



Bestimmung des Eigenschaftsspektrums von beschleunigt erstarrten Proben aus HSLA - Stählen

Masterarbeit

eingereicht von

Gregor Arth

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

Diplomingenieur

in der Studienrichtung Metallurgie





Herrn Gregor ARTH wird vom Lehrstuhl für Metallurgie folgendes
Masterarbeitsthema S655 gestellt:

Bestimmung des Eigenschaftsspektrums von beschleunigt erstarrten Proben aus HSLA - Stählen

Inhalte:

Die Entwicklung von Gießverfahren mit beschleunigter Abkühlung verlangt neben der Behandlung von prozesstechnischen Fragestellungen auch die Bewertung der Möglichkeiten zur Herstellung von Produkten mit einem interessanten Eigenschaftsspektrum. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit soll ein vorhandener Versuchsstand adaptiert und anschließend ausgesuchte High Strength Low Alloy - Stähle unter bandgießähnlichen Bedingungen abgekühlt und erstarrt werden. Die Proben sollen werkstoffkundlich und metallografisch in Hinblick auf mechanische Eigenschaften und Rissbefall bewertet werden. Die Arbeit umfasst folgende Schwerpunkte:

- Literaturstudium.
- Adaptierung des vorhandenen Tauchsimmers zur Bestimmung der Temperatur bei der Abkühlung nach der beschleunigten Erstarrung.
- Durchführung von Erstarrungsversuchen an ausgesuchten HSLA Stählen.
- Bestimmung von mechanischen Kennwerten (Härte, Festigkeit).
- Metallografische Charakterisierung der Proben (Korngrößen, Gefüge, Rissbefall)
- Bewertung des erzielbaren Eigenschaftsspektrums.

Industriepartner:



Leoben, im August 2008

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

Kurzfassung

Das direkte Gießen von Bändern aus Stahl nach dem Zwei-Walzen-Gießverfahren (TSC) hat sich trotz mehrerer Jahrzehnte der weltweiten Entwicklung erst in einigen wenigen Produktionsanlagen vor allem für die Erzeugung rostfreier Stähle und Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt als wirtschaftlich erwiesen. Diese Stähle können mit vergleichbaren mechanischen Eigenschaften kostengünstiger als nach den konventionellen Verfahren hergestellt werden. Die Erprobung weiterer Stahlsorten in Hinblick auf ihre Eignung für den Bandgießprozess steht deshalb im Mittelpunkt der derzeitigen Entwicklungen. Im Literaturteil der vorliegenden Arbeit wird ein Überblick über bisherige Untersuchungen mit Schwerpunkt auf Kohlenstoffstähle gegeben. Der Schmelztauchsimulator am Lehrstuhl für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben stellt eine günstige Möglichkeit zur Abbildung des Dünnbandgießverfahrens dar. Die Erweiterung der Versuchsanlage um eine optische Temperaturmessung ermöglicht es, die Abkühlbedingungen und das Umwandlungsverhalten der Tauchproben abzubilden und besser verstehen zu können. Durch die Adaption des Schmelztauchsimulators und die Anschaffung eines portablen Wärmebehandlungssofens ist es nun möglich, nahezu jeden Prozessschritt des Dünnbandgießprozesses zu simulieren. Um die mechanischen Eigenschaften von Stählen nach dem Zwei-Walzen-Gießverfahren besser beschreiben zu können, werden durch eine Verlängerung der Verweilzeit des Tauchkörpers in der Schmelze Proben mit höherer Dicke hergestellt. Diese können nach geeigneter Vorbereitung zu Zugproben weiterverarbeitet oder auf Härte nach Vickers gemessen werden. In dieser Arbeit werden die ersten Ergebnisse dieser neuen Methoden für 4 Variationen eines S700 MC präsentiert und die möglichen Einsatzmöglichkeiten des adaptierten Schmelztauchsimulators erörtert.

Abstract

Near-net-shape casting of steel through the strip casting process for stainless and low-carbon steels has after years of research now reached a full commercial level in several production plants worldwide. It has been proven that these steel grades can reach the same or even better mechanical properties via the twin roll strip casting process than via the commercial route. This makes it interesting to investigate the castability of TWIP, TRIP or HSLA steel grades. The dipping test simulator of the department of metallurgy at the Montanuniversität Leoben is a cheap possibility to reproduce casting parameters of the strip casting process. After an upgrade of the simulator with an optical temperature measurement tool there is now the opportunity for a better understanding of the cooling and transformation behaviour of the dipping test samples. Because of this upgrade and the purchase of a portable heat-treating-furnace the chance is given to display nearly every step of the strip casting process. For a better explanation of the mechanical behaviour of steel grades made via the strip casting process, samples are taken after a longer holding time in the liquid melt so the thickness of these samples can increase. After a special preparation the samples can be used for hardness and special tensile tests. This study presents the first outcomes of these new applications by means of four variations of a S700 MC HSLA steel grade, moreover some possible applications of the new dipping test simulator and its add-ons are given.

Eidesstattliche Erklärung

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

.....
Name des Verfassers

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Abstract.....	II
Eidesstattliche Erklärung	III
Inhaltsverzeichnis	IV
Akronyme.....	VII
Abbildungsverzeichnis	IX
Tabellenverzeichnis	XIV
1 Einleitung	1
2 Metallurgische Grundlagen des Bandgießverfahrens	3
2.1 Vorteile und Prinzip des Dünnbandgießens	3
2.2 Versuchs- und Produktionsstandorte für das Dünnbandgießen.....	5
2.3 Vergleich der Prozessrouten für die Herstellung von Flachprodukten aus Kohlenstoffstahl mit weniger als 0,1 %C	7
2.3.1 Herstellung von Kohlenstoffstählen nach dem konventionellen Verfahren.....	10
2.3.2 Erstarrung und Abkühlung beim Dünnbandgießverfahren.....	15
2.4 Herstellung von Feinkornbaustählen und HSLA – Stählen	17
2.4.1 Konventionelle Herstellung.....	17
2.4.2 Herstellung über das Dünnbandgießverfahren	21
2.4.3 Stahlsorten für das Dünnbandgießverfahren, Entwicklungsstand	28
2.4.3.1 Beschreibung der Simulatoren, Pilot- und Produktionsanlagen.....	32
2.5 Zusammenfassung über den Literaturteil.....	35

3	Versuchsaufbau	36
3.1	Der Schmelztauchsimulator	36
3.1.1	Instrumentierung der Tauchkörper	38
3.1.2	Adaption des Schmelztauchsimmers zur Messung der Abkühlungsbedingungen von Tauchproben	39
3.2	Der Rohde Wärmebehandlungsofen	43
3.2.1	Glüh- und Härteofen ME 17/13 [36].....	43
3.2.2	Steuerung TC 507	44
3.3	Optische Temperaturmessung	45
3.3.1	Pyrometer Metis MS09 [37]	46
3.3.2	Bestimmung des Emissionsgrades	49
3.3.3	Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die A ₃ Temperatur	52
3.4	Versuchsauswertung	57
3.4.1	Vorbereitung der Tauchproben für Härtemessungen und Gefügeentwicklung	57
3.5	Prinzip der Härteprüfung	60
3.5.1	Härteprüfung nach Vickers	61
3.5.2	Durchführung und Verifizierung der Härtemessungen an Tauchproben.....	62
3.6	Zugversuche nach ASTM E 517	65
3.6.1	Probenvorbereitung	65
3.7	Ätztechnik für einen S700 MC	68
3.7.1	Bestimmung der Austenit- und Ferritkorngröße	69
4	Ergebnisse	72
4.1	Versuchsplan.....	72
4.2	Abbildung unterschiedlicher Temperaturzyklen im Dünnbandgießprozess mit dem Schmelztauchsimulator.....	75
4.3	Empfindlichkeit der untersuchten Stähle auf Mikrorissbefall	80
4.4	Vergleich der Härte des Legierungsvarianten V1 – V4	82
4.5	Abkühlungsverläufe und Gefüge des S700V1 – V4	85
4.6	Zugversuche nach ASTM E 517	89
4.6.1	Zugversuche an Tauchproben eines S700V1 mit Standardabkühlung.....	89
4.6.2	Zugversuche an Tauchproben eines S700V2 mit Standardabkühlung.....	91
4.6.3	Zugversuche an Tauchproben eines S700 V3 mit Standardabkühlung.....	92
4.6.4	Zugversuche an Tauchproben eines S700V3 mit alternativer Abkühlung	94
4.6.5	Zugversuche an Tauchproben eines S700V4 mit Standard- und alternativer Abkühlung	97

4.6.6	REM / EDX	99
5	Zusammenfassung	102
	Literaturverzeichnis	106
A	Einzelergebnisse Zugversuche	A1

Akronyme

LfM	Lehrstuhl für Metallurgie
TSC	Thin Strip Casting (Dünnbandgießen nach dem Zwei-Rollen-Verfahren)
TSCR	Thin slab casting and rolling (Dünnbrammengießen)
STS	Schmelztauchsimulator
TWIP	Twinning Induced Plasticity
TRIP	Transformation Induced Plasticity
HSLA	High Strength – Low Alloy
RSF	Roll Separating Force
HV	Härte nach Vickers
A_3 [°C]	Umwandlungstemperatur von Austenit in Ferrit
A_5 [%]	Brucheinschnürung bei 5 % der Ausgangslänge der Zugprobe
A_{80} [%]	Brucheinschnürung bei 80 % der Ausgangslänge der Zugprobe
A_g [%]	Gleichmaßdehnung
T_{NR}	Temperature no recrystallization; Rekristallisationstemperatur
CEV	Kohlenstoffäquivalent
UCS	Ultra-thin-cast steel
MPI	Max-Planck-Institute
AISI	American Iron and Steel Institute

LC Low Carbon Steel

HSLA High Strength Low Alloyed

G300/G550 Interne Stahlbezeichnungen von CASTRIP

WBBS Warm-Breitband-Straße

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Schematische Darstellung des Kokillenbereichs einer Zwei-Walzen-Bandgießanlage. [1].....	4
Abbildung 2-2: Schema einer Dünnbandgießanlage nach dem Zwei-Walzen-Verfahren. [5].....	5
Abbildung 2-3: Stand der bestehenden Betriebs- und betriebsnahen Anlagen [7].....	6
Abbildung 2-4: Gegenüberstellung der 3 Prozesse für die Herstellung von Warmband.[8]7	
Abbildung 2-5: Wärmestromberechnungen für Produktionsrouten von Stählen.[9].....	9
Abbildung 2-6: Schematische Darstellung einer Stranggussanlage.[10].....	10
Abbildung 2-7: Darstellung des Kokillenbereichs beim konventionellen Strangguss.[11].	11
Abbildung 2-8: Softreduction (SR) beim Stranggiessen von Brammen.[10].....	12
Abbildung 2-9: Einfluss der Softreduction auf die Zentrumsseigerung.[12].....	13
Abbildung 2-10: Warmbreitbandstraße mit entsprechendem Temperaturverlauf.[13].....	13
Abbildung 2-11: Schema des Erstarrungsfortschritts im Kokillenbereich des DSC Prozesses. [8].....	15
Abbildung 2-12: Bandtemperatur und der Bereich einer möglichen Beeinflussung während des Herstellungsprozesses. [17].....	16
Abbildung 2-13: Einteilung der Warmumformverfahren und schematische Angaben zur Legierungswirkung und Gefügeentstehung [18].....	17
Abbildung 2-14: Typische Struktur eines warm gewalzten HSLA Stahls. [15].....	18

Abbildung 2-15: Einfluss der metallurgischen und prozesstechnischen Parameter auf die Mikrostruktur von warm und kalt gewalztem Band.[20].....	20
Abbildung 2-16: Bruchdehnung über die Zugfestigkeit ausgewählter kalt gewalzter Stahlsorten.[21].....	20
Abbildung 2-17: Direkt gegossenes Band Primärätzung nach Oberhoffer.[22] C(0,038)-Mn(0,24)-Si(0,016)-Al(0,048)-P(0,03)	21
Abbildung 2-18: Gefüge eines LC Stahls nach dem Dünnbandgießverfahren.[23]	22
Abbildung 2-19: Gefügebestandteile eines Schweißgefüges nach dem Kohlenstoffgehalt.[8]	22
Abbildung 2-20: Gefüge eines HSLA Stahls nach Girgensohn et.al. [25] (Zusammensetzung siehe Tabelle 2-3).....	24
Abbildung 2-21: Einfluss der Austenitkorngröße auf die Ausbildung der Ferritkörner.[8] .	25
Abbildung 2-22: Bereiche der Wärmebehandlung mit erzielbarem Gefüge. [22] C(0,07)-Mn(0,35)-Si(0,010)-Al(<0,008)	26
Abbildung 2-23: Vergleich der Literaturwerte aus mit den Ergebnisse dieser Arbeit.....	32
Abbildung 2-24: Vergleich der erzielbaren Eigenschaften über CCC und TSC.....	35
Abbildung 3-1: Schematischer Aufbau des Schmelztauchsimulators. [34].....	37
Abbildung 3-2: Ablauf und Schema des derzeitigen Tauchversuchs. [35]	37
Abbildung 3-4: Pyrometer mit Zeilenscanner in der Ruheposition auf der neu konzipierten Halterung fixiert.	41
Abbildung 3-5: Pyrometer mit Zeilenscanner in der Messposition fixiert.	42
Abbildung 3-6: Pyrometer in der Messposition über der Schleusenkammer.	42
Abbildung 3-7: Rohde Wärmebehandlungsofen ME 17/13 (Tür zur Seite schwenkbar) .	44
Abbildung 3-8: Aufnahme einer Tauchprobe nach dem Austauschen unter nicht inerten Bedingungen.	46
Abbildung 3-9: Abmessungen des Pyrometers inklusive Zeilenscanners.	48
Abbildung 3-10: Temperaturverlauf (rechts) entlang der Linie (2) und drei Messpunkten (3, 4 und 5).....	49
Abbildung 3-11: Mittleres Temperaturprofil über den aufgezeichneten Abkühlungsverlauf ($\varepsilon = 0,700$).	51

Abbildung 3-12: Abkühlungskurve entlang einer Messzeile an einer Tauchprobe mit 3,0 Sekunden Verweilzeit in der Schmelze.....	52
Abbildung 3-13: Abkühlkurve eines S700V3 mit $t_{\text{verweil}} = 3,0\text{s}$ und zugehöriger Abkühlung über die Breite der Tauchprobe über die Zeit.	53
Abbildung 3-14: Abkühlkurve eines S700V3 mit $t_{\text{verweil}} = 0,25\text{s}$ und zugehöriger Abkühlung über die Breite der Tauchprobe über die Zeit.	54
Abbildung 3-15: Vergleich der Abkühlung bei unterschiedlichen Verweilzeiten im Stahl.	55
Abbildung 3-16: Abkühlkurven eines S700V3 im dazugehörigen ZTU.....	55
Abbildung 3-17: Probenvorbereitung für Standardtauchproben mit 0,25 Sekunden Verweilzeit.....	58
Abbildung 3-18: Probenvorbereitung der Tauchproben mit einer Verweilzeit von 3,0 Sekunden.....	59
Abbildung 3-21: Härteeindruck nach HV3 und dessen Abmessung über das Programm Clemex.....	63
Abbildung 3-22: Härteverlauf über die Länge von 80 mm einer Tauchprobe mit 3,0s Verweilzeit.....	64
Abbildung 3-23: Planparallel geschliffene Tauchprobe des STS.....	66
Abbildung 3-24: Abmessungen und Schema einer Flachzugprobe nach ASTM E 517 [40].	67
Abbildung 3-25: Flussdiagramm der Zugprobenherstellung aus Tauchproben des STS.	67
Abbildung 3-26: Linienschnittverfahren zur Auswertung der Austenitkorngroße.....	70
Abbildung 3-27: Härte nach Vickers [HV3] über die gemessene Austenitkorngroße.	71
Abbildung 4-1: Durchgeführte Abkühlungsverläufe für Variationen eines S700MC und ein möglicher Arbeitsbereich für Wärmebehandlungen durch Anschaffung eines Tischmodells eines Wärmebehandlungsofens.	76
Abbildung 4-2: Durchgeführte Wärmebehandlungen an V3-C.	78
Abbildung 4-3: Vergleich der Rissindizes für die Variationen eines S700MC im Vergleich mit der Kohlenstoffvariation früherer Untersuchungen.....	80
Abbildung 4-4: Härtemessungen an Tauchproben mit 0,25s Verweilzeit.	82

Abbildung 4-5: Einfluss des Massengehalts eines Legierungselements auf die Steigerung der unteren Streckgrenze. Links im Ferrit, rechts im Austenit.[43]	83
Abbildung 4-6: Streckgrenzenerhöhung durch Ausscheidungshärtung durch Nb, Ti und V.[18].....	84
Abbildung 4-7: Härtemessungen nach Vickers HV3 mit Ergebnissen aus den Zugversuchen.	84
Abbildung 4-8: Temperaturverläufe für ausgewählte Tauchproben V3-C, V4-B und V4-C.	85
Abbildung 4-9: Temperaturverlauf Nr. 1	87
Abbildung 4-10: Temperaturverlauf Nr. 2	87
Abbildung 4-11: Temperaturverlauf Nr. 3	87
Abbildung 4-12: Temperaturverlauf Nr. 4	87
Abbildung 4-13: Temperaturverlauf Nr. 5	87
Abbildung 4-14: Temperaturverlauf Nr. 4+8	87
Abbildung 4-15: Temperaturverlauf WB1	88
Abbildung 4-16: Abkühlverläufe im ZTU für einen S700V3.	88
Abbildung 4-17: Zugfestigkeit über Bruchdehnung für einen S700V1.....	90
Abbildung 4-18: Zugproben für den S700V1.	90
Abbildung 4-19: Zugfestigkeit über Bruchdehnung für einen S700V2.....	91
Abbildung 4-20: Zugproben für den S700V2.	92
Abbildung 4-21: Zugfestigkeit über Bruchdehnung für einen S700V3.....	92
Abbildung 4-22: Zugproben für den S700V3.	93
Abbildung 4-23: Temperaturverlauf Nr. 4	94
Abbildung 4-24: Temperaturverlauf Nr. 8	95
Abbildung 4-25: Temperaturverlauf Nr. 4+8	95
Abbildung 4-26: Zugfestigkeit über Bruchdehnung für einen S700V3 - Alternative Abkühlung.	96
Abbildung 4-27: Zugfestigkeit über Bruchdehnung für einen S700V4.....	98

Abbildung 4-28: Zusammenfassung der σ - ϵ -Kurven für S700V4 - Alternative Abkühlung.
..... 98

Abbildung 4-29: Zugproben für den S700V4. 99

Abbildung 4-30: Anzahl der Einschlüsse über den ECD für Mangansulfide..... 100

Abbildung 4-31: MnS an den Austenitkorngrenzen des S700V4..... 100

Abbildung 4-32: Anzahl der Einschluss über den ECD für Poren..... 101

Abbildung 5-1: Zusammenfassung der Ergebnisse der Zugversuche..... 104

Abbildung 5-2: Vergleich der Literaturwerte für CCC, TSC und den Ergebnissen dieser
Arbeit..... 105

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Produktionsparameter von CCC, TSCR und TSC.[17]	8
Tabelle 2-2: Vergleich der Gefügebestandteile zwischen TSC und CCC von LC-Stählen.[17][21].....	23
Tabelle 2-3: Zusammensetzung der Stähle (Bezeichnung entsprechen der Literatur).....	29
Tabelle 2-4: Mechanische Eigenschaften von vergossenen Stähle nach dem Dünnbandgießverfahren und dem konventionellen Herstellungsprozess.	30
Tabelle 2-5: Pilotanlagen von POSCO/RIST.	33
Tabelle 2-6: Vergleich der Produktionsanlagen von CASTRIP.....	34
Tabelle 3-1: Technische Daten der Steuereinheit TC 507.....	45
Tabelle 3-2: Auszug aus den Spezifikationen des Pyrometer Metis MS09.	47
Tabelle 3-3: Abmessungen und Toleranzen laut ASTM E 517 für Flachzugproben [39]...	66
Tabelle 3-4: Verwendete Ätzverfahren zur Entwicklung der Austenitkörner an S700 V1–V4.....	68
Tabelle 4-1: Vorgaben für einen S700 MC nach DIN EN 10149 [41].	73
Tabelle 4-2: Auflistung der mittleren Zusammensetzungen der Variationen eines S700MC	74
Tabelle 4-3: Versuchsvariationen der untersuchten Schmelzen des S700MC.....	74
Tabelle 4-4: Zusammenfassung der Temperaturverläufe.....	79

Tabelle 4-5: Zusammenfassung der Gefüge von V3-C und V3-D bei unterschiedlicher Abkühlung mit den entsprechenden Härtewerten.....85

Tabelle 4-6: Zusammenfassung der Gefüge von V4-B und V4-C bei unterschiedlicher Abkühlung mit den entsprechenden Härtewerten.....86

Tabelle 4-7: Gefüge von V3-C, V4-B und V4-C bei unterschiedlichem Abkühlverlauf.87

1 Einleitung

Das direkte Gießen von Bändern aus Stahl nach dem Zwei-Rollen-Verfahren (TSC) hat sich trotz mehrerer Jahrzehnte der weltweiten Entwicklung noch nicht durchgesetzt. Es werden erst wenige Produktionsanlagen – vor allem für das Vergießen rostfreier Stähle und niedrigkohligter Baustähle - betrieben. Diese Stähle können mit mechanischen Eigenschaften, die konventionell hergestellten Stählen ebenbürtig sind, kostengünstig hergestellt werden.

Die Untersuchung weiterer Stähle in Hinblick auf ihre Eignung für den Bandgießprozess steht im Mittelpunkt laufender Forschungsarbeiten. Am Christian Doppler – Labor „Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen“ des Lehrstuhls für Metallurgie wurde im Rahmen einer Kooperation mit Siemens-VAI Metals Technologies ein Schmelztauchsimulator zur Simulation der Anfangserstarrung im Bandgießprozess entwickelt und installiert. Diese Versuchseinrichtung wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit durch einen veränderten Versuchsablauf, die Installation einer optischen Temperaturmesseinheit und eines portablen Wärmebehandlungsofens adaptiert, um auch die mechanischen Eigenschaften der erstarrten und wärmebehandelten Proben beurteilen zu können.

Gegenstand dieser Arbeit ist die Untersuchung des Eigenschaftsspektrums beschleunigt erstarrter Proben an ausgewählten High Strength – Low Alloy (HSLA) Stählen. Der Schmelztauchsimulator am Lehrstuhl für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben wird zur Simulation einer beschleunigten Erstarrung mit anschließender rascher Abkühlung verwendet. Diese Apparatur wurde im Zuge der Arbeit um eine optische Temperaturmesseinheit erweitert, welche eine Abbildung der Abkühlbedingungen und des Umwandlungsverhaltens, der Tauchproben ermöglicht.

Durch einen neu angeschafften Wärmebehandlungs-ofen wurde der Bereich der thermischen Simulation des Bandgießprozesses und der nachfolgenden Abkühlung erweitert.

Die mechanischen Eigenschaften der so erzeugten Proben werden anhand von Härtemessungen und Zugversuchen an Tauchproben mit erhöhter Verweilzeit in der Stahlschmelze und damit verbundener erhöhter Dicke ermittelt.

Die neu entwickelten Methoden werden ausführlich diskutiert und erste Ergebnisse an Legierungsvariationen eines High Strength – Low Alloy (HSLA) - Stahls vorgestellt.

2 Metallurgische Grundlagen des Bandgießverfahrens

2.1 Vorteile und Prinzip des Dünnbandgießens

Der Gedanke des endabmessungsnahen Gießens von Metall wird seit der ersten Patentanmeldung für das Zwei-Walzen-Gießverfahren von Sir Henry Bessemer im Jahre 1865 verfolgt. [1] Durch die beschleunigte Erstarrung während des Gießprozesses bringt das Verfahren verglichen mit konventionellen Stranggießprozessen Vorteile im Bezug auf Materialeigenschaften des Produkts. Auch aus Sicht der Umweltverträglichkeit ergeben sich Vorteile, wie Einsparungen beim Energieverbrauch und beim Ausstoß von Emissionen. [1] Während beim Brammen- und Dünnbrammengießen Gießdicken typischerweise zwischen 50 und 250 mm eingestellt werden, ermöglicht es das Zwei-Walzen-Gießverfahren Gießdicken zwischen 1 und 5 mm zu erreichen. Ziel des Verfahrens ist unter anderem das Aussparen eines Walzwerkes, welches bei konventionellen Verfahren zum Erreichen der Enddicke und des gewünschten Gefüges benötigt wird. Das Potential liegt folglich auch in der reduzierten Anlagengröße, welche dieses Verfahren günstig für Kleinbetriebe erscheinen lässt, die ihre Rohstoffe regional beziehen und ihr Produkt in demselben Einzugsgebiet wieder verkaufen, oder etwa ein Warmband für den Eigenbedarf einer übergeordneten Firma produzieren wollen. Die in der Literatur genannten Vorteile dieses Verfahrens gegenüber der konventionellen Route nach dem Stranggießprozess sind folgende: [2]

- Verkürzung der Prozessroute (Wegfall des Stranggießens, der Brammenzurichtung, der Brammenerwärmung und der Massiv-Warmumformung)

- Kleinere Anlagengröße, verbunden mit geringeren Investitionskosten
- Verminderung des Energieverbrauches um mehr als 85%
- Emissionsverminderung um 50 bis 90% ($\text{CO}_2 > 85\%$; $\text{NO}_x > 90\%$; $\text{SO}_2 > 70\%$)
- Teilweiser Entfall von Transporten
- Verkürzung der Durchlaufzeit zwischen Stahlwerk und Kaltwalzwerk
- Eignung für höher legierte Stähle (TRIP, TWIP, ...) und einem vergleichsweise höheren Maß an Verunreinigungen im Einsatzmaterial (Cu, Sn, ...) durch kurze lokale Erstarrungszeiten und somit geringe Entmischung [3]

Die Kokille des Bandgießens nach dem Zwei-Walzen-Gießverfahren besteht aus zwei parallel angeordneten Gießwalzen, durch welche die Wärme abgeführt wird. Das stirnseitige Ausfließen von Schmelze wird durch Seitenabdichtungen (im Allgemeinen Bornitridplatten) vermieden (**Abbildung 2-1**). Während die Gießwalzen gegenläufig rotieren, erstarrt auf ihren Mantelflächen der Stahl zu Schalen, deren Dicke kontinuierlich wächst, während diese zum engsten Spalt am Ende der Kokille transportiert werden. Dort fñgt eine voreingestellte Kraft (RSF – Roll Separating Force) die beiden Bandschalen zusammen, sodass das Gussband entsteht. [4]

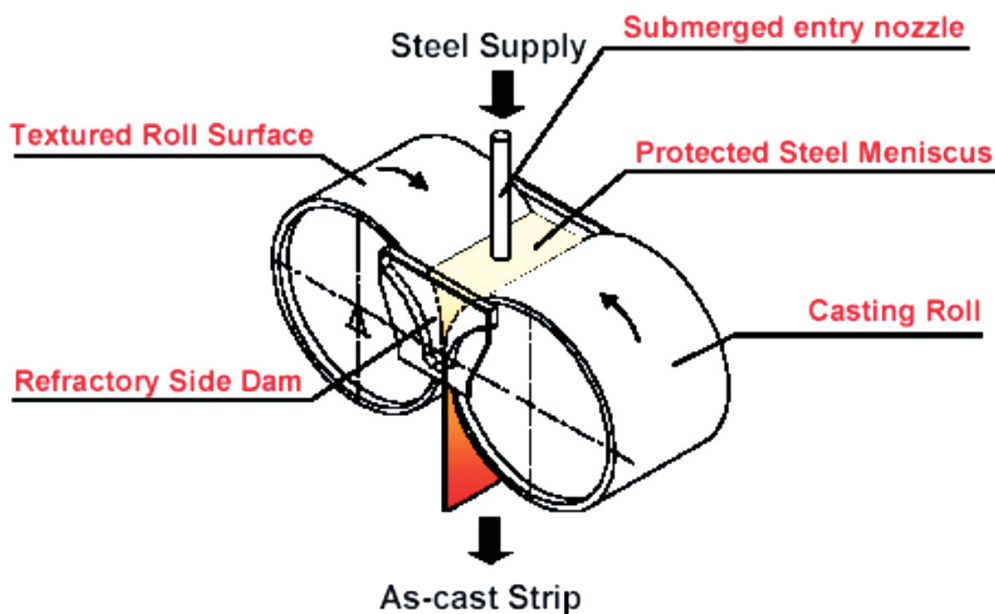


Abbildung 2-1: Schematische Darstellung des Kokillenbereichs einer Zwei-Walzen-Bandgießanlage. [1]

Die Überhitzungswärme, die gesamte Erstarrungsenthalpie sowie die bei weiterer Abkühlung frei werdende Wärmemenge fließen durch die Gießrollenmäntel in das

Kühlwasser, welches die Walzen durchströmt. Das Band verlässt die Gießwalzen mit einer Temperatur von etwa 1300 °C und wird über einen Rollgang der Haspelanlage zugeführt.

