eisenstadt

AUSBILDUNG

1998–2002	Volksschule Mörbisch am See
2002-2006	Hauptschule Rust
2006–2011	HTBLA Eisenstadt
2012–2018	Bachelorstudium Metallurgie an der Montanuniversität Leoben
2018-laufend	Masterstudium Metallurgie an der Montanuniversität Leoben

BERUFSERFAHRUNG

2012-Heute	Metallograph, Dipl. Dr. mont. Prior Franz (Staatlich befugter und beeidigter Ingenieurkonsulent für Werkstoffwissenschaften)
01.04.-12.04.2016 06.03.-13.04.2017 20.02.-28.03.2018	Mess- & Regelungstechniker, Ingenios GmbH, Einsatzort: Kernkraftwerk Grohnde
07.07.-31.08.2017 13.07.-31.07.2018	Mess- & Regelungstechniker, Ingenios GmbH, Einsatzort: Kernkraftwerk Isar