Die Gießkapazität einer einsträngigen Bandgießanlage, in **Abbildung 2-2** dargestellt, kann zwischen 300.000 und 600.000 t/a liegen, wobei typische Abmessungen von Bändern bei 3 mm Dicke und 1.300 mm Breite liegen. Die Gießgeschwindigkeit beträgt meist 60 m/min (15 bis 140 m/min). Die Baulänge beträgt hierbei weniger als 50 m. [4]

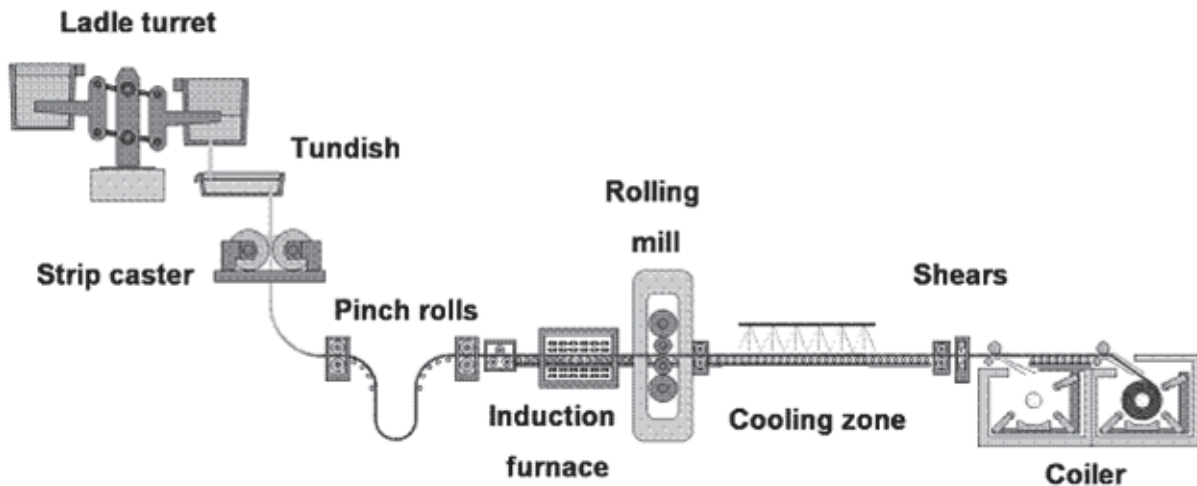


Abbildung 2-2: Schema einer Dünnschichtgießanlage nach dem Zwei-Walzen-Verfahren. [5]

2.2 Versuchs- und Produktionsstandorte für das Dünnschichtgießen

Die Entwicklung und Verbesserung des Dünnschichtgießverfahrens erfolgte bisher im Labor als auch im Pilotanlagenmaßstab. Nur wenige Produktionsanlagen wurden in Betrieb genommen. Im Folgenden wird eine Auflistung über Versuchs- und Produktionsanlagen gegeben: [1][3]

- Betriebsanlagen oder betriebsnahe Anlagen werden bislang von 3 großen Gruppierungen betrieben: [6]
 - Nippon Steel / Mitsubishi Heavy Industries (MHI) / Posco
 - Hikari Stahlwerk (Japan), 1989. (Betrieb eingestellt)
 - EUROSTRIP, Start 2001 ThyssenKrupp Nirosta (TKN) / Arcelor / VAI
 - TKN in Krefeld (Deutschland), 1999.
 - TKN in Terni (Italien), 1994. (Betrieb eingestellt)

- CASTRIP, bestehend aus Nucor Stahl Co. / Broken Hill Propriety Ltd (BHP) / Ishikawajima-Harima Heavy Industries (IHI)
 - Crawfordsville 2002 (Indiana, USA); ehem. Port Kembla (AUS)
 - Blytheville 2008 (Arkansas, USA)
- Versuchsanlagen:
 - RWTH Aachen, Institut für Bildsame Formgebung (Aachen, Deutschland)
 - MPI für Eisenforschung (Düsseldorf, Deutschland)
 - British Steel (Teesside, Großbritannien)
 - IRSID (Maizieres-les-Metz, Frankreich)
- Pilotanlagen:
 - Pacific Metals / Hitachi Zosen-Projekt (Japan)
 - Posco / RIST 1991 (Pohang, Südkorea)

In der Weltkarte in **Abbildung 2-3** sind bestehende Betriebs- und betriebsnahe Anlagen eingetragen. Mit dem Castrip - Prozess (gelb eingetragene Anlagen) und dem Eurostrip-Projekt (blau eingetragene Anlagen) bildeten sich zwei Forschungsgemeinschaften, welche die ersten Betriebsanlagen betreiben.

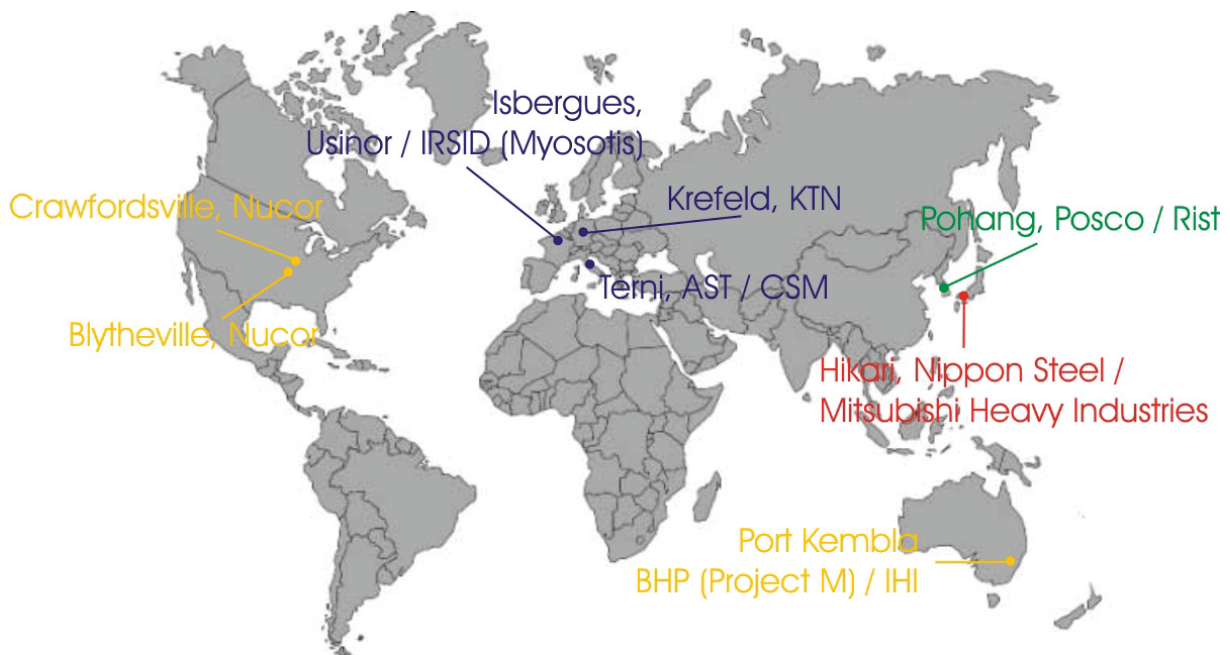


Abbildung 2-3: Stand der bestehenden Betriebs- und betriebsnahen Anlagen [7]

2.3 Vergleich der Prozessrouten für die Herstellung von Flachprodukten aus Kohlenstoffstahl mit weniger als 0,1 %C

Ein zusammenfassender Vergleich der Parameter für das konventionelle Stranggießen, das Dünnbrammengießen und die Dünnbandherstellung ist in **Tabelle 2-1** und ein Fließschema für alle drei Verfahren in **Abbildung 2-4** gegeben.

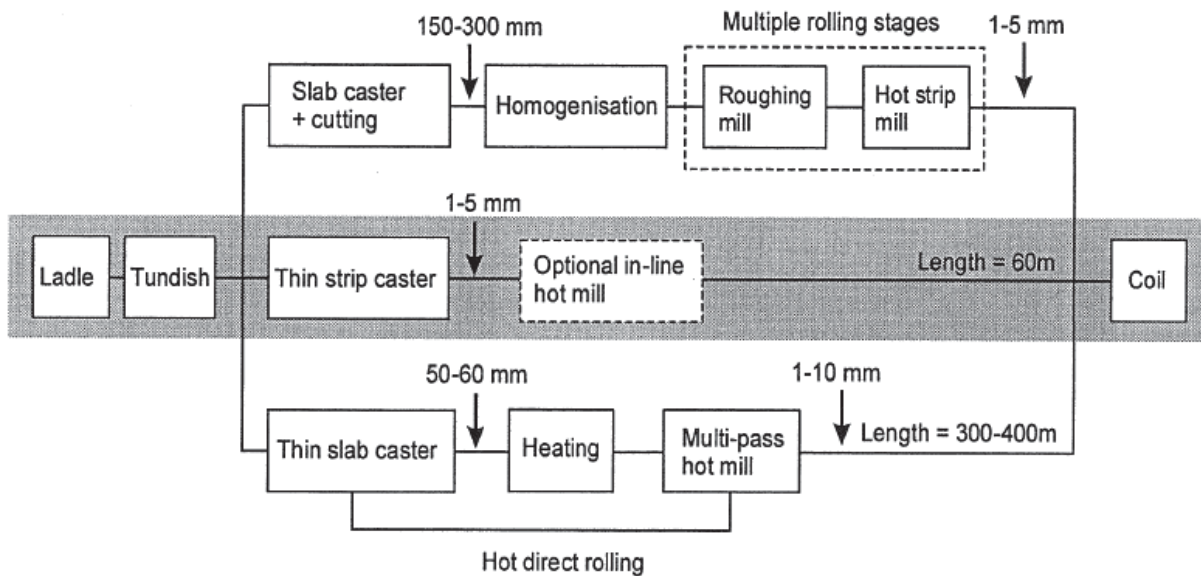


Abbildung 2-4: Gegenüberstellung der 3 Prozesse für die Herstellung von Warmband.[8]

Abbildung 2-4 zeigt die Verfahrenslinien für die Herstellung von warmgewalzten Band. Die konventionelle Route führt über das Brammenstranggießen, eine teils notwendige Nachbearbeitung der Oberfläche bis zur Wiedererwärmung auf Walztemperatur, bevor die Brammen in Vor- und Fertigwalzgerüsten zu Warmband verformt werden. Die typische Warmbanddicke liegt bei 1 bis 5 mm.

Die Verfahrensrouten des Gießwalzens (TSCR) koppelt den Gieß- und Walzprozess. Vergossene Dünnbrammen mit Dicken von 50 bis 60 mm werden – teils auch ohne Teilung in Einzelbrammen – nacherwärmt und in einer Fertigstaffel zu Warmband mit Dicken von 1 bis 10 mm verformt.

Die kürzeste Verfahrensrouten ist das Dünnbandgießen (TSC). Hier erstarrt der Stahl – wie im vorangegangenen Kapitel beschrieben – zwischen zwei gegenläufig rotierenden Gießrollen und wird anschließend direkt verformt. Die Verformung dient in diesem Fall in erster Linie der geometrischen Vergleichmäßigung und dem Schließen von Porositäten, die metallurgische Arbeit steht im Hintergrund.

Tabelle 2-1: Produktionsparameter von CCC, TSCR und TSC.[8]

	CCC	TSCR (ESP/CSP)	TSC
Dicke [mm]	150 - 300	20 - 60	1 – 4
Erstarrungszeit [s]	600 - 1100	40 - 60	0,15 – (<) 1,0s
Gießgeschwindigkeit [m/min]	1,0 – 2,5	4 - 6	30 – 90
Wärmestrom [MW/m ²]	1 - 3	2 - 3	6 – 15
Fassungsvermögen der Kokille [kg]	> 5000	~ 900	< 400
Kühlrate der Schale [°C/s]	~ 12	~ 50	~ 1700
Jahreskapazität [Mio. t]	~ 1,5 4 – 10 (WBBS)	2	0,5

Die in **Tabelle 2-1** vermerkten Daten für diese drei Verfahren zeigen die großen Unterschiede bezüglich der Dimensionierung des Produkts und der Produktionsparameter. Wärmestromberechnungen für diese Verfahren wurden von Linzer et al. in **Abbildung 2-5** für unterschiedliche Produktionsrouten von Stählen zusammengefasst. [9]

Beim konventionellen Stranggießen von Stahl ergeben sich die höchsten Erstarrungszeiten durch die größten Abmessungen der Brammen, ausgehend vom großen Fassungsvermögen der wassergekühlten Kupferkokille mit mehr als 5 t und den langsamsten Kühlraten der Strangschale. Die höchste Jahreskapazität kann durch das konventionelle Stranggießen erreicht werden, jedoch hat der hohe Platzbedarf der Stranggießanlage mit nachfolgenden Öfen und Warmwalzgerüsten ebenfalls die höchsten Anlageninvestitionskosten zur Folge.

Durch ein kleineres Kokillenfassungsvermögen beim TSCR Prozess mit einer geringeren Brammendicke ergeben sich kürzere Erstarrungszeiten mit erhöhten Gießgeschwindigkeiten. Die geringeren Investitionskosten sind durch eine verringerte Anlagengröße bei einer kürzeren Länge der Produktionsstraße von 300 bis 400 m begründet.

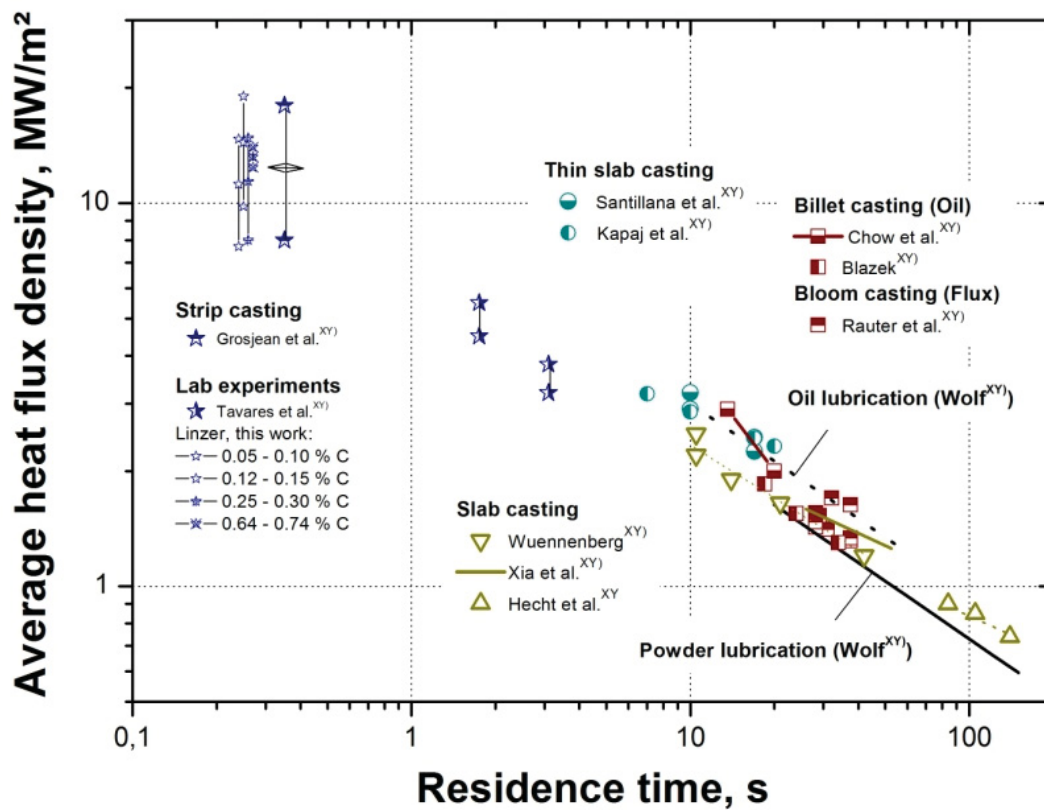


Abbildung 2-5: Wärmestromberechnungen für Produktionsrouten von Stählen.[9]

Das Dünnbandgießen (TSC) hat mit einer Anlagenlänge von etwa 60 m die geringsten Investitionskosten bei jedoch auch geringster Jahreskapazität. Aufgrund der geringen Dicke des Bandes ergeben sich die höchsten Wärmeströme, Kühlraten und Gießgeschwindigkeiten. Das Fassungsvermögen im Kokillenbereich – der Bereich der Gießwalzen mit den Seitendämmen – kann gering gehalten werden.

2.3.1 Herstellung von Kohlenstoffstählen nach dem konventionellen Verfahren

Abbildung 2-6 zeigt eine typische Stranggießanlage. Der flüssige Stahl wird über eine Pfanne über den Pfannendrehturm mittels spezieller Eintauchausgüsse in den Tundish überführt. Über den Tundish können eine oder mehrere Stranggießanlagen gleichzeitig mit dem Stahl abermals mittels Eintauchausgüssen gespeist werden. Weiters dient der Tundish zur Strömungskontrolle und zum Abscheiden möglicher nichtmetallischer Einschlüsse.

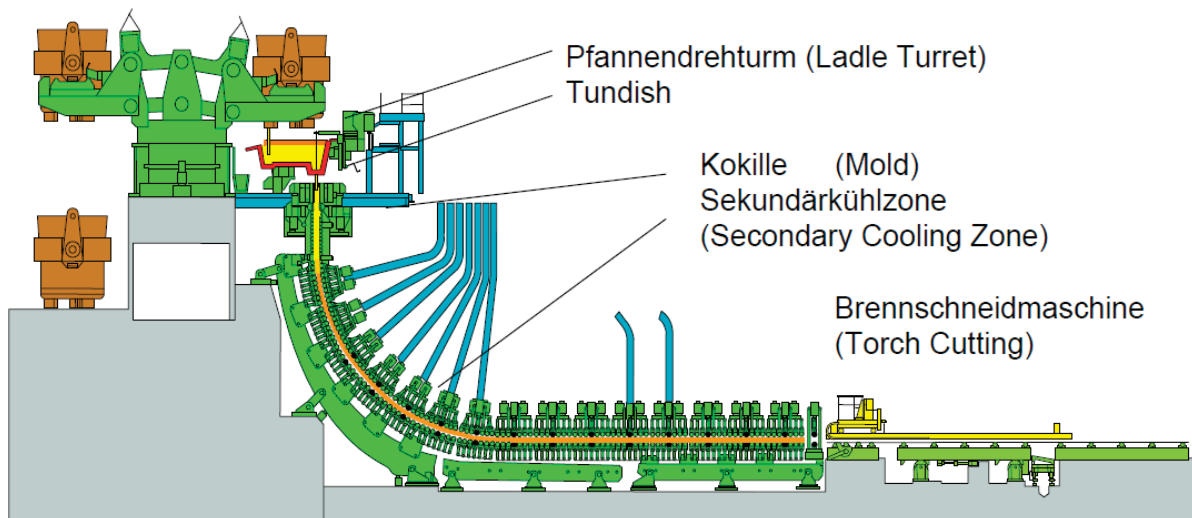


Abbildung 2-6: Schematische Darstellung einer Stranggießanlage.[10]

Eine Beschreibung des Kokillenbereichs mit den vorherrschenden Strömungen ist in **Abbildung 2-7** gegeben. Die Kokille selbst besteht aus einer wassergekühlten Kupferfläche, in der eine erste dünne Schale des Stahls erstarrt. Um die Reibung zwischen Strang und Kokille gering zu halten oszilliert die Kokille mit speziellen Parametern je nach vergossener Stahlsorte. Die Oberfläche des Stahls in der Kokille ist mit einem speziellen Gießpulver bedeckt, welches ebenfalls auf die vergossene Stahlsorte abgestimmt ist. Das Gießpulver dient mehreren Zielen:

- Gleiten des Stranges in der Kokille durch Bildung eines glasig-viskosen Films.
- Regulierung der Wärmeabfuhr zwischen Strang und Kokille, um eine möglichst rissfreie Oberfläche mit gleichzeitig wenigen Einziehungen zu erreichen.
- Schutz des Stahls vor Reoxidation, N_2 Aufnahme und Unterkühlung.
- Aufnahme von Reoxidationsprodukten wie Al_2O_3 und TiO_2 aus der Schmelze ohne Veränderung der Eigenschaften derselbigen.

Das Gießpulver sollte kontinuierlich mit einer definierten Menge gleichmäßig auf die Oberfläche verteilt aufgebracht werden. Das Gießpulver wird durch die hohe Temperatur des Stahls erwärmt, schmilzt auf und wird durch die Oszillation der Kokille zwischen den Strang und die Kokille eingezogen und dient den oben erwähnten Zielen.

Um den resultierenden Volumensunterschied aus der unterschiedlichen Dichte zwischen festen und flüssigen Stahl auszugleichen ist die Kokille konisch ausgeführt, womit am Austritt des Stranges der Querschnitt der Kokille ein wenig verringert ist und somit ein gleich bleibender Kontakt gegeben ist. Verlässt der Strang die Kokille wird er durch Rollengerüste gestützt in die Horizontallage überführt. In diesem Bereich erfolgt die Sekundärkühlung über eine Spritzwasserkühlung, wobei ein Teil der Erstarrungswärme auch über Strahlung und über den Kontakt des Stranges mit den Stützrollen abgeführt wird.

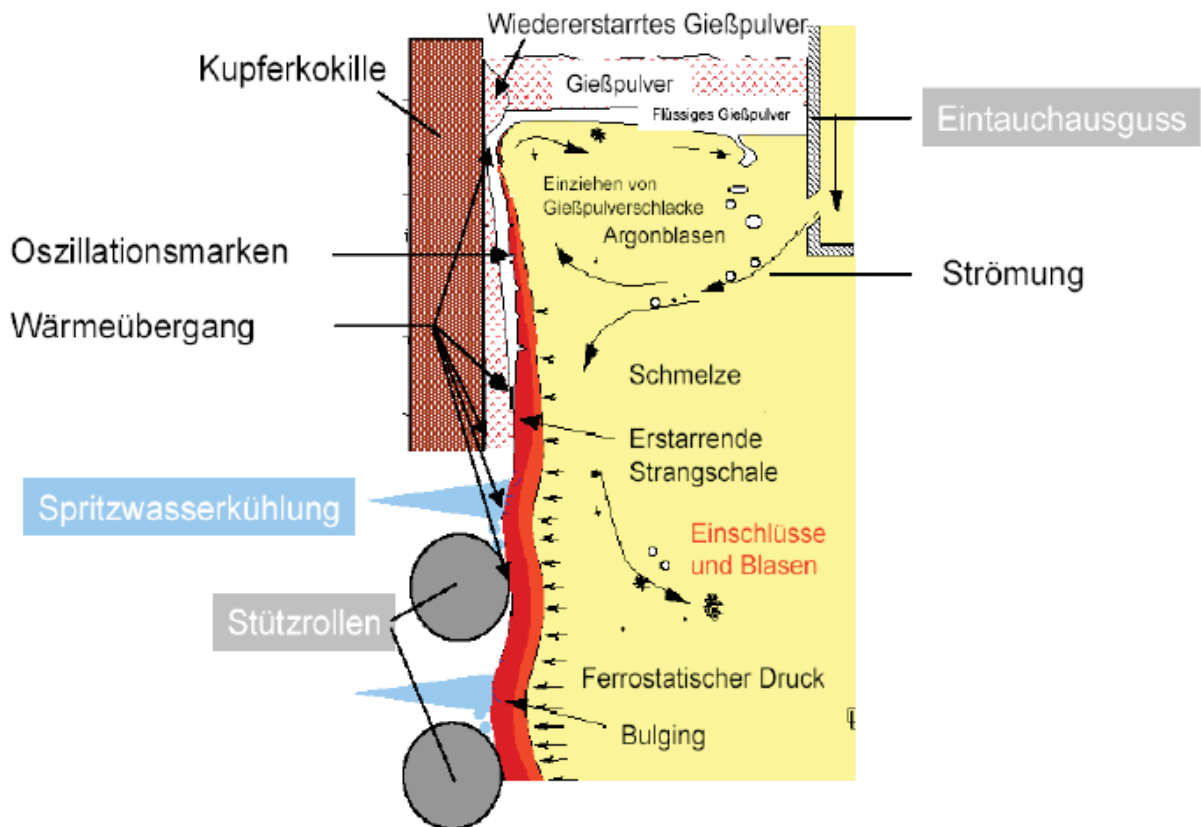


Abbildung 2-7: Darstellung des Kokillenbereichs beim konventionellen Strangguss.[11]

Der Stahl beginnt in der Kokille gerichtet zu erstarren. Durch die Wärmeabfuhr über die Kokille wachsen die Dendriten entgegen der Richtung der abgeführten Wärme zur Mitte des vergossenen Formates hin. Um Seigerungen zu vermindern und das Abscheiden von nichtmetallischen Einschlüssen noch im Kokillenbereich zu ermöglichen, kann in der Kokille

noch eine elektromagnetische Bremse verwendet und auch elektromagnetisch gerührt werden.

Kurz vor dem Erreichen der metallurgischen Länge, also kurz vor der Durcherstarrung des Stranges, kann es bereits zu einem verfrühten Kontakt der Dendritenspitzen beider Strangschalen kommen. Dies kann zu so genannten Miniblockbildung mit einer geseigerten Restschmelze und somit zu Porositäten in der Strangmitte führen. Um diese Zentrumsseigerungen beim Stranggießen von Brammen zu vermindern wird die Softreduction angewendet. Das Schema der Softreduction ist in **Abbildung 2-8** abgebildet.

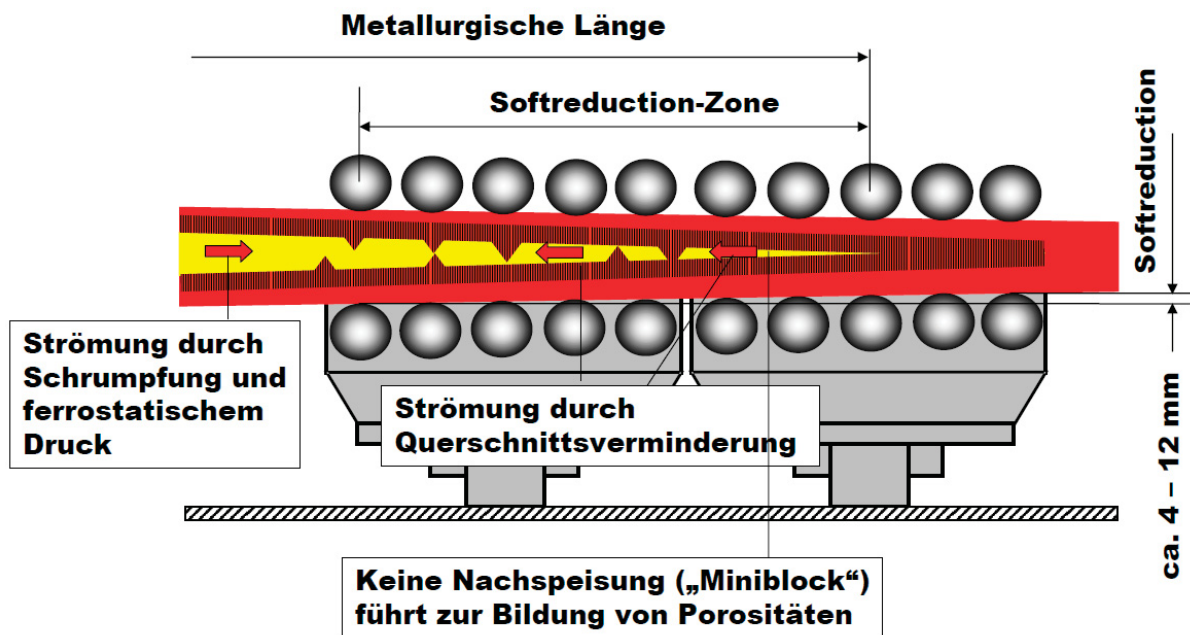


Abbildung 2-8: Softreduction (SR) beim Stranggießen von Brammen.[10]

Bis kurz vor dem Erreichen der metallurgischen Länge existiert eine gerichtete Erstarrung. Durch ein gezieltes Anstellen der Rollen in einem speziellen Gerüst wird während der Softreduction die Erstarrungsfront beider Strangschalen zusammengedrückt und somit die Zentrumsseigerung vermindert. Die Verminderung der Brammendicke beträgt dabei zwischen 8 und 24 mm. Die Auswirkung der Softreduction auf die Zentrumsseigerung ist in **Abbildung 2-9** dargestellt.

Im Anschluss wird vom vergossenen Strang mittels einer Brennschneidemaschine eine definierte Länge abgeschnitten und entweder auf Lager gelegt oder direkt dem Warmwalzprozess durchgeführt.

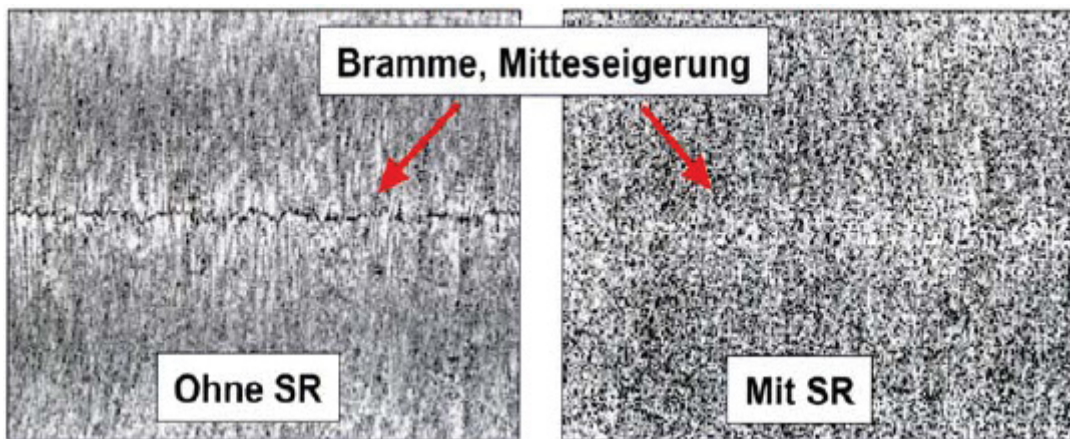


Abbildung 2-9: Einfluss der Softreduction auf die Zentrumsseigerung.[12]

Die wichtigsten Parameter für die Erstarrung von vergossenen Brammen, Dünnbrammen und Dünnband sind in **Tabelle 2-1** vergleichend gegeben. Die bis zu 300 mm dicken Brammen werden vor dem Warmwalzprozess, welcher schematisch in **Abbildung 2-10** gezeigt ist, in einen Wärmeofen chargiert.

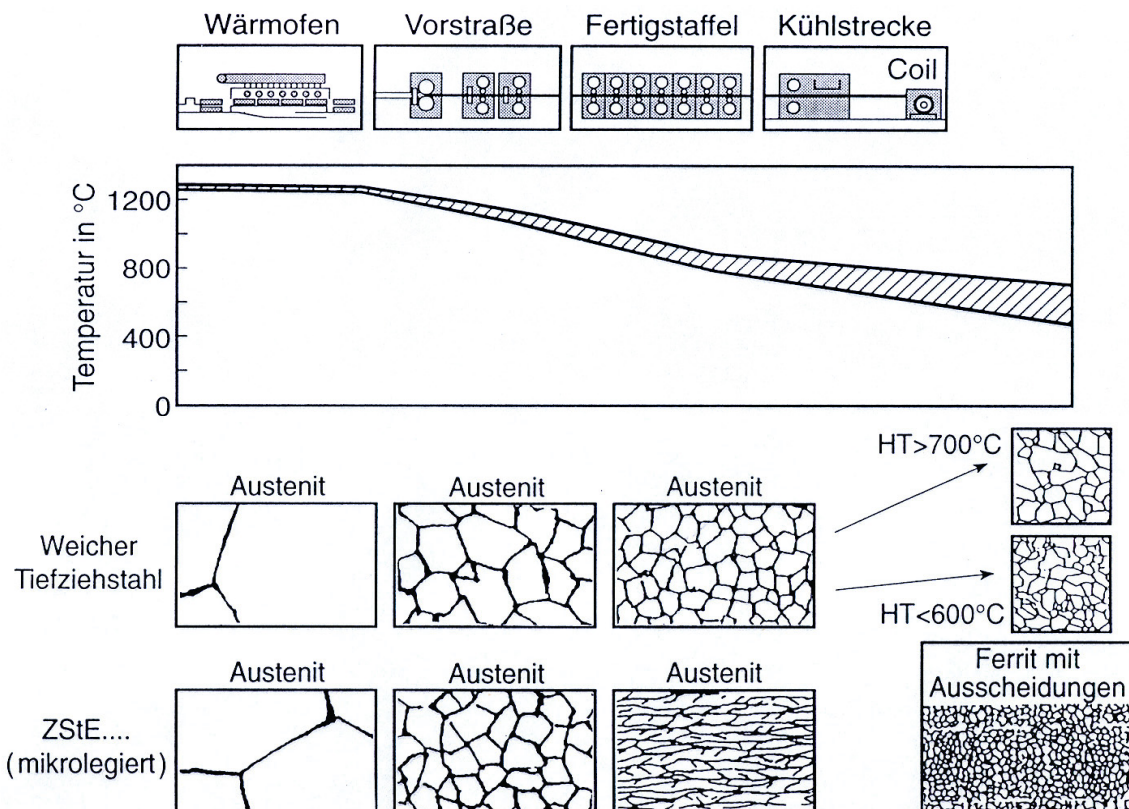


Abbildung 2-10: Warmbreitbandstraße mit entsprechendem Temperaturverlauf.[13]

In diesem Wärmeofen, üblicherweise ein Stoßofen, ein Hubbalkenofen oder eine Kombination beider Öfen, wird die Bramme auf etwa 1250°C erwärmt. Weiters durchläuft die

Bramme eine Schienenschattenkompensation speziell für Stoßöfen zum Einstellen einer homogenen Temperaturverteilung. Das Gussgefüge wird in diesen Öfen wieder in den Austenit überführt. Die richtige Wahl der Austenitisierungstemperatur ist für das gewünschte Produkt unter anderem ausschlaggebend. Je höher die Temperatur gewählt wird, welche für die Auflösung von Karbiden wichtig ist, desto geringer wird die Fließspannung und der Umformwiderstand sinkt. Eine niedrigere Austenitisierungstemperatur hat demgegenüber niedrigere Heizkosten, eine geringere Austenitkorngröße und eine verringerte Zundermenge zur Folge. Der Nachteil hierbei ist aber erhöhte Oberflächenfehleranzahl, eine inhomogenere Temperaturverteilung und die maximale Belastbarkeit der Walzgerüste.[14]

Nach einer Zunderwäsche wird die Bramme im folgenden Vorgerüst auf den Anstichquerschnitt für die Fertigstaffel gewalzt. Die Brammen mit einer Dicke zwischen 150 – 300 mm werden in diesem Vorgerüst auf ein Vorband mit einer Dicke zwischen 35 – 80 mm gewalzt, was einer Abnahme von 70 – 80 % und einem Umformgrad von etwa 1,4 entspricht. Die Walztemperatur beträgt hierbei zwischen 1200 und 1250 °C. Nach der Schopfschere durchläuft das Vorband abermals eine Zunderwäsche und wird dann in der Fertigstaffel auf die gewünschte Enddicke gewalzt. Die Enddicken des Warmbandes können zwischen 1,5 und 20 mm betragen, womit Höhenänderungen von 80 – 95 % und damit Umformgrade von bis zu 3 erreicht werden können. Die Endwalztemperaturen betragen zwischen 850 und 900 °C.

Im Anschluss daran folgen Messgeräte zur Oberflächen- und Temperaturkontrolle, der Auslaufrollengang mit der Kühlstrecke und die Haspelanlage. Zur Prozess- und damit zur Produktoptimierung können zusätzlich automatisierte Überwachungssysteme genutzt werden, um eine Prognose der zu erwartenden mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von der Analyse und den Warmwalzparametern zu erhalten. Diese Systeme können aufgrund der Berechnungen von sich während dem Walzprozess ändernden Fertigungsparameter die Haspeltemperatur entsprechend den gewünschten Produkteigenschaften anpassen. Ein Beispiel hierfür ist das CAQC-System der voestalpine Stahl.[15]

2.3.2 Erstarrung und Abkühlung beim Dünnbandgießverfahren

Abbildung 2-11 zeigt schematisch den Erstarrungsfortschritt im Kokillenbereich des Zwei-Walzen-Gießverfahrens. In Bereich der Meniskuszone (Punkt 1) kommt es zum ersten Kontakt zwischen Schmelze und Walzenoberfläche. An diesem Punkt beginnt das gerichtet dendritische Wachstum normal zur Gießwalzenoberfläche mit leichter Neigung der Dendriten in Gießrichtung aufgrund von Strömungen, welche durch die hohen Gießgeschwindigkeiten hervorgerufen werden. In der Meniskusregion besitzt der Wärmestrom ein Maximum, welches im weiteren Verlauf aufgrund eines ersten Abhebens der erstarrten Schale abfällt und erst am so genannten Kissing-Point (Punkt 2) aufgrund des erzwungenen Kontaktes wieder auf ein Maximum ansteigt.

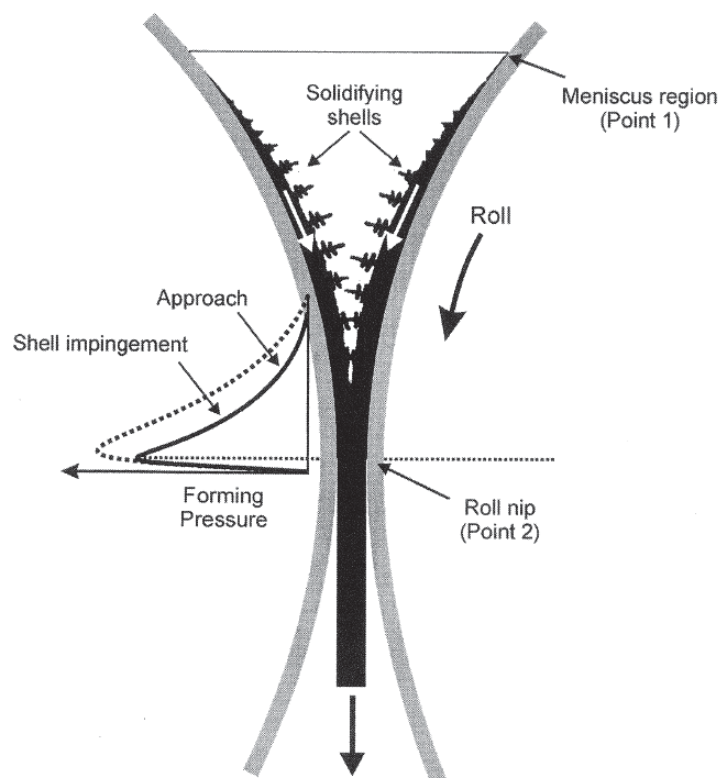


Abbildung 2-11: Schema des Erstarrungsfortschritts im Kokillenbereich des DSC Prozesses. [8]

Während dem Erstarrungsfortschritt kommt es aufgrund einer ersten Kontraktion wie bereits beschrieben zu einem Abheben der Schale von der Gießwalzenoberfläche, was eine Verminderung der abgeführten Wärme mit sich bringt. Im unteren Bereich der Kokille wird die Strangschale jedoch aufgrund des ferrostatischen Drucks und des ersten Kontaktes der Dendriten beider Strangschalen wieder an die Walzenoberfläche gedrückt, womit der Wärmestrom wieder zunimmt und am Kissing-Point abermals ein Maximum erreicht. An

diesem Punkt muss eine Kraft, die so genannte Roll Separating Force (RSF) auf die Gießwalzen aufgebracht werden, um den Kräften der beiden aufeinander gepressten Strangschalen entgegen zu wirken und zu einem Schließen der Rest-Porositäten beizutragen. Dies bedeutet folglich, dass der theoretisch optimale Zeitpunkt der Durcherstarrung des Bandes im Kissing-Point (Punkt 2) liegen soll, um gegebenenfalls eine geringe Kontraktion des Bandes am Kissing-Point erreichen zu können und mögliche Restporositäten schließen zu können. Dabei soll es jedoch keinesfalls zu einer plastischen Verformung (Walzen) kommen.

Ab dem Zeitpunkt der Durcherstarrung des Dünnbandes erfolgt die weitere Abkühlung auf Grund von Strahlung. Das Band folgt dem Verlauf in **Abbildung 2-2**. Der mögliche Temperaturverlauf des Bandes ist schematisch in **Abbildung 2-12** gezeigt. Um das gewünschten Gefüge zu erhalten kann die Bandtemperatur durch eine gezielte Abkühlung verändert werden. Der Walzstich an sich dient weitgehend nur dem Richten des Bandes und einer Glättung der Oberfläche, kann aber auch für eine Umformung des Bandes verwendet werden. Die Umformung des Bandes kann nach Killmore et. al. bis zu 50 % (d/d_0) betragen, wird im Allgemeinen aber kleiner als 30 % gehalten.[16]

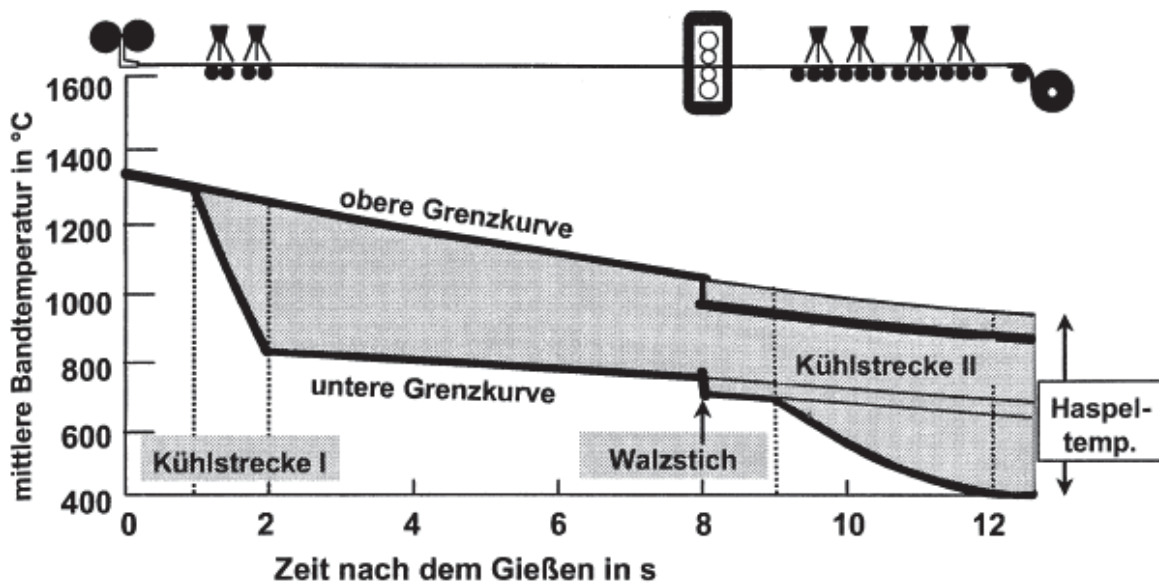


Abbildung 2-12: Bandtemperatur und der Bereich einer möglichen Beeinflussung während des Herstellungsprozesses. [17]

2.4 Herstellung von Feinkornbaustählen und HSLA – Stählen

2.4.1 Konventionelle Herstellung

Der kostengünstige Weg einer Festigkeitssteigerung durch steigende Kohlenstoffgehalte endet durch die abnehmenden Schweißbarkeit und Übergangstemperatur. Über eine Feinkornhärtung, die man über ein normalisierendes Walzen oder eine thermomechanische Behandlung erzielen kann, sind ein weiterer Anstieg der Streckgrenze und ein Absenken der Übergangstemperatur möglich. Durch niedrigere Kohlenstoffgehalte wird der äquivalente Kohlenstoffgehalt (CEV) beim Schweißen soweit gesenkt, dass wiederum Legierungszusätze wie Vanadium, Niob und Titan bis zu einer Gesamtmenge von 0.3 % zulässig sind. [18]

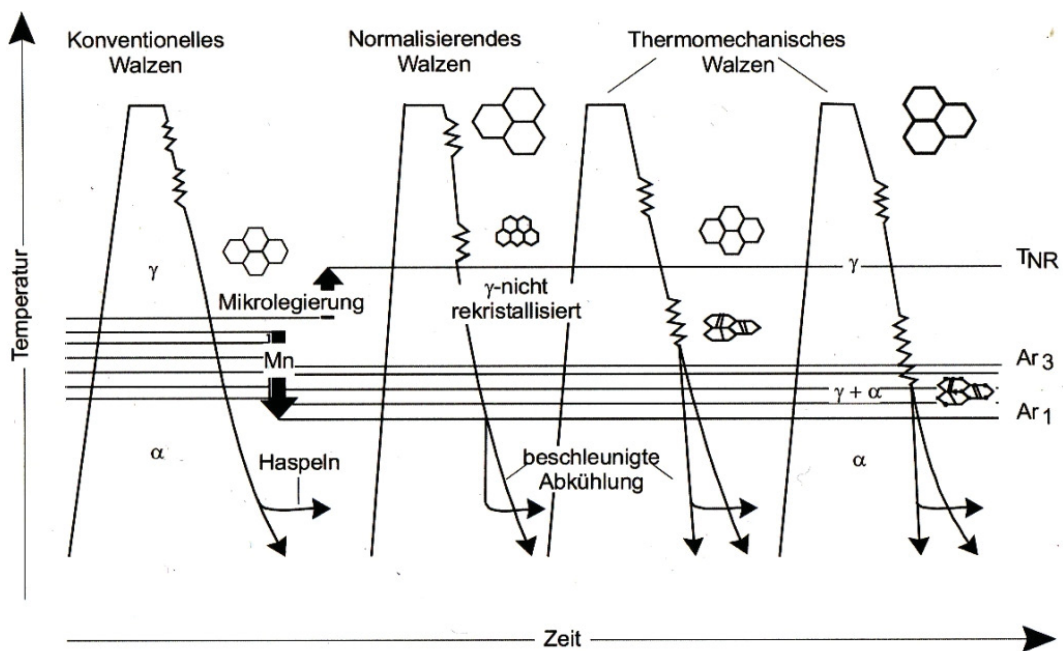


Abbildung 2-13: Einteilung der Warmumformverfahren und schematische Angaben zur Legierungswirkung und Gefügeentstehung [18]

Diese Mikrolegierungselemente erzeugen während der Warmumformung und bei nachfolgender Abkühlung eine feine Dispersion von Karbid- und Nitrid-Ausscheidungen des Typs MX. Weiters können diese Elemente aber auch im gelösten Zustand zur Eigenschaftverbesserung beitragen, da sie die Rekristallisations-Stop-Temperatur heben. Mangan senkt in Gehalten von bis zu 2 % die A_3 - Temperatur womit ein großer

Prozessarbeitsbereich nicht rekristallisierten Austenits geschaffen wird, was in **Abbildung 2-13** dargestellt ist.

Diese Mikrolegierungselemente sind aufgrund ihrer kubisch flächenzentrierten Gitterstruktur vollständig ineinander löslich, womit sie auch komplexe Karbonitridausscheidungen wie etwa $(Ti,Nb,V)(C,N)$ bilden können. Im Austenitgebiet behindert vor allem während des Vorstreifenwalzens das TiN das Kornwachstum, während es in der Fertigstraße zum verformungsinduzierten Ausscheiden von NbC und TiC kommt, was eine Behinderung der Rekristallisation zur Folge hat. Dadurch entsteht letztendlich ein feinkörniger, nicht rekristallisierter Austenit, der in feine Ferritkörner umzuwandeln beginnt. Der Ferritkorndurchmesser beträgt weniger als $10\ \mu\text{m}$, sodass die Übergangstemperatur sinkt. In der Umwandlungsfront, aber auch bei der anschließenden langsamen Abkühlung scheiden sich erneut Teilchen des Typs MX aus. Diese sind noch feiner und bewirken eine zusätzliche Ausscheidungshärtung des Ferrits, wodurch die Übergangstemperatur wieder etwas ansteigt. Ein typisches Gefüge für einen warm gewalzten HSLA Stahl ist in **Abbildung 2-14** gegeben, die Zusammensetzung entspricht der des S700MC.

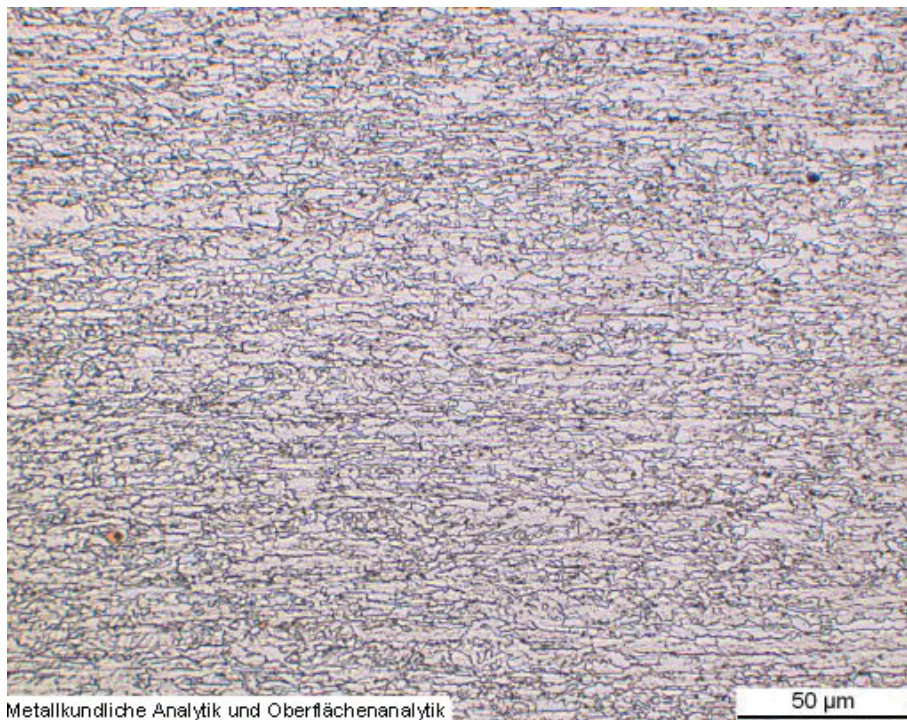


Abbildung 2-14: Typische Struktur eines warm gewalzten HSLA Stahls. [15]

Man spricht von perlitarmen, mikrolegierten Feinkornbaustählen. Schließt sich unmittelbar an das Walzen eine Schnellabkühlung bis in die Bainitstufe an, so entstehen bainitische Feinkornstähle. [18][19]

Werden geringe Dicken und exzellente Oberflächenqualitäten gefordert, wie dies in der Automobilindustrie der Fall ist, wird kalt gewalztes Band benötigt. Dieser Prozessschritt verlangt eine kontinuierliche Entzunderung, den eigentlichen Kaltwalzvorgang, eine Rekristallisationsglühung und - falls gefordert - eine Oberflächenbeschichtung und ein Dressieren des kalt gewalzten Bandes. Die Glühung kann in Haubenöfen mit langen Verweilzeiten, einer Kontiglühe oder eine Feuerverzinkung mit kurzen Durchlaufzeiten durchgeführt werden. Um ein gutes Umformverhalten mit geringen Streubreiten und hoher Reproduzierbarkeit zu erhalten, welches vor allem in der Automobilindustrie gefordert wird, wird bei diesen Stählen aufgrund der besseren Prozesssteuerung der Weg über die Kontiglühe oder die Feuerverzinkung gewählt, um ein vollständig rekristallisiertes Gefüge zu erhalten. Bei diesen beiden Prozessen sind höhere Glühtemperaturen üblich, welche durch die Rekristallisationstemperatur und die Temperatur, bei der die Ausscheidungen zu vergrößern beginnen begrenzt sind. Abermals dienen die Mikrolegierungselemente wie Ti bei der Glühung zum Erhalt einer gleichmäßigen niedrigen Korngröße mit geringer Standardabweichung. Allgemein führt ein feineres Gefüge des Warmbandes nach der thermomechanischen Behandlung zu einem noch feineren Gefüge nach dem Kaltwalzen des Bandes. Durch die Zugabe von Mikrolegierungselementen kann nun die Umwandlung von Austenit in Ferrit, das Rekristallisationsverhalten, die Korngröße und das Ausscheidungsverhalten gesteuert werden. Um ein gewünschtes Gefüge zu erhalten, müssen diese Vorgänge auf die zugehörigen Prozessschritte angepasst und optimiert werden. Eine Zusammenfassung ist in **Abbildung 2-15** dargestellt.[20]

HSLA - Stähle werden für die Herstellung von Pkws (vor allem kalt gewalztes Material), Kränen, Brücken und anderen Bauwerken verwendet, welche ein gutes Gewicht zu Festigkeit Verhältnis benötigen. Die hohe Streckgrenze bei einer ausreichenden Restverformbarkeit ist meist das wichtigste Argument für ihren Einsatz. Aufgrund der höheren Festigkeit kann das Gewicht bei gleicher Belastung gegenüber LC - oder BH - Stählen reduziert werden (Prinzip des Leichtbaus). Die Lage der HSLA - Stähle im Vergleich zu weiteren kalt gewalzten Stahlsorten ist in **Abbildung 2-16** dargestellt.

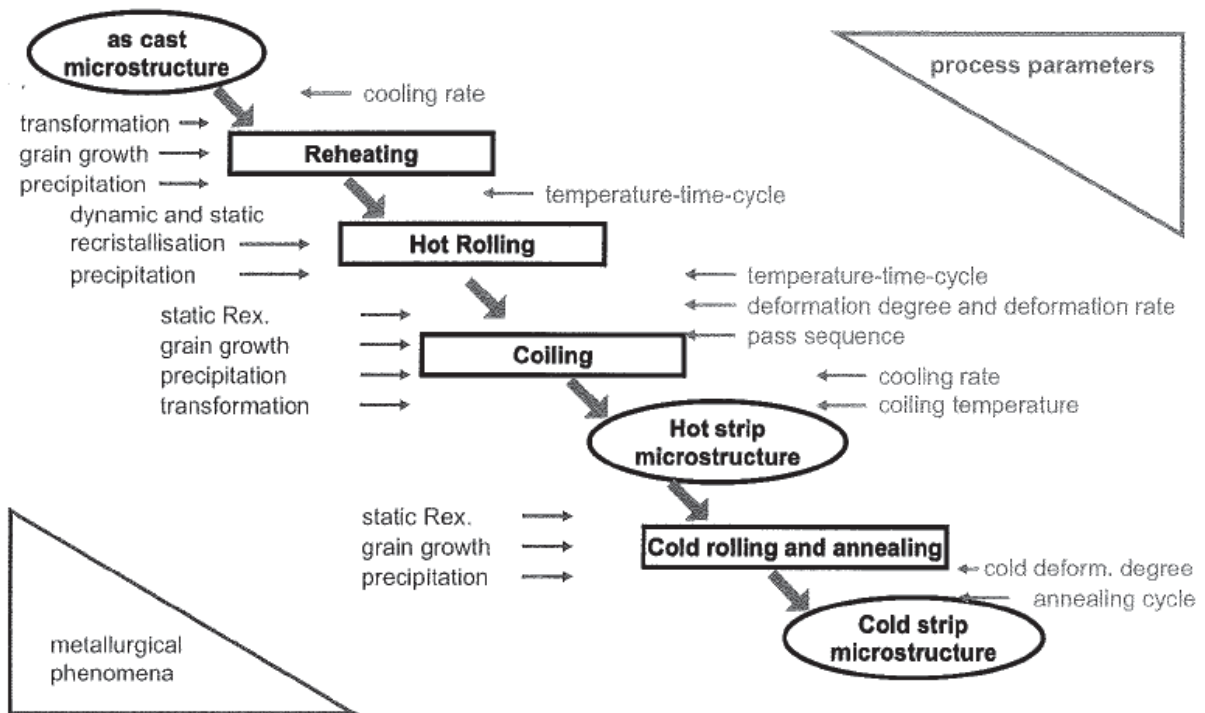


Abbildung 2-15: Einfluss der metallurgischen und prozesstechnischen Parameter auf die Mikrostruktur von warm und kalt gewalztem Band.[20]

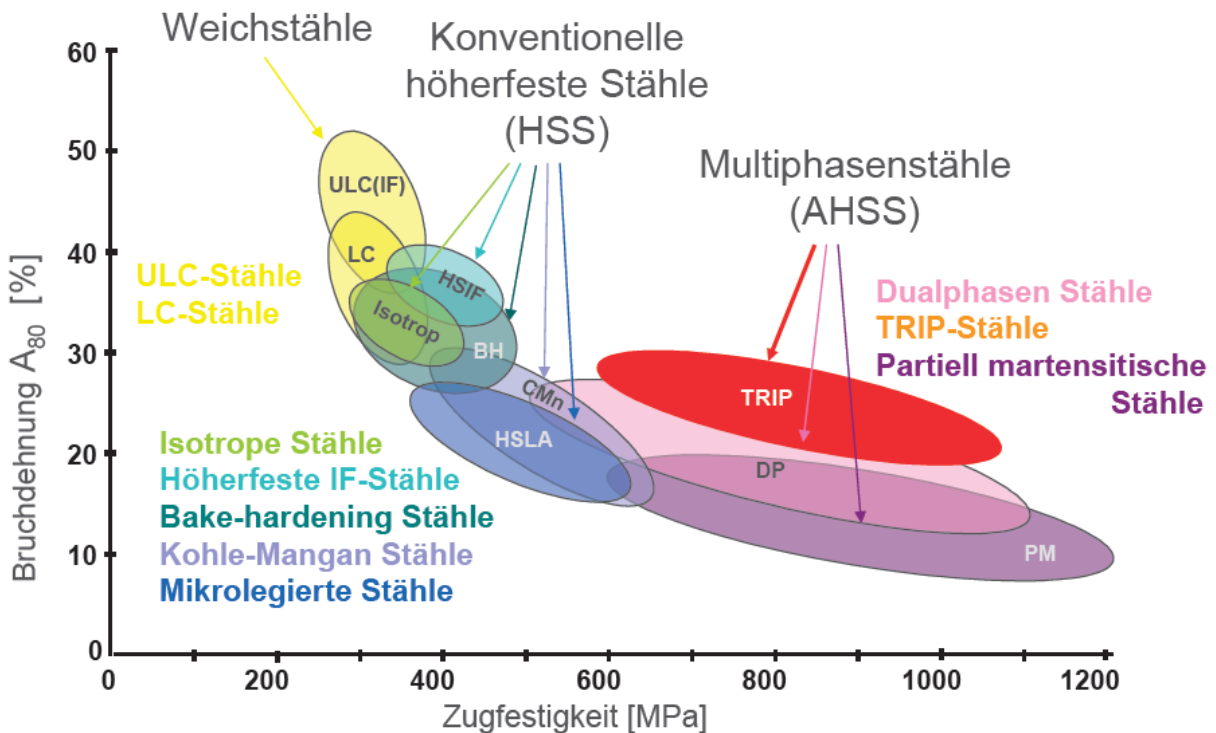


Abbildung 2-16: Bruchdehnung über die Zugfestigkeit ausgewählter kalt gewalzter Stahlsorten.[21]

2.4.2 Herstellung über das Dünnbandgießverfahren

Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt kleiner als 0,1 % werden in diversen Veröffentlichungen über das Bandgießen als Low-Carbon (LC) - Stähle bezeichnet. Diese Bezeichnung ist irreführend, da das klassische LC – Konzept C-Gehalte von weniger als 0,04 %C vorsieht. Um mit der hier zitierten Literatur und der Benennung in Bildern konform zu gehen wird die Bezeichnung LC beibehalten. Das Vergießen nach dem Dünnbandgießverfahren von diesen Stählen ist neben dem Vergießen von Rostfreien Stählen und Elektroblechen (Silicon Iron) ausgereift und wird bereits großtechnisch umgesetzt.

Die Erstarrungsstruktur von Dünnband ist **Abbildung 2-17** gegeben. Es existiert ein feines, gerichtet dendritisches Wachstum von beiden Bandoberflächen in Richtung Mitte, wo auch geringe Porositäten zu finden sind. Die Abstände der Primärdendriten zueinander können nach Shiang et al. zwischen 17 und 25 μm , die Sekundärdendritenabstände bis zu 10 μm betragen.[22]

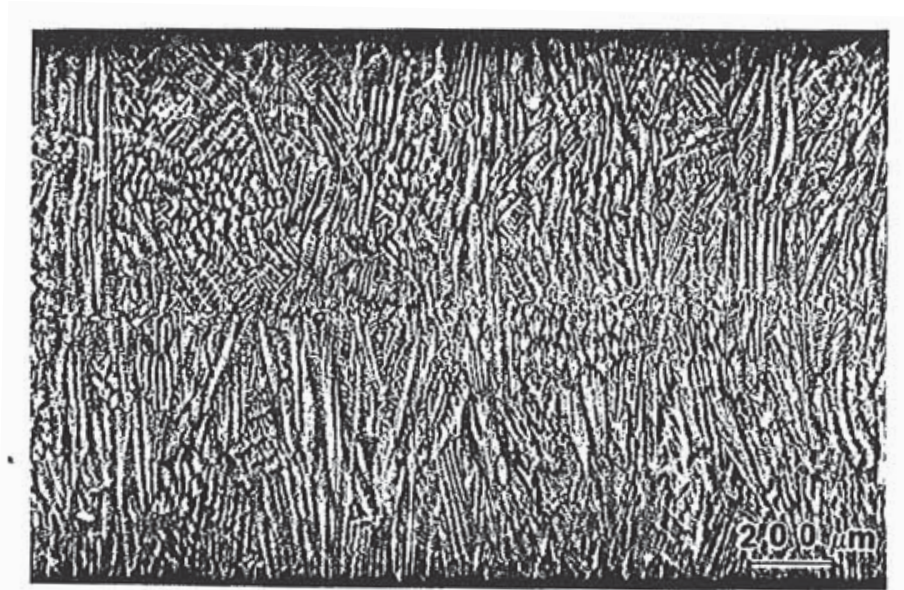


Abbildung 2-17: Direkt gegossenes Band Primärätzung nach Oberhoffer.[22]

C(0,038)-Mn(0,24)-Si(0,016)-Al(0,048)-P(0,03)

Ein typisches Guss-Gefüge für einen LC - Stahl nach dem Dünnbandgießverfahren ist in **Abbildung 2-18** gegeben. Das Gefüge setzt sich aus Widmanstätten - Ferrit, acicularem Ferrit und ein wenig Perlit zusammen. Die durch die gerichtete Erstarrung entstandene Anisotropie ist deutlich erkennbar. Ein derartiges Gefüge unterscheidet sich sehr von dem eines konventionell hergestellten Warmbands, jedoch ähnelt es dem Gefüge von C-Mn-

Schweißnähten. **Abbildung 2-19** zeigt die möglichen Zusammensetzungen eines Schweißgefüges in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt. Bei einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,06 % ähneln sich die Gefüge einer Schweißnaht und eines Dünnbandes nach dem Zwei-Walzenießverfahren aus **Abbildung 2-2** sehr, was auf die hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten bei beiden Verfahren zurückgeführt werden kann.

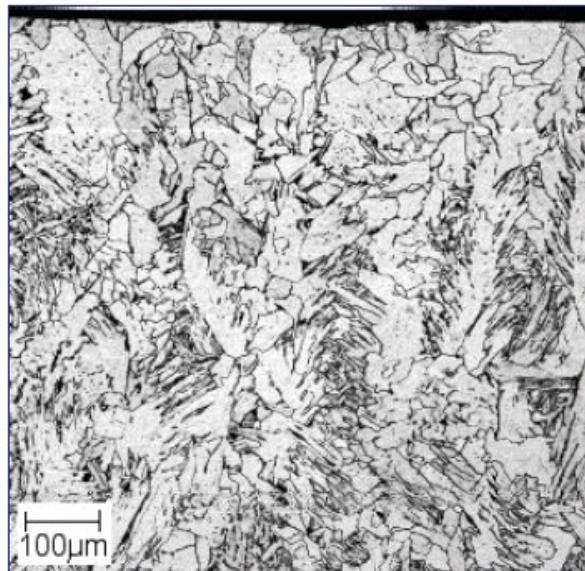


Abbildung 2-18: Gefüge eines LC Stahls nach dem Dünnbandgießverfahren.[23]

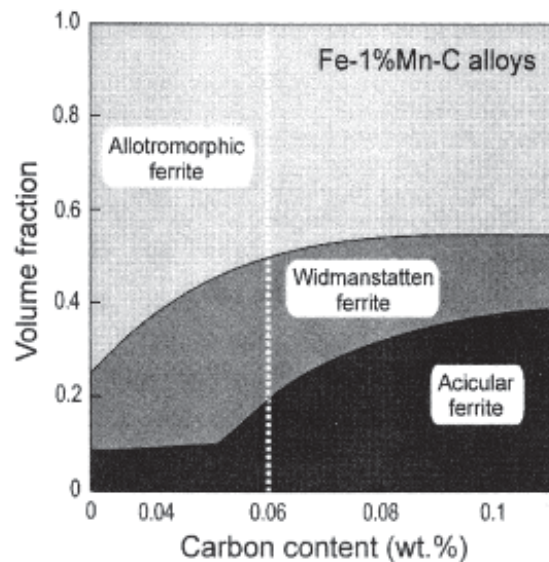


Abbildung 2-19: Gefügebestandteile eines Schweißgefüges nach dem Kohlenstoffgehalt.[8]

Aufgrund der groben und längs gestreckten Austenitkörner, die während der Ersterstarrung entstehen und der raschen Abkühlgeschwindigkeiten des Dünnbandes findet

keine polygonale Ferritkornbildung statt. Stattdessen ist die Bildung von plattenförmigem Ferrit an Korngrenzen des Austenits, wodurch Widmanstätten - Ferrit gebildet wird, oder an Keimstellen in den groben Austenitkörner, was acicularen Ferrit zur Folge hat, begünstigt.

Ein Vergleich zwischen den Gefügen eines Dünnbandes und eines konventionell hergestellten Warmbandes ist in **Tabelle 2-2** gegeben:

Tabelle 2-2: Vergleich der Gefügebestandteile zwischen TSC und CCC von LC-Stählen.[8][24]

	Dünnbandgießen	Warmgewalztes Band
Austenitkorngröße	Gerichtet Breite: 100 – 250 µm Länge: 300 – 700 µm	Polygonal ~ 25 µm
Gefüge	30 – 60 % Polygonaler 70 – 40 % Acicular oder Widmanstätten Ferrit	100 % Polygonaler Ferrit
Ferritkorngröße [µm]	Breite: 10 – 50 µm Länge: 50 – 250 µm	Polygonal ~ 10 µm
λ_2	5 – 15 µm	100 – 250 µm
Zugfestigkeit	280 – 340 MPa	250 – 320 MPa
Bruchdehnung	20 – 30 %	28 – 36 %

Der Einfluss von Legierungselementen auf die Gussstruktur wird unter anderem von Girgensohn et.al. beschrieben.[25] Bei der Untersuchung eines LC Stahls (**Tabelle 2-3**) wurde eine typische Gussstruktur mit unregelmäßigen Ferritkörnern gefunden, welche in der Literatur auch als Widmanstätten – Ferrit und acicularer Ferrit bezeichnet werden. Es können für ein solches Gefüge zwei Gründe genannte werden, nämlich grobe Austenitkörner und eine beschleunigte Abkühlung, die beide beim Dünnbandgießverfahren gleichzeitig auftreten.

Die durchschnittliche Korngröße von etwa 60 µm konnte durch die Zugabe von Ti auf etwa 25 µm reduziert werden. Der Autor führt dies auf einen möglichen Einfluss von Titan auf die Benetzbarkeit der Gießrolle durch die Schmelze und auch auf eine Ausscheidung von Titanitriden zurück. Ein Einfluss der Roll Separating Force auf die Korngröße wurde nicht gefunden, jedoch resultiert aus einer Erhöhung der Banddicke von 1 auf 3 mm eine Korngrößenzunahme von etwa 10 µm. Die Untersuchungen an einem HSLA Stahl

(Tabelle 2-3) ergaben ein noch feineres Gefüge, welches vom Autor als feines bainitisches Gefüge mit geringen Bestandteilen an Perlit und Karbiden definiert wird und in **Abbildung 2-20** dargestellt ist.

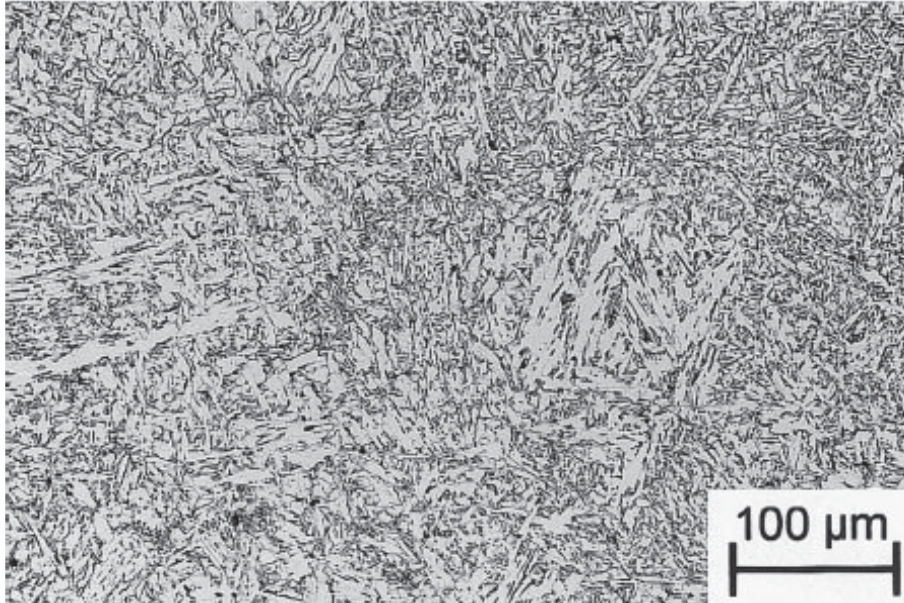


Abbildung 2-20: Gefüge eines HSLA Stahls nach Girgensohn et.al. [25]
(Zusammensetzung siehe **Tabelle 2-3**)

Ausschlaggebend für den Anteil an Widmanstätten – Ferrit und acicularem Ferrit ist wie bereits beschrieben die Größe der Austenitkörner. Eine Verringerung der Austenitkorngröße kann folglich eine Veränderung des Gefüges zu einem mehr polygonalen Ferritgefüge bewirken. Eine derartige Verringerung kann durch spezielle Legierungselemente und eine erhöhte Anzahl an Keimstellen erreicht werden. Mukunthan et al. kann eine sinkende Austenitkorngröße bei einem erhöhten Schwefelgehalt im Stahl verzeichnen.[23] Elemente wie Tellur und Schwefel erhöhen hierbei die Benetzbarkeit der Walzenoberfläche durch die Schmelze und haben somit eine erhöhte Wärmeabfuhr zur Folge. Walzenoberflächen mit erhöhter Rauigkeit begünstigen dies ebenfalls und führen zu noch geringeren Austenitkorngrößen. Durch die Verringerung der Korngröße um 50 bis 80 % kann somit ein polygonales Ferritgefüge eingestellt werden, was in **Abbildung 2-21** gezeigt ist.

Der Anteil an Widmanstätten - Ferrit und acicularem Ferrit kann jedoch auch durch andere Behandlungen verändert werden. Pötschke et al untersucht den Einfluss unterschiedlicher Walztemperaturen auf die Austenitkorngröße in Low-Carbon Stählen.[26] Austenitisches Walzen bei etwa 980 °C mit einem Umformgrad höher als 0,3 erzielt hierbei die besten Ergebnisse. Zu hohe Walztemperaturen können zu einem Wachsen der Austenitkörner nach der Rekristallisation, damit zu einer Vergrößerung und abermals zu Widmanstätten - Ferrit

oder acicularem Ferrit führen. Walztemperaturen kleiner als 900 °C können dagegen zu Inhomogenitäten im Gefüge und unvollständiger Rekristallisation führen. Ferritisches Walzen wird vom Autor aufgrund des benötigten zu hohen Umformgrades für die Rekristallisation als nicht sinnvoll erachtet.[26]

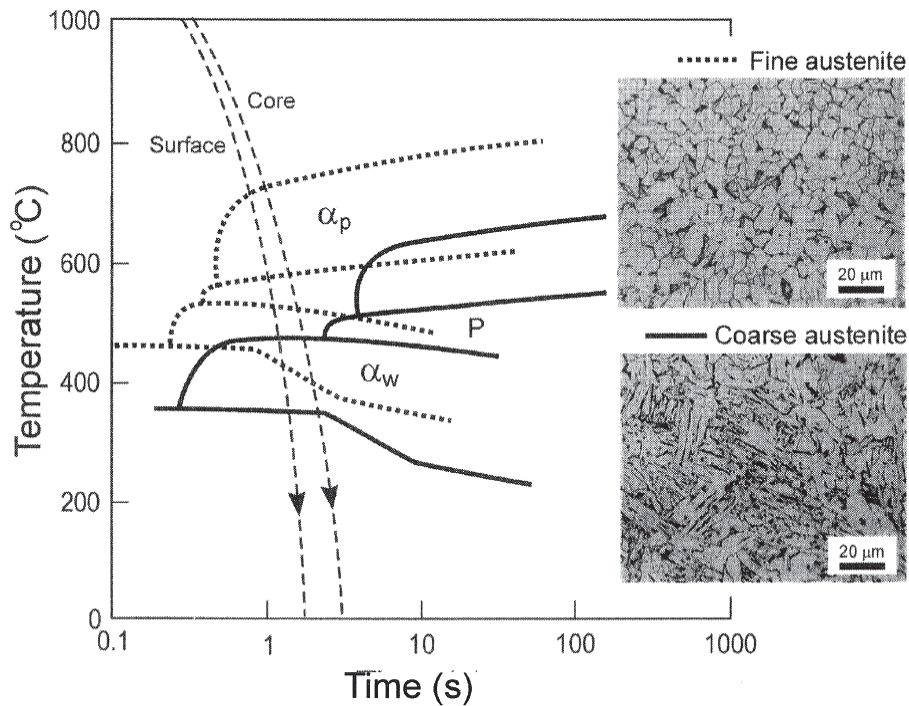


Abbildung 2-21: Einfluss der Austenitkorngröße auf die Ausbildung der Ferritkörner.[8]

Girgensohn et al. betrachtet die Gefügeentwicklung mit den damit verbundenen mechanischen Eigenschaften für Low-Carbon Stähle.[25] Das Gefüge des bereits in **Abbildung 2-20** erwähnten HSLA Stahls zeigt nach einem Warmwalzvorgang ebenfalls ein feineres globulitisches Gefüge im Gegensatz zum Gusszustand, welcher in **Abbildung 2-20** gezeigt wurde. Dieses Gefüge kann jedoch auch ohne Warmverformung über eine normalisierende Glühbehandlung erzielt werden, was eine Verringerung der Zugfestigkeit aber auch einen Anstieg der Bruchdehnung zur Folge hat. Durch ein anschließendes Kaltwalzen mit einem Umformgrad von 0,7 und einem nachgeschalteten Lösungsglügen können auch ohne einen Warmwalzvorgang ähnliche Eigenschaften wie bei der konventionelle Herstellung erreicht werden.[25]

Der Einfluss des Umformgrades beim Warmwalzen auf die Austenitkorngröße an der Bandoberfläche und in der Bandmitte wurde durch Killmore et al. untersucht.[10] Umformgrade können bis zu 50 % betragen, belaufen sich in industriellen Anlagen jedoch im Schnitt auf 30 %.[10] Umformgrade von etwa 13 % haben lediglich eine Verringerung der Korngröße an der Oberfläche auf etwa 50 µm zur Folge. [10] Die Körner in der Bandmitte

rekristallisieren abhängig von der Zusammensetzung erst ab Umformungen von 29 %.[10] Je höher der Umformgrad eingestellt wird, desto mehr nimmt der Anteil an acicularem Ferrit und Widmanstätten - Ferrit ab und der Anteil an polygonalem Ferrit zu. Bis zu Umformgraden von 20 % kann ein Abfall der Zugfestigkeit und der Streckgrenze bei gleichzeitigem Anstieg der Bruchdehnung verzeichnet werden. Eine Umformung über 20 % hat eine Kornfeinung des Ferrits zur Folge und es kann wieder ein leichter Anstieg dieser drei Kennwerte verzeichnet werden. Eine weitere Verbesserung kann durch die richtige Wahl der Haspeltemperatur erreicht werden. Der Autor kann zusätzlich noch über einen positiven Einfluss von Niob auf die Festigkeitseigenschaften berichten. Hierbei wird eine Haspeltemperatur von etwa 600 °C eingestellt und - nach Aussage des Autors - eine Ausscheidungshärtung begünstigt. Eine Variation des Umformgrades zwischen 19 und 37 % hat bei diesem Stahl (C(0,04)-Mn(0,85)-Si(0,025)-Nb(0,026)) jedoch keine nennenswerte Steigerung der Festigkeitseigenschaften mehr zur Folge.[10]

Shiang et al. untersuchen den Einfluss unterschiedlicher Wärmebehandlungen von direkt vergossenem Band und den Einfluss von AlN Ausscheidungen auf die Gefüge Neubildung. Die Temperaturen und Behandlungsdauern sind für einen Stahl als Beispiel in **Abbildung 2-22** gegeben.

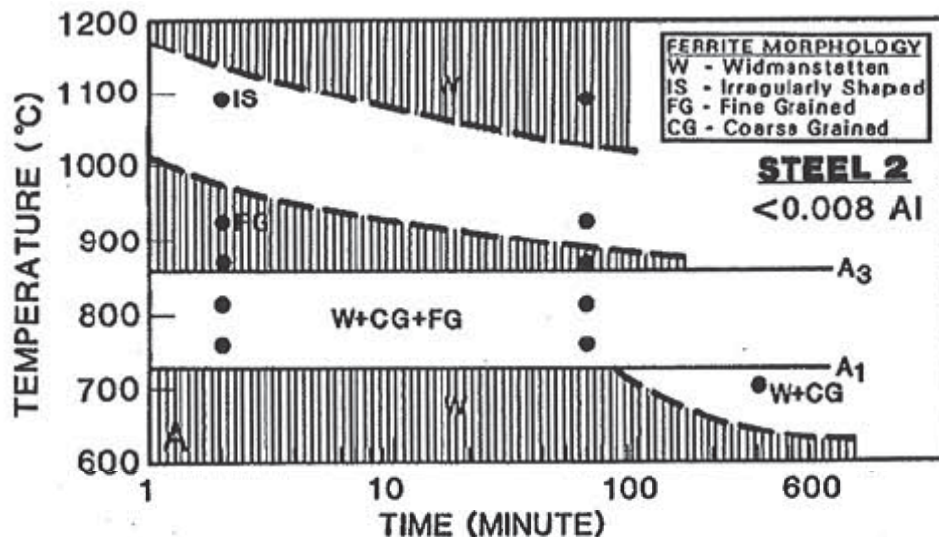


Abbildung 2-22: Bereiche der Wärmebehandlung mit erzielbarem Gefüge. [22]

C(0,07)-Mn(0,35)-Si(0,010)-Al(<math><0,008</math>)

Weiters können dieser Darstellung die zu erwartenden Gefüge bei entsprechender Wärmebehandlung entnommen werden. AlN Ausscheidungen sind feiner verteilt als nach den konventionellen Herstellungsprozessen, können bereits vor der Haspel entstehen und behindern bei einer anschließenden Wärmebehandlung das Wachstum von Ferritkörnern.[22]

Für die in dieser Arbeit durchgeführten Wärmebehandlungen diene unter anderem **Abbildung 2-22** als Anhaltspunkt, was aber noch gesondert in Kapitel 4.2 behandelt wird.

2.4.3 Stahlsorten für das Dünnbandgießverfahren, Entwicklungsstand

Wie zuvor bereits in Kapitel 2.1 erläutert, ist die Einsparung einer Warmumformung im Vergleich zur konventionellen Herstellung von Warmband über das Stranggießen einer der erheblichen Vorteile dieses Verfahrens. Das Fehlen der Warmverformung schränkt jedoch auch die metallurgischen Möglichkeiten drastisch ein. Nachfolgend sind als Beispiel einige Punkte aufgelistet:

- Durch die fehlende Abkühlung auf Raumtemperatur entfallen Gefügeumwandlungen (Austenit wandelt in Ferrit und Perlit um) die zu einer Verminderung der Korngröße und einer Normalisierung des Gefüges führen können.
- In Abhängigkeit von Stahlzusammensetzung, Temperatur, Verformungsgrad und Korngröße lassen sich beim Warmwalzen Rekristallisationsprozesse so steuern, dass ein optimales Gefüge im warmgewalzten Produkt entsteht (Kornfeinung)
- Durch Kombination mit Mikrolegierungselementen lassen sich thermomechanische Behandlungen durchführen, die zu einer weiteren Verbesserung der mechanischen Eigenschaften beitragen

Im Bandgießprozess bewirkt die beschleunigte Abkühlung ein im Vergleich zum Stranggießen feineres Gefüge. Der nachfolgende Verformungsschritt aus der Gießhitze dient jedoch in erster Linie dem Schließen von Poren und der Erzeugung einer bestimmten geometrischen Form (Einhaltung der Dickentoleranz und Ebenheit). Eine Rekristallisation findet im Regelfall nicht statt, da die Umformgrade zu gering sind. Eine nennenswerte Beeinflussung des Gefüges kann deshalb nur während der Abkühlung erzielt werden. Eine Anpassung der Prozessparameter (Temperaturführung) an eine bestimmte Stahlsorte ist deshalb eingeschränkt. Man hat sich deshalb die Frage zu stellen, ob ein bestimmtes Legierungskonzept für die Bedingungen des Bandgießprozesses als tauglich erscheint, beziehungsweise wodurch sich die Stahlzusammensetzung an den Bandgießprozess anpassen ließe.

Im Zuge der Prozessentwicklung und Prozessoptimierung zur Produktionsreife wurden viele Untersuchungen bezüglich der Vergießbarkeit von Stählen über das Dünnbandgießverfahren durchgeführt. Allen in Kapitel 2.2 genannten Produktionsanlagen ist gemein, dass primär niedrigkohlige und rostfreie Stähle vergossen werden, wobei derzeit auch Untersuchungen über die Vergießbarkeit von TRIP, TWIP und HSLA - Stählen durchgeführt werden. [10][27][28]

Die Zusammensetzung der Stähle ist in **Tabelle 2-3** gegeben. Die verwendeten Bezeichnungen der Stähle entsprechen den Bezeichnungen aus der Literatur. Eine Zusammenfassung der mechanischen Eigenschaften dieser Stähle ist in **Tabelle 2-4** gezeigt.

Tabelle 2-3: Zusammensetzung der Stähle (Bezeichnung entsprechen der Literatur).

Lit.	Stahl	C	Si	Mn	Al	Nb	Ti	N	O
		[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[ppm]	[ppm]
	LC	0,010	0,007	0,240	0,037			208	128
[25]	LC + Ti	0,053	0,010	0,260	0,053		0,088	117	104
	HSLA	0,078	0,440	1,360	0,007	0,040	0,131	98	87
	275 UCS	0,03 – 0,05	0,22 – 0,30	0,6 – 0,9	<0,003			35-90	
[10]	340 UCS	0,03 – 0,05	0,22 – 0,30	0,6 – 0,9	<0,003			35-90	
	380 UCS	0,03 – 0,05	0,22 – 0,30	0,6 – 0,9	<0,003			35-90	
	G300	0,25		1,35			0,008		
[3]	G550	0,25		1,35			0,008		
	AISI 304	< 0,07	< 1,000	< 2,000				< 110	Cr(18) Ni(10)
	St 14								
[29]	+ Ti	< 0,08		< 0,04			0,100		
	ZStE380	< 0,1	<0,5	< 1,2	> 0,015	< 0,090	< 0,15		
[30]	AISI 304	0,045	0,900	0,025	0,0013	0,020	0,006	60	Cr(19) Ni(8)
[31]	AISI 304	< 0,07	< 1,000	< 2,000				< 110	Cr(18) Ni(10)

Tabelle 2-4: Mechanische Eigenschaften von vergossenen Stähle nach dem Dünnbandgießverfahren und dem konventionellen Herstellungsprozess.

Legierung	R _{p0,2}	R _m	A ₈₀
	[MPa]	[MPa]	[%]
HSLA [25]			
bandgegossen (MPI)	502	628	20
bandgegossen, normalisiert (MPI)	392	490	31
konventionell, normalisiert	420	530 - 670	23
bandgegossen, normalisiert, kaltgewalzt, gegläht (MPI)	396	479	23
konventionell, normalisiert, kaltgewalzt, gegläht	380 - 500	460 - 620	≥ 18
LC			
bandgegossen [25] (MPI)	196	377	19
bandgegossen, normalisiert [25] (MPI)	213	317	17
bandgegossen, normalisiert, kaltgewalzt, gegläht [25] (MPI)	145	302	42
bandgegossen UCS G275 [10] (CASTRIP)	325	430	28
bandgegossen UCS G340 [10] (CASTRIP)	375	475	21
bandgegossen UCS G380 [10] (CASTRIP)	440	530	18
LC + Ti [25]			
Bandgegossen (MPI)	383	469	6,3
bandgegossen, normalisiert (MPI)	326	377	43
konventionell, normalisiert	≤ 320	≤ 410	≥ 30
bandgegossen, normalisiert, kaltgewalzt, gegläht (MPI)	195	353	34
konventionell, normalisiert, kaltgewalzt, gegläht	≤ 210	270 - 350	≥ 38
LC (G300) [3]			
bandgegossen, warmgewalzt (CASTRIP)	315	416	36

konventionell, warmgewalzt	320	390	36
LC (G550) [3]			
bandgegossen, warmgewalzt (CASTRIP)		850	4,5
konventionell, warmgewalzt		767	4,7
St 14 + Ti [29][32]			
bandgegossen (MPI)	356	480	6,8
bandgegossen, kaltgewalzt, gegläht (MPI)	150	350	31
konventionell, Norm für Kaltband	140 - 210	270 - 350	≥ 38
ZSt380 [29]			
bandgegossen (MPI)	460	648	3,5
bandgegossen, kaltgewalzt, gegläht (MPI)	400	480	22
Norm für Kaltband	380 – 500	460 - 600	≥ 18
AISI 304			
bandgegossen, normalisiert, kaltgewalzt, gegläht [3] (CASTRIP)	330	670	53
konventionell, normalisiert, kaltgewalzt, gegläht [3] (CASTRIP)	240 - 350	590 - 690	50 - 60
bandgegossen, normalisiert, kaltgewalzt, gegläht [30] (Experimental Caster)	241	627	61
konventionell, normalisiert, kaltgewalzt, gegläht [30]	240	627	63
konventionell, normalisiert, kaltgewalzt, gegläht [31]	304 - 343	559 - 686	43 – 56

Ein direkter Vergleich der mechanischen Kennwerte der untersuchten Stähle aus den in Kapitel 2.4.3.1 noch beschriebenen Anlagen ist in **Abbildung 2-23** gegeben. Zusätzlich sind bereits die in dieser Arbeit erhaltenen Werte eingetragen.

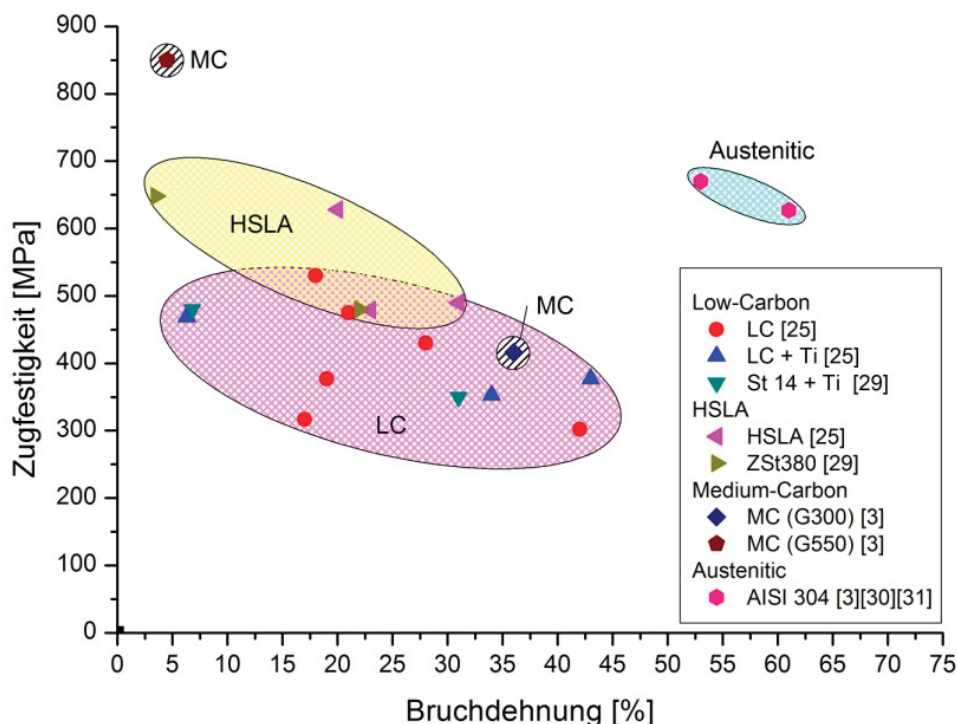


Abbildung 2-23: Vergleich der Literaturwerte aus mit den Ergebnisse dieser Arbeit.

2.4.3.1 Beschreibung der Simulatoren, Pilot- und Produktionsanlagen

Die Beschreibung der Apparaturen der zuvor genannten mechanischen Kennwerte aus **Tabelle 2-4** soll eine Übersicht über die Anlagentechnik der einzelnen Standorte geben.

2.4.3.1.1 Der Dünnbandgießsimulator am MPI [25] [29] [32]

Der Dünnbandgießsimulator am Max-Planck-Institut stellt eine kleinere Version der bereits vorgestellten industriellen Dünnbandgießanlage dar. Die vergossenen Stahlsorten werden in einem Induktionsofen mit einer Kapazität von 70 kg erschmolzen und auf die gewünschte Zusammensetzung legiert. Die aluminiumberuhigten Schmelzen werden danach über eine Pfanne in den Tundish überführt, passieren einen keramischen Filter und werden über den Eintauchguss in die Kokille eingebracht. Die Überhitzungen im Tundish betragen in etwa zwischen 20 und 50 °C.

Die Gießwalzen bestehen aus Kupfer, sind wassergekühlt und besitzen eine glatte, nicht strukturierte Oberfläche. Der Gießwalzendurchmesser beträgt 330 mm, die Roll Separating Force beträgt in etwa 50 kN/m. Keramische Platten dienen als Damm an der Seite um ein Austreten der Schmelze zu verhindern. Die Breite des vergossenen Bandes beträgt 120 mm

und hat eine Dicke von 2,5 bis 3 mm. Die Gießgeschwindigkeit liegt bei 25 m/min mit einer maximalen Gießrate von etwa 550 kg/m·min.

Da während des Gießens ein Luftzutritt nicht gänzlich vermieden werden kann zeigen sich in den Analyse erhöhte Gehalte an Sauerstoff und Stickstoff, jedoch bewirkt der vorgeschaltete keramische Filtere eine verringerte Anzahl an nichtmetallischen Einschlüssen verglichen mit industriell vergossenem Band.

2.4.3.1.2 Die Pilot-Dünnbandgießanlagen von POSCO / RIST [30]

POSCO/RIST untersucht Stähle auf zwei unterschiedlich großen Pilotanlagen. Die Gießwalzen können aus Stahl oder Kupfer hergestellt sein. **Tabelle 2-5** gibt einige Eckdaten dieser beider Pilotanlagen wieder.

Tabelle 2-5: Pilotanlagen von POSCO/RIST.

	Pilotanlage 1	Pilotanlage 2
Gießwalzenmaterial	Kupfer / Stahl	Kupfer / Stahl
Rollendurchmesser [mm]	750	1,250
Rollenbreite [mm]	350	1,300
Dicke des Bandes [mm]	2 bis 6	2 bis 6
Vergossene Stähle	AISI 304	AISI 304
Gießgeschwindigkeit	Max. 50 m/min	Max. 132 m/min
Kapazität	1 - 5 t	5 – 10 t

2.4.3.1.3 Der Dünnbandgießsimulator der RWTH Aachen [33]

Die vergossenen Stähle werden in einem Induktionsofen mit einer Kapazität von bis zu 180 kg erschmolzen. Geschützt durch Inertgas wird der Stahl über Eintauchausgüsse zwischen die beiden Gießwalzen eingebracht. Die wassergekühlten Gießwalzen bestehen aus eine Kupferlegierung und sind mit einer Nickelschicht überzogen. Der Gießwalzendurchmesser beträgt 580 mm und die Breite 150 mm. Die Walzenoberfläche kann durch eine Kugelstrahlbehandlung entsprechend strukturiert sein.

Die Banddicke kann zwischen 0,5 und 3 mm betragen bei einer Gießgeschwindigkeit zwischen 6 und 60 m/min. Untersucht wurde vor allem Kohlenstoff- und Rostfreie Stähle.

2.4.3.1.4 Industrielle Produktionsanlagen von CASTRIP

CASTRIP betreibt derzeit 2 industrielle Produktionsanlagen in Amerika. Crawfordsville begann 2002 mit der Produktion von LC Stählen, Blytheville wurde 2008 fertig gestellt, es existieren aber noch keine Informationen über die vergossenen Stahlsorten.

Tabelle 2-6: Vergleich der Produktionsanlagen von CASTRIP.

	Crawfordsville	Blytheville
Rollendurchmesser [mm]	500	500
Rollenbreite [mm]	1.345	1.680
Dicke des Bandes [mm]	0,76 – 1,8	0,7 – 2,0
Vergossene Stähle	LC	Noch nicht bekannt
Gießgeschwindigkeit	80 m/min; max. 120 m/min	80 m/min; max. 120 m/min

Die Bandbreite kann bis zu 2 m betragen mit einem Coilgewicht von etwa 25 t. Die RSF beträgt maximal 30 MN. Die jährliche Kapazität einer solchen Anlage beläuft sich auf etwa 500.000 t/a.

2.5 Zusammenfassung über den Literaturteil

Im Literaturteil der vorliegenden Arbeit werden einleitend die metallurgischen Grundlagen und der aktuelle Stand des Bandgießverfahrens überblicksmäßig dargestellt. Im Weiteren werden die Erstarrungs- und Abkühlbedingungen für die etablierten Verfahrensrouten der Herstellung von Flachprodukten aus Kohlenstoffstählen erläutert. Der Ausbildung des Gefüges beim Bandgießprozess wird dabei besonderes Augenmerk gewidmet.

Im zweiten Teil wird der Herstellung von Feinkornbaustählen und HSLA – Stählen auf konventionellem Weg und über die Route des Bandgießens verglichen. Ausführlich dargestellt werden Untersuchungsergebnisse aus Labor- und Pilotbandgießanlagen mit Schwerpunkt der mechanischen Eigenschaften von Kohlenstoffstählen. Dabei zeigt sich, dass an TSC – Anlagen Zugfestigkeiten von bis zu 650 MPa erzielt werden können, die Bruchdehnung jedoch mit zunehmender Zugfestigkeit stark nach unten geht.

Abbildung 2-24 vergleicht die Lage von konventionell hergestellten Stählen mit den an Bandgießanlagen erzielten Werten.

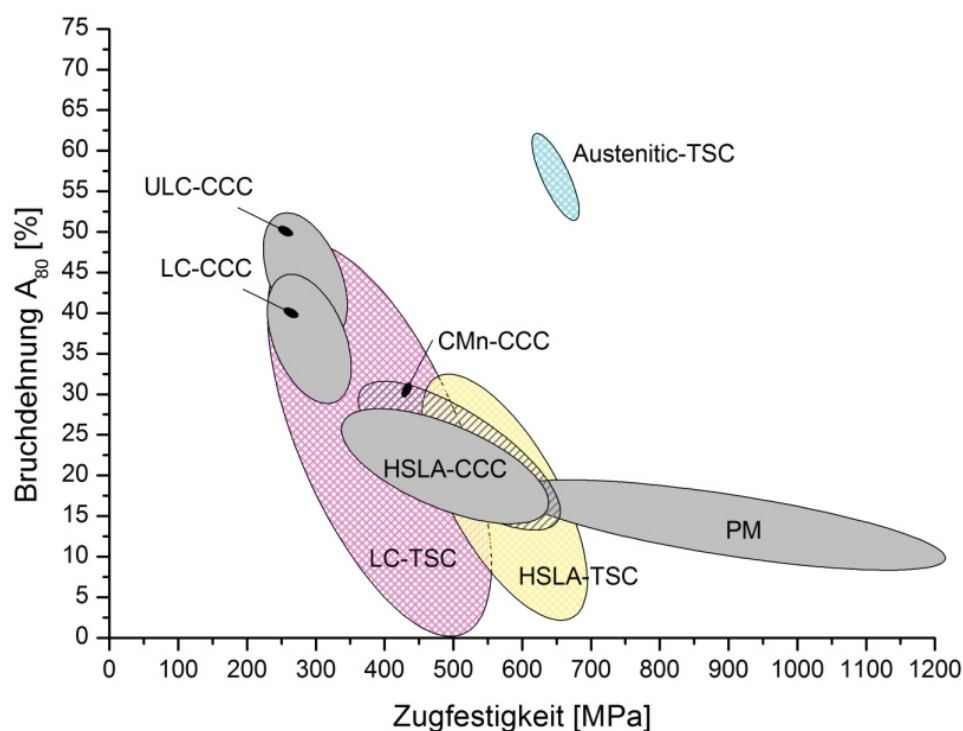


Abbildung 2-24: Vergleich der erzielbaren Eigenschaften über CCC und TSC.

3 Versuchsaufbau

3.1 Der Schmelztauchsimulator

Der Schmelztauchsimulator (STS) ist eine Versuchsvorrichtung, bei der ein Tauchkörper mit Hilfe einer Linearverschiebeeinrichtung, bei unterschiedlichen Geschwindigkeiten, unter dem Eintauchwinkel einer Gießwalze von Bandgießanlagen und definierter Gasatmosphäre in eine flüssige Stahlschmelze getaucht wird. In **Abbildung 3-1** ist die Versuchsanlage skizziert. Ziel der Versuchseinrichtung ist die Simulation des Meniskusbereiches des Zwei-Walzen-Gießverfahrens.

Der Schmelztauchsimulator wird zu Beginn der Versuche an einen Vakuuminduktionsofen angeflanscht, der zur Herstellung einer inerten Atmosphäre und zum Erschmelzen einer Legierung von etwa 20 kg Stahl verwendet wird. Sobald sich die Legierung in flüssigem Zustand befindet, kann die Messung des Badspiegels erfolgen. Danach wird der Tauchkörper an der Vershubstange der Linearverschiebeeinheit befestigt und die notwendigen Kontakte zur Temperaturmessung, falls eine solche gewünscht ist, angeschlossen. Der Tauchkörper selbst befindet sich zu diesem Zeitpunkt in der Schleusenammer. Nach Spülung dieser Schleuse mit Inertgas und der Temperatureinstellung der Schmelze kann der Tauchversuch gestartet werden. Der Tauchkörper wird bis zur vollständigen Benetzung des Substrats in die Schmelze gefahren, eine gewisse Zeitspanne dort gehalten und schließlich in die Grundposition zurück bewegt. Die Erstarrungsprobe wird zusammen mit dem Tauchkörper aus der Schleuse entnommen, Probe und Tauchkörper kühlen an der Atmosphäre ab, während ein neuer Tauchkörper an der Vershubstange befestigt wird und die Prozedur von neuem beginnt.

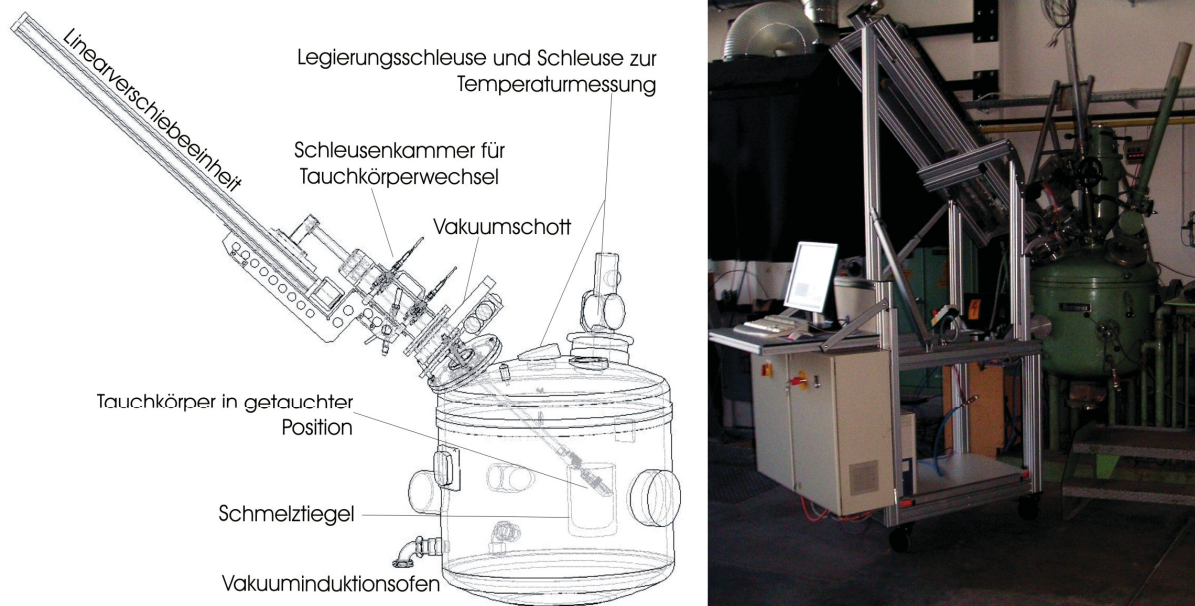


Abbildung 3-1: Schematischer Aufbau des Schmelztauchsimulators. [34]

Das Substrat hat eine benetzte Fläche von 80 X 40 mm und kann mit Thermoelementen des Typ K in genau definierten Positionen ausgestattet werden. Die Kurzbezeichnung NiKg bei der Probenbenennung bezieht sich auf das verwendete Substrat und bezeichnet ein nickelbeschichtetes, kugelgestrahltes Kupfersubstrat. Das Substrat ist von einem mit Bornitrid beschichteten Aluminavakuumpressteil umgeben, um die Erstarrung auf die benetzte Substratfläche zu beschränken und spannungsfrei erstarrte Proben zu erhalten. Der Ablauf des Tauchversuches mit der bereits möglichen Weiterbehandlung der Tauchprobe ist in **Abbildung 3-2** dargestellt.

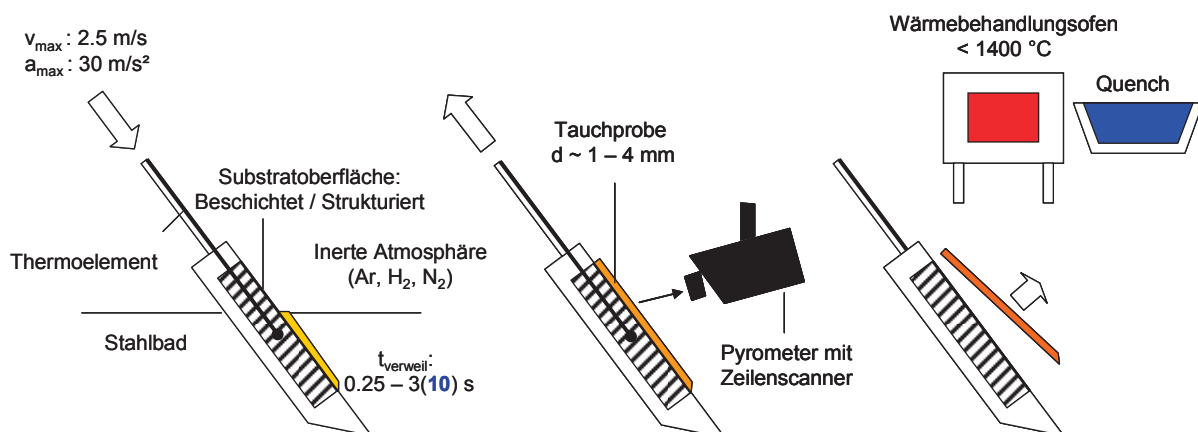


Abbildung 3-2: Ablauf und Schema des derzeitigen Tauchversuchs. [35]

3.1.1 Instrumentierung der Tauchkörper

Bereits zu Beginn der Tauchversuche mit dem Schmelztauchsimulator werden zweigeteilte Substrate unterschiedlichster Materialien verwendet, um zwischen diesen zwei Einzelteilen ein Thermoelement des Typs K zu befestigen und den Temperaturverlauf während und nach dem Tauchversuch zu bestimmen. Um über diese Thermoelemente den Wärmestrom innerhalb des Substrates berechnen zu können, werden drei Thermoelemente in unterschiedlichen Tiefen fixiert. Der Nachteil dieser Anordnung besteht nun einerseits im Aufwand für die Herstellung der Thermoelemente, andererseits in der Eigenmasse des Messpunktes und der damit verbundenen Reaktionszeit und die damit eingeschränkte Aussagekraft über die Temperaturen zu Beginn der Versuche. Zusätzlich ergibt sich durch die Fixierung des Elementes normal zur Oberfläche des Substrates das Problem, dass die Wärmeabfuhr über das Thermoelement nicht der Wärmeabfuhr im übrigen Bereich des Substrates entspricht. Ein weiterer Nachteil kann dadurch entstehen, dass aufgrund der Thermoelementspitzen und deren Masse kein perfekter Kontakt zwischen den Substrathälften besteht. Somit ist die Möglichkeit eines Eindringens des Stahls in diesen Spalt und auch die Gefahr einer Verspannung der Tauchprobe gegeben. Um diese Nachteile zu verringern, wurde ein neues Konzept von Prof. Jaroslav Horsky von der Technischen Universität Brno - für die Temperaturmessung und die Kalibration für die Berechnung des Wärmestroms entwickelt, welches in **Abbildung 3-3** dargestellt ist.

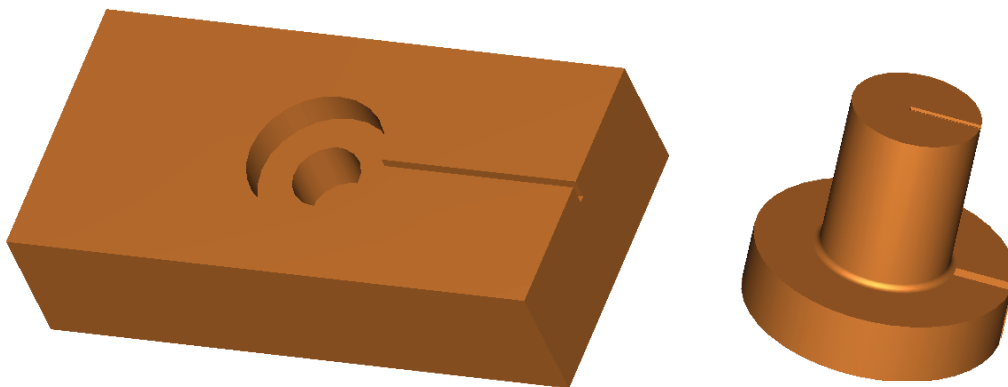


Abbildung 3-3: Links: Substrat neu. Rechts: Element zur Fixierung des Thermoelementes.

Die Tauchversuche für Variationen des S700MC wurden grundsätzlich mit Substraten aus einem Stück durchgeführt, sodass der Nachteil der Spaltenbildung mit den damit verbundenen Konsequenzen eliminiert wurde. Weiters konnten für vereinzelte Versuchsschmelzen Tauchversuche mit bereits instrumentierten Tauchkörpern nach

Abbildung 3-3 durchgeführt werden, deren Messdaten dem Ergebnisteil dieser Arbeit zu entnehmen sind.

Es werden nach wie vor Thermoelemente des Typ K verwendet, wobei nach dem derzeitigen Konzept nur ein Thermoelement pro Substrat instrumentiert werden kann und weiters dieses Element mit definierten Abmessungen nicht mehr für jeden Versuch werden muss hergestellt. Die Spitze des Thermoelementes wird in der Fräsung am Kopf des zylindrischen Passstückes befestigt und entlang der restlichen Ausnehmung auf der Seite dieses Passstückes bis zur Fräsung im Substrat selbst geführt. Die Thermoelementspitze wird dann mittels Presspassung des Passstückes am Substrat mit 4 Zylinderkopfschrauben befestigt. Es sind somit ein perfekter Kontakt in definierter Tiefe und dieselbe Wärmeabfuhr normal zur Oberfläche wie im restlichen Substrat gegeben.

3.1.2 Adaption des Schmelztauchsimulators zur Messung der Abkühlungsbedingungen von Tauchproben

Zu Beginn dieser Arbeit diente der Schmelztauchsimulator vor allem der Bewertung von Stählen in Hinblick auf ihre Mikrorissempfindlichkeit. Information über die Abkühlbedingungen der Tauchproben nach dem Tauchversuch konnte nur über die Thermoelemente im Substrat gewonnen werden. Optische Messungen zur Bestimmung des Abkühlverlaufs oder rein der Temperatur der Tauchproben nach dem Austauchen waren unter inerten Bedingungen nicht möglich. Erste Messungen der Oberfläche konnten mittels einer Thermokamera des Instituts für Automation an der Montanuniversität Leoben durchgeführt werden. Der Einsatz dieser Kamera setzte jedoch ein Öffnen des Schleusendeckels voraus und bedeutete somit einen Verlust der vorherrschenden inerten Atmosphäre. Um nun die inerten Bedingungen während der Messung beibehalten zu können, war es unter anderem Ziel dieser Arbeit, den Schleusendeckel dahingehend zu adaptieren, dass für spätere Versuchsserien eine Messung mithilfe eines Pyrometers unter inerten Bedingungen möglich sein sollte.

Der bisher vorliegende Deckel bestand aus massivem Stahl und diente rein zum gasdichten Verschluss der Schleusenkammer. Es wurde nun ein zusätzlicher Deckel mit einer Aussparung für ein Sichtfenster mit konstruktiv maximal möglichen Abmessungen konzipiert. Um die Distanz zwischen Messobjekt und Pyrometer möglichst gering halten zu können, musste auch die Fixierung des Sichtfensters einem minimalen Platzaufwand genügen. Damit dies gewährleistet werden konnte, wurde ein Deckel mit größerer Dicke angefertigt und das Sichtfenster in dessen Aussparung gasdicht versenkt. Das aus der

erhöhten Dicke resultierende höhere Gewicht wurde durch die Verwendung von Aluminium als Deckelmaterial reduziert. Weiters musste die Schwenkvorrichtung des Deckels auf ein alternatives System geändert werden, da die bestehende Halterung die Positionierung des Pyrometers oberhalb der Tauchprobe behindert hätte. Das Ergebnis ist letztendlich ein Deckel mit erheblich geringerem Gewicht, was einen positiven Einfluss auf die Handhabung während der Versuche hat, und die Möglichkeit den Abkühlungsverlauf der Tauchproben mittels optischen Messgeräten unter inerten Bedingungen aufzuzeichnen.

Die ersten Versuchsmessungen mit einer Thermokamera, die im Infrarot-Bereich von Licht misst, wurden bei nicht inerten Bedingungen durchgeführt. Um nun auch für spätere Versuche Messungen bei inerter Atmosphäre gewährleisten zu können, wurde ein Sichtfenster aus CaF_2 angeschafft, welches auch durchlässig für infrarote Strahlung ist. Es ist somit prinzipiell möglich, gleichzeitig mit dem Pyrometer als auch mit einer Thermokamera zu messen und die Ergebnisse zu vergleichen.

Um ein qualitativ hochwertiges und über den gesamten Versuchsablauf vergleichbares Messergebnis mit dem Pyrometer zu erzielen, ist bei jeder Messung auf gewisse Parameter zu achten:

- Der Abstand zwischen Probenoberfläche und Pyrometer ist für alle Messungen gleich zu wählen.
- Die Messzeile des Scanners ist immer auf dieselbe Position des Versuchskörpers auszurichten.
- Die Scanfrequenz ist für alle Messungen gleich und so zu wählen, dass eine maximale Auflösung des Temperaturverlaufes der Probe erreicht wird.

Zur Erprobung des Pyrometers und dessen Kalibration wurde anfangs mit einer provisorischen Halterung gearbeitet. Diese diente nur zur örtlichen Fixierung des Pyrometers in konstantem Abstand zur Probenoberfläche und musste nach jedem Tauchversuch von zwei Mitarbeitern während des Tauchkörperwechsels entfernt werden. Dies hatte sowohl eine zeitliche Verzögerung der Versuchstätigkeiten als auch eine stete Gefahr der Beschädigung des Pyrometers, Schleusendeckels inklusive Sichtfenster und Tauchsimulators zur Folge. Die fixe Montage des Pyrometers am Deckel der Schleusenkammer selbst war aufgrund von Platzmangel nicht möglich und hätte unter Umständen auch zur Beschädigung des Pyrometers oder des Sichtfensters führen können. Ebenso erschien eine Verwendung eines Stativs als ungünstig, da der geringe Abstand zwischen Pyrometer und Tauchprobe nicht möglich und somit oben angeführte Bedingungen nicht einhaltbar gewesen wären. Um nun diesen Nachteilen entgegenzuwirken wurde eine

spezielle Halterung des Pyrometers im Zuge dieser Arbeit konzipiert. Anforderungen für diese Halterung waren folgende:

- Die Einhaltung der oben angeführten ersten beiden Punkte für ein vergleichbares Messergebnis.
- Die schnelle und einfache Positionierung und Fixierung des Pyrometers oberhalb der Tauchprobe.
- Die Messzeile auf jede möglichen Position der Tauchprobe legen zu können.
- Die Gewährleistung der Schadensfreiheit für Pyrometer und Schmelztauchsimulator.

Es erschien nun als sinnvoll, eine Halterung für das Pyrometer am Schmelztauchsimulator fix, das Pyrometer selbst an der Halterung beweglich zu montieren. Hierfür wurden selbige Profile aus Aluminium gewählt, aus denen auch der Schmelztauchsimulator besteht. Die Halterung ist in **Abbildung 3-4** bis **Abbildung 3-6** dargestellt. Das Pyrometer (1) wird über 4 Gewindestangen (rote Pfeile) an den zwei Gabelenden einer gefrästen Aluminiumplatte befestigt. Diese Gewindestangen ermöglichen es, das Pyrometer auf eine gewünschte Höhe über der Tauchprobe einzustellen, wobei zusätzlich noch eine leichte Winkeländerung von wenigen Grad ermöglicht wird. Die Platte aus Aluminium (2) selbst ist an einem Schlitten (3) montiert, der auf einer Führungsschiene (4) fast reibungsfrei hin- und herbewegt werden kann. Die Führungsschiene ist über zwei weitere U-förmige Konstruktionen aus Aluminiumprofilen (5) an dem Schmelztauchsimulator befestigt.

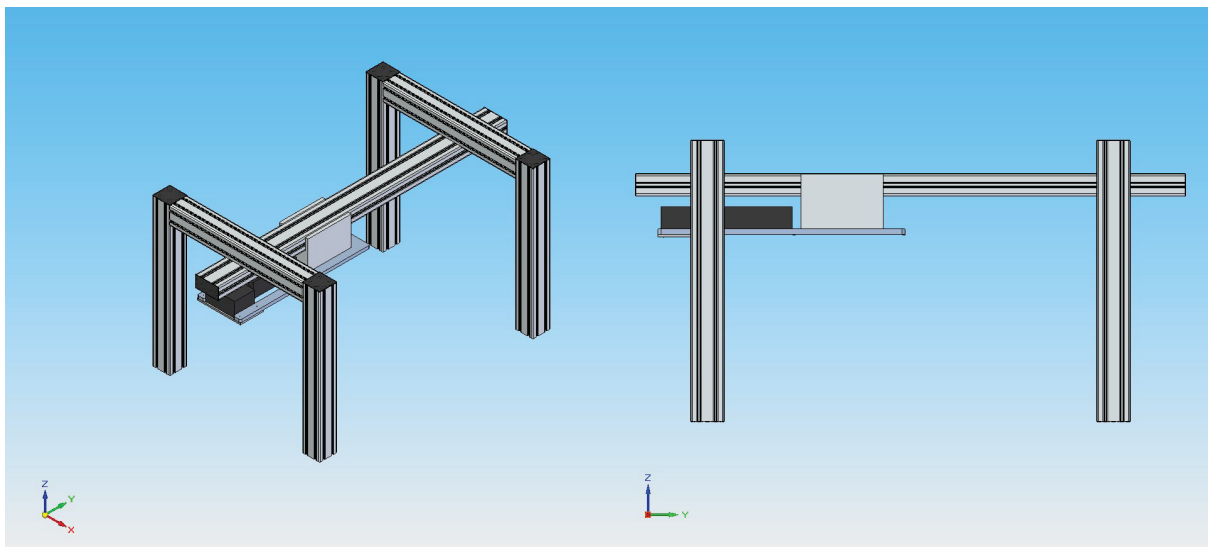


Abbildung 3-4: Pyrometer mit Zeilenscanner in der Ruheposition auf der neu konzipierten Halterung fixiert.

In **Abbildung 3-5** und **Abbildung 3-6** ist das Pyrometer in der äußersten Position über der Schleusenkammer (6) befestigt, womit die Messzeile des Scanners genau die vorderste

Spitze des Tauchkörpers erreicht und eine komplette Abrasterung einer Tauchprobe ermöglicht wird. Weiters ist noch das Sichtfenster aus CaF_2 (7) und der Flansch (8) zur Befestigung des STS an den Vakuuminduktionsofen zu erkennen.

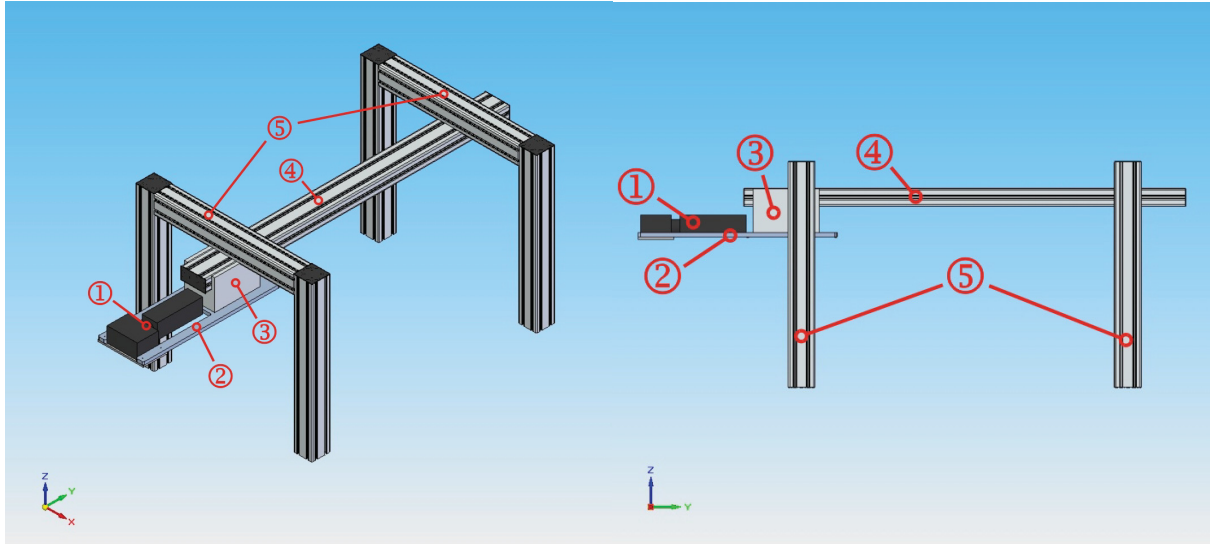


Abbildung 3-5: Pyrometer mit Zeilenscanner in der Messposition fixiert.

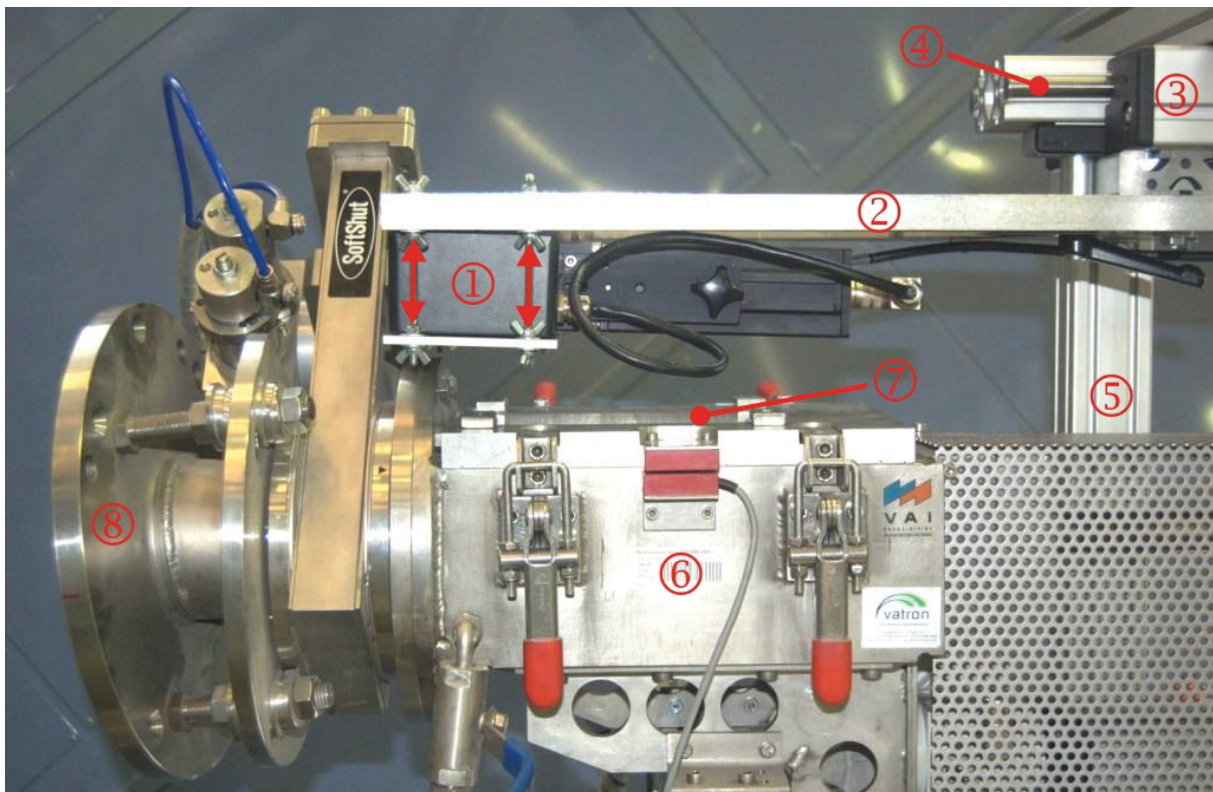


Abbildung 3-6: Pyrometer in der Messposition über der Schleusenkammer.

3.2 Der Rohde Wärmebehandlungsöfen

Die Rohde Glüh- und Härteöfen sind eine robuste Ofenserie, bestimmt für die universelle Verwendung in der Wärmebehandlung von Metallen im Werkstatt- wie im Industrieinsatz. Der Energieeintrag über die an 3 Seiten installierten Kanthal-Heizelemente gewährleistet eine optimale Energiezufuhr bei einer guten Wärmeverteilung im gesamten Brennraum. Ein wesentliches Produktmerkmal bei allen ROHDE Glüh- und Härteöfen ist der Korrosionsschutz durch ein rundum hinterlüftetes Stahlgestell. Die Ausführung dieser Hinterlüftung mit Edelstahlblechen vereint hochwertige Materialien mit einer gefälligen Optik. Eine Vielzahl an Optionen und Zusatzausstattungen, wie zum Beispiel Schutzgasvorbereitung, Härtekästen und pneumatische Türbetätigung, machen aus dieser Ofenserie ein zuverlässiges und auch langfristig flexibles Produktionsgerät. Als Beispiel für einen Wärmebehandlungsöfen ist eine Darstellung in **Abbildung 3-7** gegeben. [36]

3.2.1 Glüh- und Härteöfen ME 17/13 [36]

Innenraumabmessungen:	250x350x200 mm (BxTxH)
Anschlusswert:	6 kW
Anschlussspannung:	400 V 3/N
Max. Ofenraumtemperatur:	1300°C

Die besonderen Merkmale dieses Wärmebehandlungsofens sind:

- Korrosionsschutz und niedrige Außentemperaturen durch Hinterlüftung mit Edelstahlblechen an den Seitenwänden und der Tür
- Deckelblech: Lochblech gegen Hitze- und Feuchtigkeitsstau
- 3-seitige Beheizung
- In den Rillen eingebaute Kanthal-Heizleiter
- Bodenheizung durch SiC-Platte abgedeckt und geschützt
- Thermoelement Pt-RhPt gegen Beschädigung geschützt eingebaut
- Türsturz aus V2A Edelstahl, nicht rostend
- Tür leicht nach unten zu öffnen, elastische Türdichtung
- Reduktionsbeständige Feuerleichtsteinauskleidung
- Großer handlicher Türgriff

- Sicherheits-Türschalter mit Zwangstrennung
- Schaltanlage an der Rückwand des Ofens installiert
- Sicherheits- und Arbeitsschutz (Fa. Siemens) nach VDE serienmäßig
- CE-Zeichen



Abbildung 3-7: Rohde Wärmebehandlungsöfen ME 17/13 (Tür zur Seite schwenkbar).

3.2.2 Steuerung TC 507

Diese völlig neuartig konzipierte erweiterte Ofensteuerung TC 507 für intuitives Programmieren und Bedienen wurde als Alternative zur standardmäßigen Steuereinheit TC 504 angeschafft. Sie bietet viele Erweiterungsoptionen wie Zonensteuerung und Event-Ansteuerung, beispielsweise etwa eine Lüftung oder mögliche Abluftklappen. Weiters beinhaltet sie größtmögliche Sicherheitsmerkmale wie eine Fehlererkennung, Heizwendelverschleißanzeige und Tastaturverriegelung. Diese Regelanlage eignet sich insbesondere für den Einsatz in Industriebetrieben. Die technischen Daten sind in **Tabelle 3-1** angegeben.

Tabelle 3-1: Technische Daten der Steuereinheit TC 507.

Regelbereich	0 - 1320°C in 1°Schritten
LED Anzeige	6/4-stellig
Programme	80 frei programmierbar
Rampen	30
Vorlaufzeit	0:00 – 99:59 h
Aufheizgeschwindigkeit	1 – 999°/h in 1 ° Schritten und Full
Haltezeit	0:00 – 99:59 h
Abkühlgeschwindigkeit	1 – 999°/h in 1 ° Schritten und Full
Größe	110 x 220 x 60 mm (BxTxH)
Gewicht	1100 g

3.3 Optische Temperaturmessung

Die berührungslose Temperaturmessung mit Pyrometern ist ein passives Messverfahren und bietet folgende Vorteile:

- Die Messung beeinflusst das Messobjekt nicht
- Eine schnelle Temperaturerfassung unter 100 µs
- Messung und Regelung von kleinsten Messobjekten
- Weite Messbereichsspannen
- Langzeitstabile Messung durch Digitaltechnik

Um den Abkühlverlauf der Tauchproben nach den Tauchversuchen zu erfassen wurde ein Pyrometer mit Zeilenscanneraufsatz verwendet. Ein Pyrometer allein ermöglicht es nur einen einzelnen Punkt, wenngleich in der Größe variabel, zu messen. Wie die Versuchsmessungen mit einer Thermokamera zeigten, kann die Abkühlung über die Fläche einer Tauchprobe sehr unterschiedlich verlaufen. Dies ist in **Abbildung 3-8** dargestellt.

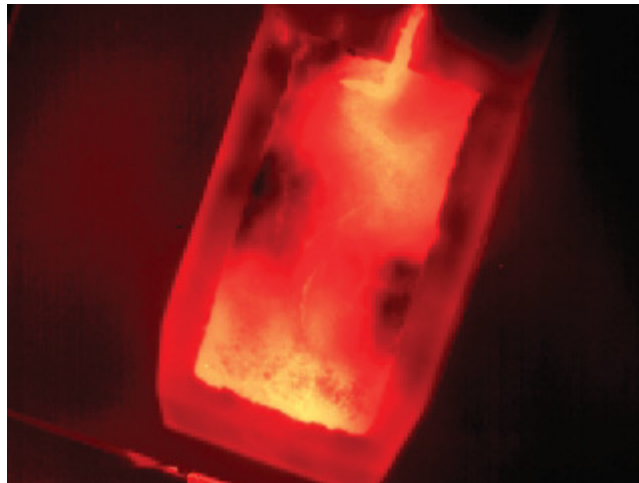


Abbildung 3-8: Aufnahme einer Tauchprobe nach dem Austauchen unter nicht inertem Bedingungen.

Der Messpunkt wird durch den Scanner in eine Messzeile überführt, indem der Messstrahl des Pyrometers durch den Schwenkspiegel des Scanners unter einem Winkel von 90° hin- und herbewegt wird. Durch die Verwendung dieses Scanners ist nun die Möglichkeit gegeben, den Abkühlverlauf über die Breite einer Tauchprobe zu erhalten. Um nun auch eine Abbildung des Abkühlverlaufes der gesamten Tauchprobe oder einer bestimmten Fläche zu erhalten, soll noch eine zusätzliche Bewegung des Tauchkörpers normal zur Scannzeile während der Pyrometermessungen durchgeführt werden. Hierfür ist es jedoch erforderlich, die Bedienungs- und Steuerungssoftware des Schmelztauchsimulators abzuändern. Ein weiterer Punkt dieser Arbeit war somit die Erstellung eines Arbeitsheftes, welches die Anforderungen an die geänderte Software und die benötigten erweiterten Anwendungsbereiche erläutert. Die Änderungen der Software sind jedoch zum Zeitpunkt des Abschlusses dieser Arbeit noch nicht fertig gestellt und es können noch keine Ergebnisse einer Flächenmessung mithilfe des Pyrometers vorgelegt werden.

3.3.1 Pyrometer Metis MS09 [37]

Die Pyrometermodelle der Serie Metis MSxx mit Silizium-Detektor arbeiten im kurzwelligen Infrarotbereich und eignen sich daher besonders gut um Temperaturen an Metalloberflächen bereits ab 120°C zu messen. Da der Einfluss des Emissionsfaktors auf das Messergebnis und die Reflexionseigenschaften von blanken Metalloberflächen mit zunehmender Wellenlänge größer werden, sollte bevorzugt das Gerät mit dem jeweils kurzwelligsten Spektralbereich eingesetzt werden. Die Geräte sind äußerst robust, da das Messverfahren

ohne mechanisch bewegte Teile auskommt. Ein Auszug der wichtigsten Spezifikationen des angeschafften Pyrometers sind in **Tabelle 3-2** gegeben.

Tabelle 3-2: Auszug aus den Spezifikationen des Pyrometer Metis MS09.

Temperatur Messbereich	600 – 1600 °C
Wellenlänge	0,9 µm
Messunsicherheit MS09	0,3 % vom Messwert in °C + 1 Kelvin
Wiederholbarkeit MS09	0,1 % vom Messwert in °C + 1 Kelvin
Erfassungszeit t90	< 1 ms mit dynamischer Anpassung bei niedrigen Signalpegeln, einstellbar bis 10 s
Einstellbereich Emissionsgrad	0,05 – 1,00
Analogausgangssignal	0 oder 4 – 20 mA umschaltbar, max. Last 500 Ω
Digitale Schnittstelle	RS 232
Temperaturauflösung	Analog: < 0,1 % der eingestellten Messspanne; Digital: 0,1 °C
Umgebungstemperaturbereich	10 – 70 °C
Spannungsversorgung	24 V AC/DC; AC: 48 – 62 Hz; max. 2,5 VA
Gehäuse und Schutzart	Aluminium Strangpress-Profil, IP 65 nach DIN 40050
Gewicht	600 g
Datum, Zeit	Echtzeit Uhr mit Speicherkapazität für max. 5 Jahre

Die vom Messobjekt ausgehende Infrarotstrahlung wird über fokussierbare Objektive entweder direkt oder über einen Lichtleiter auf den Detektor übertragen. Die Fokussierbarkeit der Objektive bietet nicht nur den Vorteil bei der jeweiligen Messentfernung den kleinsten Messfelddurchmesser zu erfassen, sondern auch durch bewusstes Defokussieren die Durchschnittstemperatur einer größeren Messfläche ermitteln zu können. Das für die Objektive verwendete Linsenmaterial besteht aus dem optischen Glas BK7. Eventuell notwendige Fenster sollten aus einem Material mit vergleichbaren Transmissionseigenschaften bestehen. Die Glasfaser-Version wird serienmäßig mit einem 2,5 m langen Lichtleiter geliefert, dessen aktiver Durchmesser bei dem Modell MS09 0,2 mm

beträgt. Messbereichsabhängig gibt es auf Wunsch auch längere Lichtleiter bis max. 20 m. Die Metis Pyrometerserie stellt sowohl analoge als auch digitale Ausgangssignale für die Anzeige, Regelung oder Archivierung der gemessenen Temperaturen zur Verfügung. Das potentialfreie analoge Ausgangssignal ist von 0 auf 4 bis 20 mA umschaltbar. Anfang und Ende der für die Applikation des Kunden notwendigen Temperaturspanne können innerhalb eines angegebenen Messbereichs frei konfiguriert werden. Die minimal einstellbare Spanne beträgt 50°C. Als digitale Schnittstellen stehen RS 232 oder RS 485 mit maximal 57,6 kBd serienmäßig und Profibus optional zur Auswahl.

Um kurzzeitig auftretende Temperaturspitzen sicher messen zu können wurde ein Maximalwertspeicher integriert, der entweder automatisch, nach einer einstellbaren Zeitspanne, oder über einen externen Kontakt gelöscht werden kann. Die automatische Löschkfunktion bedient einen Doppelspeicher, der verhindert, dass eine zufällig zum Zeitpunkt des Löschens nur kurzzeitig auftretende Unterbrechung der Temperaturmessung ein Absinken des gespeicherten Wertes bewirkt.

Für das automatische prozessabhängige Parametrieren des Pyrometers, für das Aufzeichnen und für das grafische und tabellarische Abspeichern der gemessenen Temperaturen gibt es serienmäßig das Software-Programm SensorWin. Da die Pyrometereinstellungen ebenfalls abgespeichert werden, dienen die Protokolle gleichzeitig auch als Nachweis der Qualitätssicherung. Die Abmessungen des angeschafften Pyrometers mit montiertem Zeilenscanner sind in **Abbildung 3-9** gegeben.

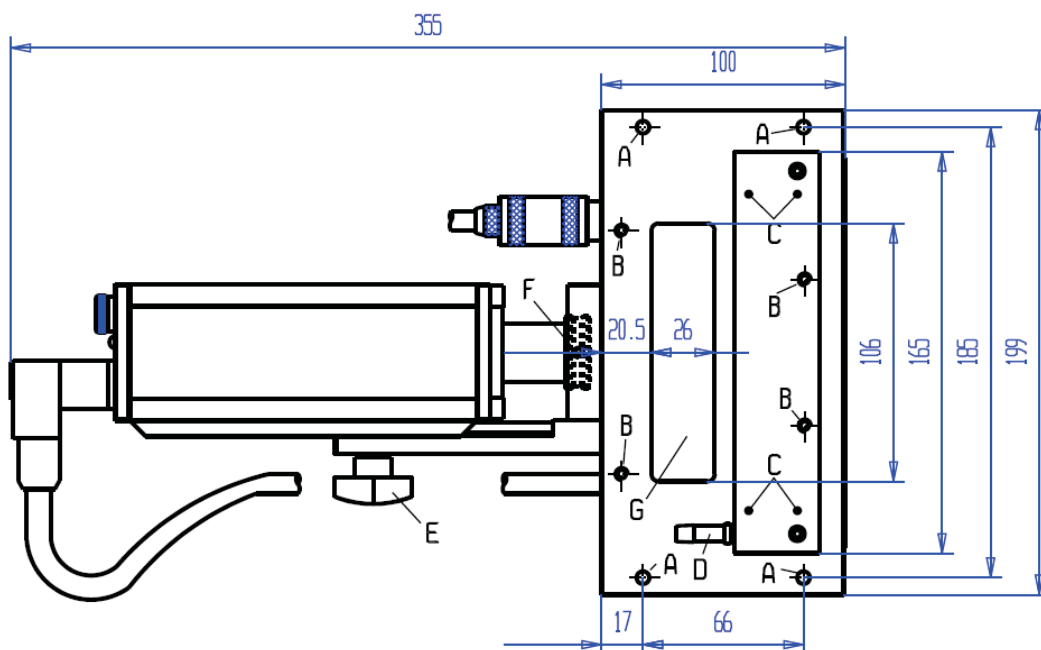


Abbildung 3-9: Abmessungen des Pyrometers inklusive Zeilenscanners.

3.3.2 Bestimmung des Emissionsgrades

Bei den ersten Versuchsmessungen mit der Thermokamera konnte bei einer gewissen Temperatur ein Haltepunkt beziehungsweise eine kurze Wiedererwärmung um wenige °C erkannt werden. Dasselbe Phänomen konnte auch bei einigen der Messungen mittels des Pyrometers in Kombination mit dem Zeilenscanner beobachtet werden. Ein Beispiel für eine Thermokameramessung ist in **Abbildung 3-10** gezeigt.

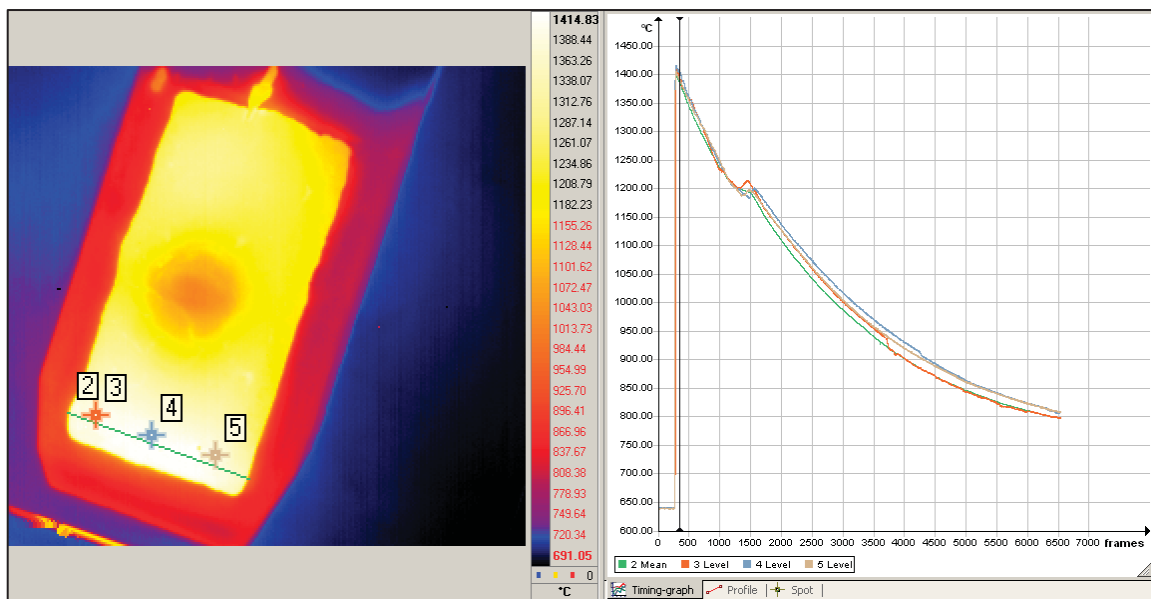


Abbildung 3-10: Temperaturverlauf (rechts) entlang der Linie (2) und drei Messpunkten (3, 4 und 5).

Die Temperatur, die von der Thermokamera beziehungsweise vom Pyrometer aufgenommen wird, ist vom Emissionsgrad abhängig. Der Emissionsgrad ist ein Maß für die Abstrahlungseigenschaft eines Körpers bei einer definierten Temperatur verglichen mit einem idealen schwarzen Körper der gleichen Temperatur. Der Emissionsgrad ϵ wird mit einem Faktor zwischen 0 und 1 ausgedrückt, wobei 1 die Abstrahlung der Temperatur von 100 % bedeutet. In der Praxis existiert jedoch kein Körper, der den Emissionsgrad von 1 erreicht.

Um nun die wahre Temperatur der Probe zu messen, muss der Emissionsgrad exakt bestimmt und beim Pyrometer eingestellt werden. Um diesen Emissionsgrad zu bestimmen, werden in der Literatur mehrere Möglichkeiten genannt. Allen gemein ist der Gedanke, einen schwarzen Strahler zu imitieren und dann die gemessene Temperatur im Bereich des schwarzen Strahlers mit der Temperatur auf der eigentlichen Probe durch den Emissionsgrad so abzugleichen, dass die beiden gemessenen Temperaturen

übereinstimmen. Bis zu einer Temperatur von etwa 700 °C ist die Imitation eines schwarzen Strahlers durch hitzebeständigen schwarzen Lack möglich, wobei der Emissionsgrad für diese Fläche dann mit 0,93 festgelegt wird. Es ist hierbei darauf zu achten, dass sich die geschwärzte Fläche zu der anderen Messstelle im thermischen Gleichgewicht befindet. Für höhere Temperaturbereiche wäre die Imitation eines Schwarzen Strahlers durch eine Bohrung in der erwärmten Probe mit definierten Abmessungen möglich. Damit diese Bohrung als Schwarzer Strahler dienen kann, muss ein bestimmtes Verhältnis zwischen Lochtiefe und Lochdurchmesser eingehalten werden, wobei auch die Rauheit der Wandung eine Rolle spielt. Kennt man all diese Faktoren, kann der Emissionsgrad für diese Bohrung speziellen Grafiken entnommen werden. [38]

Diese beiden Methoden sind für die bestehende Versuchsanordnung jedoch nicht geeignet, da die Anfertigung der Proben zur Bestimmung des Emissionsgrades mit erheblichem Aufwand verbunden wäre und die Messungen im idealen Fall unter inerter Atmosphäre durchgeführt werden sollten, um Zunderbildung zu vermeiden. Da jedoch bei den Abkühlkurven der Tauchproben ein Punkt der Wiedererwärmung beobachtet werden konnte, der auf die Umwandlungswärme von Austenit in Ferrit zurückzuführen ist, kann für die Versuche am Schmelztauchsimulator über den Vergleich dieses Umwandlungspunktes mit der berechneten A3 Temperatur über IDS oder JMatPro der Emissionsgrad mit ausreichender Genauigkeit auf diese relativ einfache Weise bestimmt werden. Das Prinzip dieser Methode ist in **Abbildung 3-11** für einen S700MC gezeigt.

Der hier gezeigte Verlauf entspricht dem mittleren Temperaturverlauf einer Tauchprobe mit 3,0 Sekunden Verweilzeit in der Schmelze. Ein Punkt der langsameren Abkühlung kann bei einer Temperatur von etwa 885 °C bei einem Emissionsgrad von $\varepsilon = 0,700$ erkannt werden. Die Temperatur des Umwandlungspunktes für diesen Stahl wurde nun über zwei unterschiedliche Programme berechnet.

- IDS A3 = 823,5 °C
- JMatPro A3 = 832,1 °C

Um nun den korrekten Emissionsgrad einzustellen muss während der nachfolgenden Messungen der Emissionsgrad im Pyrometer so lange verändert werden, bis die gemessene Temperatur des Umwandlungspunktes der berechneten Temperatur entspricht.

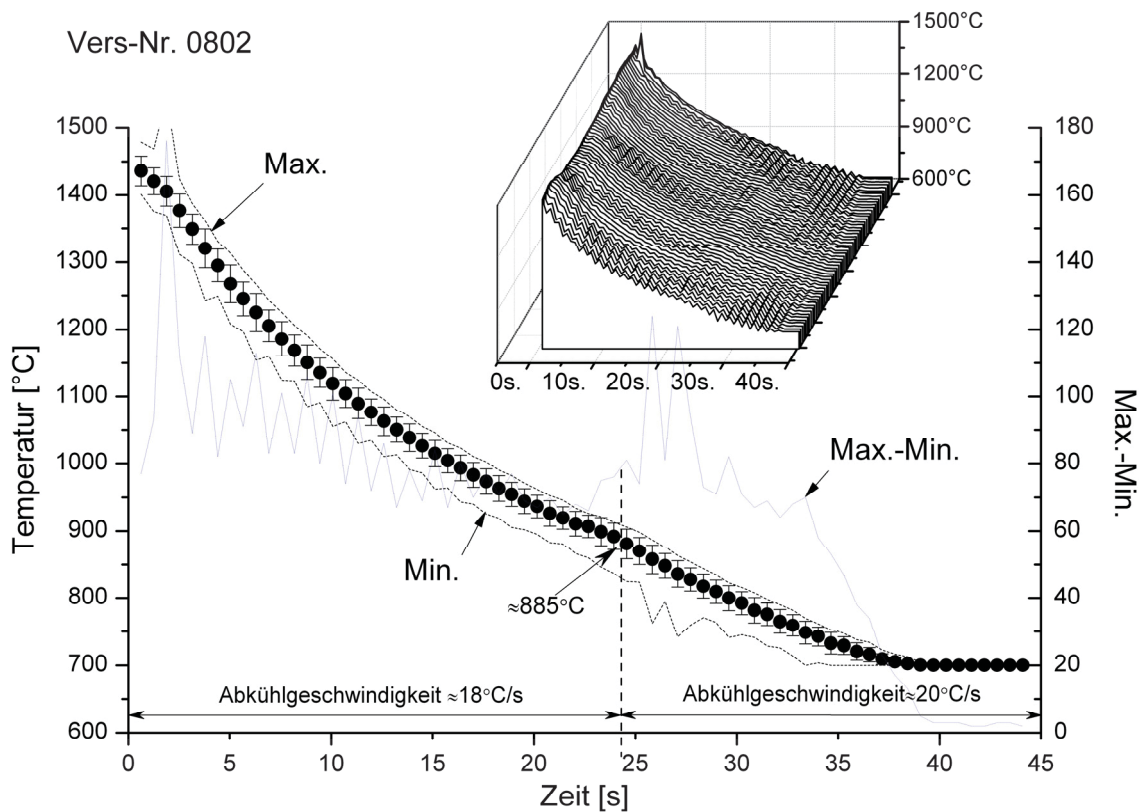


Abbildung 3-11: Mittleres Temperaturprofil über den aufgezeichneten Abkühlungsverlauf ($\varepsilon = 0,700$).

Der Nachteil dieser Methode besteht darin, dass diese Bestimmung des Emissionsgrades mit dem Pyrometer nur während Tauchversuchen durchgeführt werden kann. Im Prinzip wird ein aus der Literatur typischer Emissionsgrad für die erste Messung verwendet und nach diesem Tauchversuch die gemessene Temperatur ausgelesen. Dieser typische Emissionsgrad kann Emissionsgradtabellen entnommen werden, welche meist vom Hersteller optischer Temperaturmessgeräte mitgeliefert werden. Liegt die gemessene Temperatur höher als die berechnete Temperatur, muss der Emissionsgrad erhöht werden, um die gemessene Temperatur zu senken. Folglich kann dann vor dem zweiten Tauchversuch der Emissionsgrad leicht geändert und das Ergebnis nach dem Versuch ausgelesen werden. Diese Vorgehensweise muss so lange wiederholt werden, bis der exakte Emissionsgrad für dieses Material bestimmt ist. Voraussetzung für diese Methode ist jedoch, dass man den Punkt der Umwandlung auch in den Ergebnissen der Pyrometermessungen deutlich erkennen kann. Dies ist aber meist nur aus jenen Messungen erkennbar, die bei Proben mit einer homogenen Temperaturverteilung werden. Als Beispiel hierfür ist eine derartige Abkühlkurve in **Abbildung 3-12** dargestellt.

Alternativ zu dieser Methode bietet sich aufgrund des Einbaus eines CaF_2 Sichtfensters eine weitere und möglicherweise kostengünstigere Methode der Bestimmung an. Die Ergebnisse von Thermokameramessungen können im Nachhinein mit anderen Emissionsgraden neu berechnet werden, was bei den Ergebnissen eines Pyrometers nicht möglich ist. Um folglich für spezielle Stähle den Emissionsgrad zu bestimmen, wird hier vorgeschlagen, Thermokameramessungen an Tauchproben mit einer Verweilzeit von 3.0 s durchzuführen und daraus den Emissionsgrad im Nachhinein zu bestimmen.

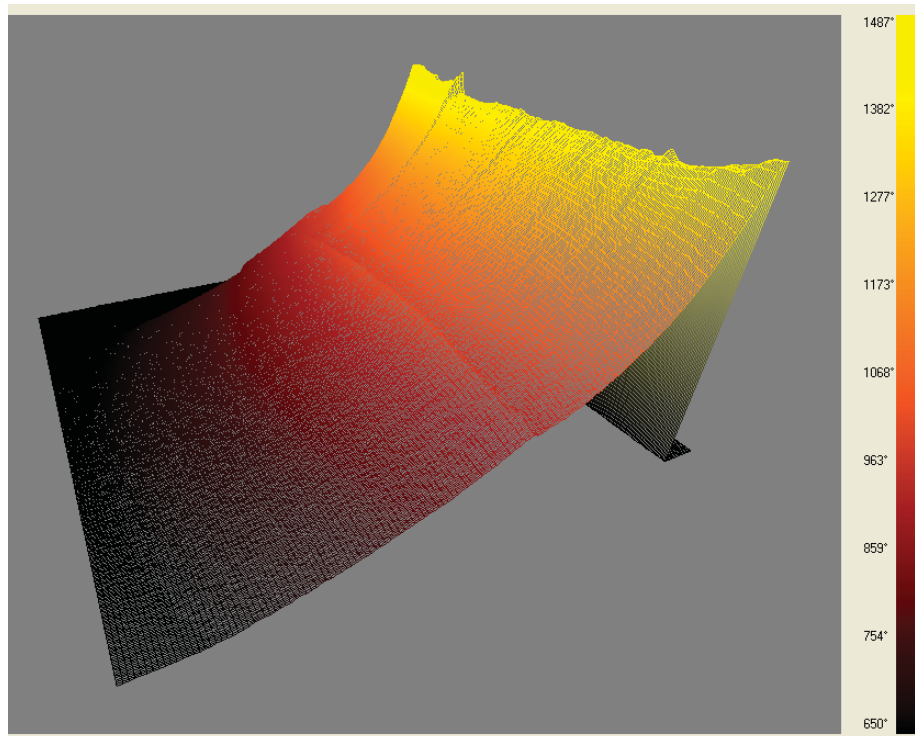


Abbildung 3-12: Abkühlungskurve entlang einer Messzeile an einer Tauchprobe mit 3,0 Sekunden Verweilzeit in der Schmelze.

3.3.3 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die A_3 Temperatur

Die Messung korrekter Temperaturen während der Abkühlung der Tauchprobe in der Schleusenammer des Schmelztauchsimulators setzt ein zuvor richtig kalibriertes Messgerät voraus. Um nun auf einem relativ einfachen Weg das, im Zuge dieser Arbeit angeschaffte Pyrometer mit Zeilenscannervorsatz in den korrekten Messbereich zu bringen, wurde eine Emissionsgradberechnung über die A_3 Umwandlungstemperatur gewählt. Bei diesem Punkt, wo sich der Austenit in Ferrit umzuwandeln beginnt, zeigt sich während der Messung der Abkühlung von Tauchproben ein Punkt der kurzen Temperaturkonstanz oder sogar einer kurzen Wiedererwärmung um wenige °C. Ein derartiges Verhalten ist auch in **Abbildung 3-13** zu erkennen. Die hier gewählte Messfrequenz betrug 5 Hz, was bedeutet,

dass der Messpunkt des Pyrometers mittels des Zeilenscanners fünfmal in einer Sekunde über die Probenbreite bewegt wurde. Jede dieser Zeilen setzt sich aus 380 Messpunkten zusammen, wovon in etwa 300 Messpunkten die Probenbreite von 40 mm abgetastet wird, die übrigen 80 Messpunkte bereits die Temperatur des angrenzenden Tauchkörpers messen.

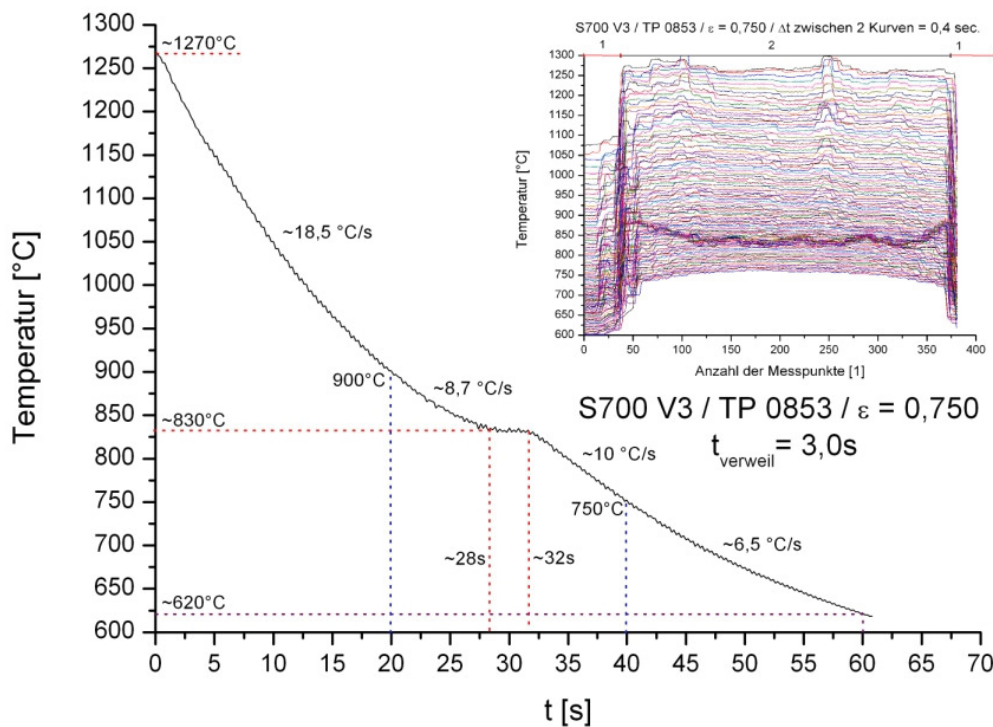


Abbildung 3-13: Abkühlkurve eines S700V3 mit $t_{\text{verweil}} = 3,0\text{s}$ und zugehöriger Abkühlung über die Breite der Tauchprobe über die Zeit.

Die Abkühlkurve dieses S700V3 mit einer Verweilzeit von 3,0 Sekunden ergibt sich folglich aus dem Mittelwert dieser 300 Punkte für jede Messzeile alle 0,2 Sekunden. Für die bessere Abbildung der Temperaturverteilung über die Probenbreite wurde jedoch nur jede zweite Messzeile zur Darstellung herangezogen. Über diese gemittelte Abkühlkurve zeigt sich der gewünschte Punkt der Umwandlung bei etwa 830 °C. Die Abkühlgeschwindigkeit bis etwa 10 Sekunden vor dem Erreichen der A_3 Temperatur beträgt in etwa 18,5 °C/s, die Abkühlung 10 Sekunden vor und nach der A_3 Temperatur sind in etwa gleich mit 10 °C/s. Die weitere Abkühlung der Tauchprobe nach dem Umwandlungspunkt ist deutlich verringert.

Betrachtet man nun die Abkühlung für eine Tauchprobe, welche nur 0,25 Sekunden in der Schmelze erstarrte, so zeigt sich in **Abbildung 3-14** ein zu erwartender anderer Abkühlverlauf als bei 3,0 Sekunden Verweilzeit. Diese beschleunigte Abkühlung resultiert aus der verringerten Masse der Probe und dem somit geringeren Wärmehalt der Probe.

Dies zeigt sich sehr gut in der mehr als doppelt so hohen Abkühlgeschwindigkeit von $44,5\text{ °C/s}$ als bei der Abkühlung der dickeren Tauchprobe mit 3,0 Sekunden Verweilzeit. Auch die weiteren Abkühlgeschwindigkeiten vor und nach der gemessenen A_3 Temperatur sind wesentlich höher als zuvor, und auch ein um 110 °C tieferer Umwandlungspunkt ergibt sich hier aus diesen extremeren Bedingungen.

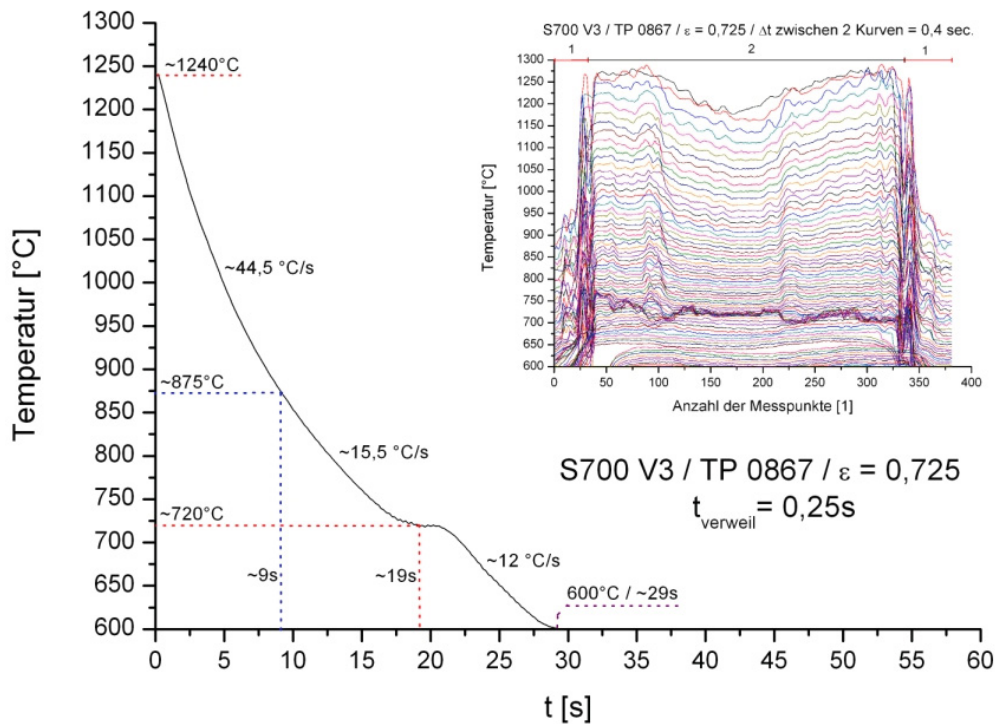


Abbildung 3-14: Abkühlkurve eines S700V3 mit $t_{\text{verweil}} = 0,25\text{s}$ und zugehöriger Abkühlung über die Breite der Tauchprobe über die Zeit.

Ein direkter Vergleich dieser beiden Abkühlkurven mit dem jeweiligen Streubereich ist in **Abbildung 3-15** dargestellt. Hierfür wurde aus mehreren Messergebnissen für einen einzelnen Emissionsgrad ($\epsilon = 0,750$) eine gemittelte Abkühlkurve mit der dazugehörigen Standardabweichung errechnet. Die Werte für eine Verweilzeit von 0,25 Sekunden streuen mit 30 °C weniger als für eine erhöhte Verweilzeit mit 45 °C Streubreite. Auffällig ist jedoch vor allem der große Unterschied der Umwandlungspunkte von mehr als 110 °C . Zwar ist ein Unterschied in den Umwandlungspunkten begründet durch unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten vorhersehbar, jedoch erscheint eine derart extreme Differenz der erhaltenen A_3 Temperaturen sehr unwahrscheinlich. Hierfür wurden die gemessenen Abkühlkurven ergänzend zu den errechneten simulierten Temperaturverläufen in **Abbildung 3-16** eingetragen und das zugehörige errechnete Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild (ZTU) hinzugefügt. Die Beschreibung der jeweiligen Verläufe ist

Tabelle 4-4 aus dem Ergebnisteil zu entnehmen. Als Austenitkorngröße für die Berechnung des ZTU-Schaubildes wurde ein Wert von 130 μm gewählt.

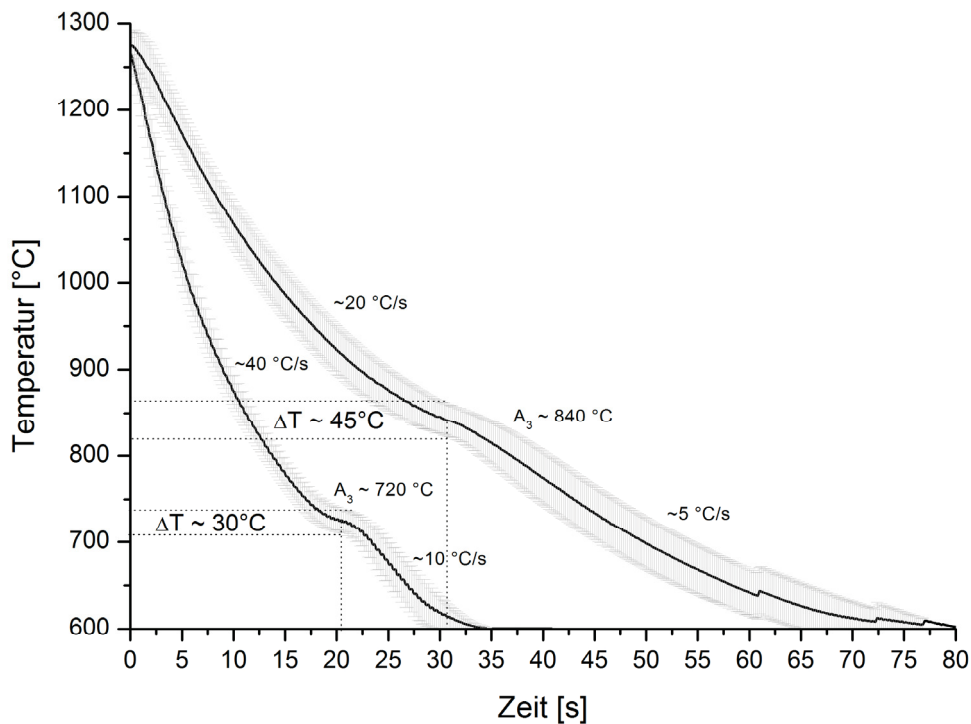


Abbildung 3-15: Vergleich der Abkühlung bei unterschiedlichen Verweilzeiten im Stahl.

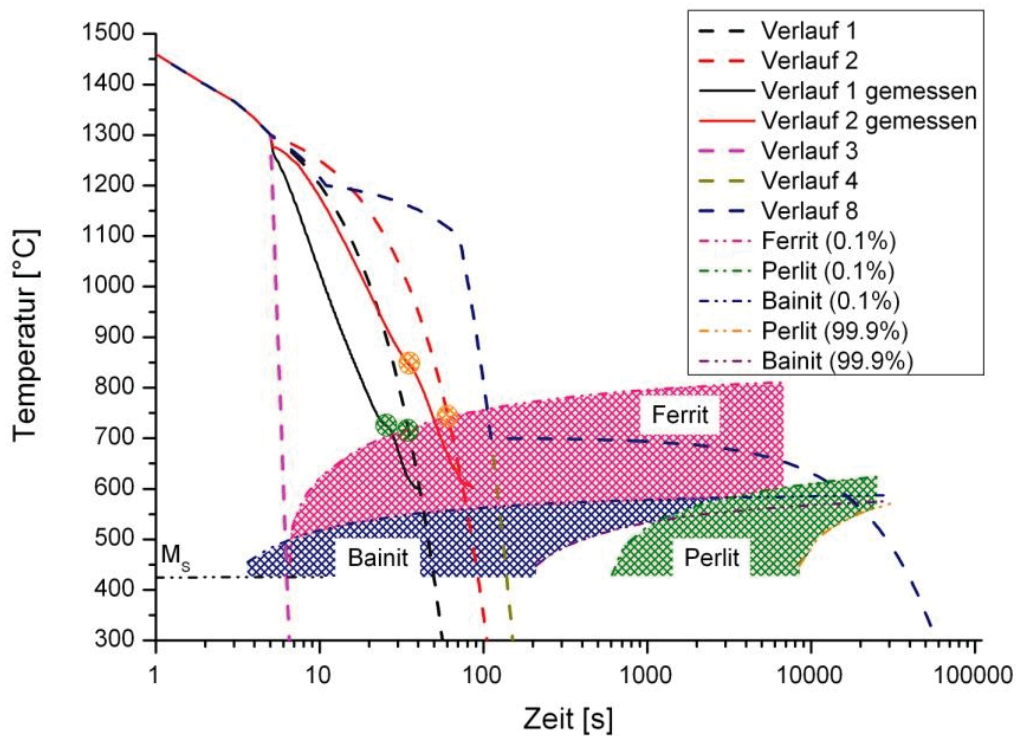


Abbildung 3-16: Abkühlkurven eines S700V3 im dazugehörigen ZTU.

Es zeigt sich für Tauchproben mit einer Verweilzeit von 0,25 Sekunden eine sehr gute Übereinstimmung der errechneten A_3 Temperatur mit der erhaltenen Temperatur über die Pyrometermessung bei einem Emissionsgrad von 0,750. Die Abweichung beträgt lediglich wenige Grad Celsius, welche im Streubereich der Ergebnisse aus **Abbildung 3-15** liegen. Der Schnittpunkt der errechneten Abkühlung mit dem Beginn der Umwandlung in Ferrit und der gemessene Umwandlungspunkt sind in **Abbildung 3-16** durch grün schraffierte Kreisflächen markiert. Die orange schraffierten Kreisflächen markieren diese beiden Punkte für Tauchproben mit einer Verweilzeit von 3,0 Sekunden. Hier zeigt sich anders als bei den Proben mit 0,25 Sekunden Verweilzeit eine Differenz von etwa 100 °C bei Messung mit demselben Emissionsgrad von 0,750. Betrachtet man diese Ergebnisse, so lässt sich somit folgendes betreffend der Emissionsgradbestimmung zusammenfassen:

- Bei Tauchproben mit einer Verweilzeit von 0,25 Sekunden, was der Simulation des Dünnbandgießverfahrens entspricht und Tauchproben mit Dicken von etwa 1 mm zur Folge hat, kann eine sehr gute Übereinstimmung der errechneten mit den gemessenen Umwandlungspunkte gefunden werden.
- Der Emissionsgrad kann hierfür mit einem Wert von $\epsilon = 0,750$ eingestellt werden, um gültige Messergebnisse für dünne Tauchproben zu erhalten.
- Trotz Messungen mit selbigem Emissionsgrad wie bei Proben mit 0,25 Sekunden Verweilzeit unterscheiden sich die errechneten Werte für die A_3 Temperatur an Proben mit 3,0 Sekunden Verweilzeit wesentlich von den gemessenen und liefern somit keine schlüssigen Messergebnisse.
- Diese Abweichungen bedürfen einer weiteren Untersuchung über die Einflüsse auf die Pyrometermessung am Schmelztauchsimulator, jedoch könnten Antworten hierfür in diesen Gründen zu finden sein:
 - Ungleichmäßiger Kontakt der Tauchprobe auf dem Tauchkörper mit örtlich erhöhter Wärmeabfuhr.
 - Beeinträchtigung des Messergebnisses durch Beschlagen/Verschmutzen des Sichtfensters der Schleusenkommer während dem Tauchvorgang (Atmosphären Austausch zwischen Ofenkommer und Schleusenkommer) und während dem Abkühlvorgang der Tauchproben.

Weitere Untersuchungen werden zukünftig nach der Adaption der Software des Schmelztauchsimulators über eine Messung der Temperatur der Tauchprobenfläche über ein Flächenraster durchgeführt werden, womit neue Erkenntnisse über die Abkühlbedingungen gewonnen werden können.

3.4 Versuchsauswertung

Bisher beinhaltete die Bewertung der Stähle bezüglich ihrer Vergießbarkeit nach dem Zwei-Walzen-Gießverfahren die Untersuchung der erhaltenen Tauchproben des Schmelztauchsimulators auf Mikrorissemempfindlichkeit. Die Auswertung dieser Empfindlichkeit wurde über die Aufnahme der Substratoberfläche mit einem Stereolichtmikroskop, verbunden mit der Auswertung im Programm Clemex Vision durchgeführt. Im Zuge dieser Arbeit vorangegangener Versuche an TWIP Stählen wurde eine neue Methode entwickelt, die Tiefen von Oberflächendefekten, deren Anzahl und Erscheinungsbild, die Oberflächenrauheit und das Gefüge von Tauchproben zu bestimmen.

3.4.1 Vorbereitung der Tauchproben für Härtemessungen und Gefügeentwicklung

Bei dieser Methode wird der Probenkörper in bestimmten Abständen geteilt, die erhaltenen Abschnitte eingebettet, einer Schleif- bzw. Polierbehandlung unterzogen und danach für die gewünschten weiteren Auswertungsschritte je nach Bedarf weiterbehandelt. Die durch den Tauchversuch erhaltene Probe hat eine rechteckige Geometrie mit den Abmessungen 40 x 80 mm, wobei Abweichungen durch das Erstarrungsverhalten der verschiedenen Stähle auftreten können. Für die Rissauswertung werden jedoch nur die ersten 40 mm in Tauchrichtung untersucht. Dieser 40 x 40 mm große Probenteil wird in 6 Bereiche unterteilt, wobei jeder Abschnitt eine Breite von 6 mm aufweist. Die erhaltenen Abschnitte werden anschließend eingebettet, geschliffen, poliert und können je nach Bedarf weiterbehandelt werden. In **Abbildung 3-17** ist der Ablauf bei der Probenverarbeitung zu entnehmen.

Diese Art der Probenvorbereitung eignet sich hervorragend für Tauchproben, die mit einer Verweilzeit von 0,25 Sekunden hergestellt wurden und Dicken von etwa 1 mm aufweisen. Um die erzielbaren Eigenschaften von HSLA Stählen und Stählen allgemein besser beschreiben zu können, welche über das Zwei-Walzen-Gießverfahren hergestellt werden, sind erstmals die Verweilzeiten der Tauchkörper in der Versuchsschmelze erhöht worden, um Proben mit einer Dicke größer 1 mm herzustellen. Durch die längeren Verweilzeiten und den damit verbundenen größeren Erstarrungsfortschritt können für Proben mit einer Verweilzeit von etwa 3,0 Sekunden Dicken mit durchschnittlich 3 mm erzielt werden. Diese dickeren Proben können nun durch weitere Bearbeitungsschritte zu Zugproben verarbeitet werden, was aber in einem späteren Punkt dieser Arbeit abgehandelt wird.

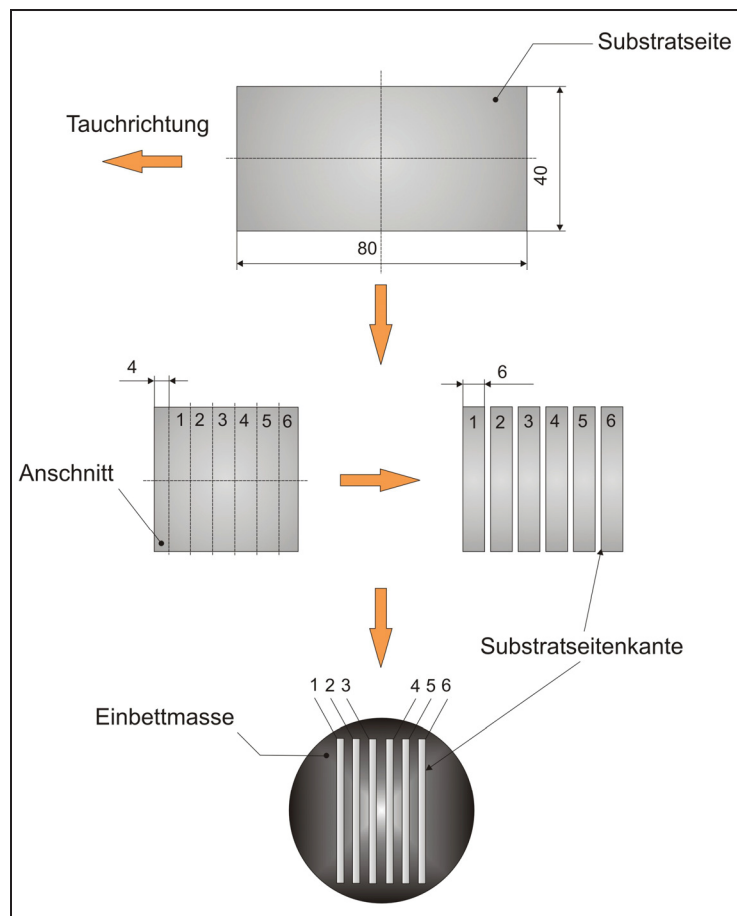


Abbildung 3-17: Probenvorbereitung für Standardtauchproben mit 0,25 Sekunden Verweilzeit.

Die Untersuchung dieser Proben auf deren Härte und Gefüge erfordert aufgrund ihrer erhöhten Dicken jedoch auch eine alternative Art der Probenvorbereitung für Gefügeentwicklungen und Härtemessungen. Durch die erhöhte Dicke ergibt sich demnach ein erhöhter Platzbedarf der einzelnen Trennstücke der Probe, wodurch das Einbetten von 6 Teilstücken in eine einzelne Probe mit Bakelit nicht mehr möglich ist. Es wurde nun eine abgeänderte Variante der bisher üblichen Probenvorbereitung während dieser Arbeit entwickelt, deren Schema in **Abbildung 3-18** dargestellt ist. Die Probe wird nach wie vor in 6 Teilbereiche unterteilt, wobei die ersten 4 Teilstücke mit Bakelit eingebettet werden und dort für eine Gefügeuntersuchung und Härteprüfung zu Verfügung stehen. Aufgrund der immer noch geringen Masse der Tauchproben im Vergleich zu konventionellen Proben kann eine derart eingebettete Tauchprobe, egal ob mit 1 oder 3 mm Dicke, nicht zu Untersuchungen unter dem Raster-Elektronen-Mikroskop herangezogen werden. Aus diesem Grund werden die Teilstücke 5 und 6 der Tauchprobe metallisch eingebettet. Durch diese Methode war es im Zuge dieser Arbeit auch möglich, Untersuchungen auf Einschlüsse in den Tauchproben eines S700MC V3 und V4 durchzuführen.

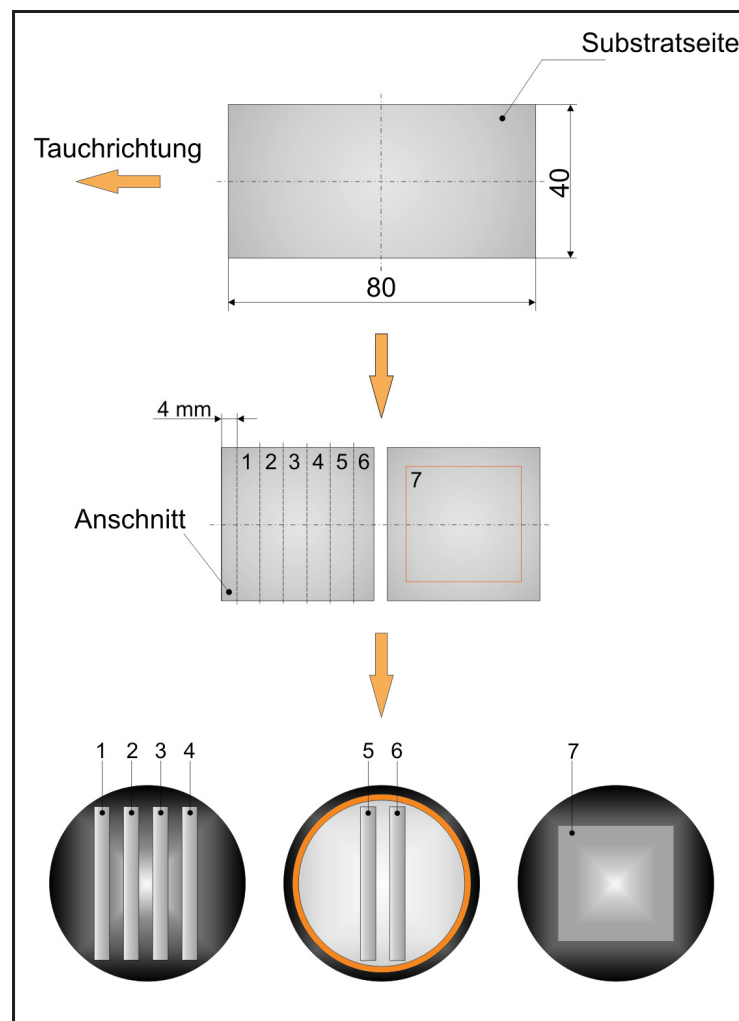


Abbildung 3-18: Probenvorbereitung der Tauchproben mit einer Verweilzeit von 3,0 Sekunden.

Der Rest der zerschnittenen Tauchproben wurde bisher für keine weiteren Untersuchungen verwendet. Aufgrund der erhöhten Dicken der Proben konnte im Zuge dieser Arbeit auch für diesen Teil der Probe eine Verwendung gefunden werden. Bei der bisherigen Probenvorbereitung wurden die Teilstücke der Schnittflächenseite nach eingebettet, wodurch die Untersuchung eines Bereiches der Tauchprobe zwischen Substratseite und Atmosphärenseite ermöglicht wurde. Somit konnten durch geeignete Ätzmethoden, welche noch später in dieser Arbeit erörtert werden, beispielsweise die Längsausdehnungen der Austenitkörner entwickelt werden. Der verbleibende Teil 7 der Tauchprobe wird nun anders als bisher der Fläche nach eingebettet. Damit ist mittels eines definierten Abtragens der Oberfläche und gezieltes Ätzen die Möglichkeit gegeben, das Wachstum der Austenitkörner auch normal zur Wachstumsrichtung zu untersuchen.

3.5 Prinzip der Härteprüfung

Die Prüfung der Härte eines Werkstoffs nach dem Eindringprinzip gehört zu den am meisten angewendeten Verfahren der Werkstoffprüfung. Die Begründung hierfür liegt darin, dass teilweise andere technisch wichtige Werkstoffeigenschaften wie Festigkeit und Verschleißwiderstand durch Härtewerte näherungsweise geschätzt werden können und ihre Ermittlung wenig aufwändig ist. Die Bauteile können nahezu zerstörungsfrei geprüft werden. International werden die Verfahren nach Brinell, Vickers und Rockwell angewendet.

Bei allen drei Prüfverfahren wird ein harter Prüfkörper senkrecht zur Oberfläche der Probe in diese eingedrückt. Diese Verfahren unterscheiden sich einerseits voneinander durch die Gestalt (Pyramide, Kegel, Kugel), andererseits durch den Werkstoff des Eindringkörpers (Stahl, Hartmetall, Diamant) sowie durch die Größe der Belastung (0,02...30 000 N) und durch die Art der Krafteinbringung (langsam bzw. "statisch", stoßartig bzw. "dynamisch"). Am entstehenden Eindruck wird ein Messwert abgelesen und daraus der Härtewert berechnet.

Abbildung 3-19 zeigt ein Härteprüfgerät, das zur Messung nach mehreren Verfahren umgerüstet werden kann. Die Prüfkraft wird durch geeichte Scheibenmassen über ein Hebelsystem auf den Eindringkörper übertragen. Ein Stoßdämpfer sorgt für ein stoßfreies Ansteigen der Last auf den Höchstwert in einer Zeit, die etwa 4 bis 8 Sekunden beträgt. Die Einwirkdauer dieser Prüfkraft ist von Werkstoff und Verfahren abhängig und liegt zwischen 2 und 30 Sekunden.

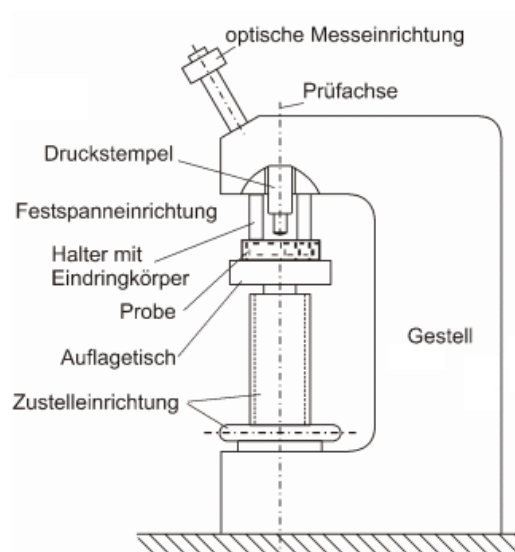


Abbildung 3-19: Aufbau eines Härteprüfgerätes [39].

Am Lehrstuhl für Eisenhüttenkunde besteht grundsätzlich die Möglichkeit eine Härtemessung nach Rockwell oder Vickers durchzuführen. Die Problematik bei Messung an den Schlifflern ergibt sich wiederum aus der geringen Breite der Schliffe (~1 mm). Bedingungen für eine repräsentative Härtemessung sind sowohl der ausreichende Abstand des Eindruckes zur Probenkante als auch die vorgeschriebene Probentiefe im Verhältnis zur Eindringtiefe. [39]

3.5.1 Härteprüfung nach Vickers

Bei der Härteprüfung nach Vickers wird ein Eindringkörper in Form einer vierseitigen, regelmäßigen Diamantpyramide mit 136° Spitzenwinkel zwischen den gegenüberliegenden Flächen verwendet. Der Vickersversuch zeigt eine große Ähnlichkeit mit dem Brinellversuch, bei dem eine Kugel statt der Pyramide verwendet wird. Die Pyramide wird mit der Prüfkraft F senkrecht in die Probe eingedrückt, die Eindruckdiagonalen d werden auf 0,002 mm genau gemessen, ihr Mittelwert gebildet und die Vickershärte errechnet. Das Prinzip ist in **Abbildung 3-20** dargestellt.

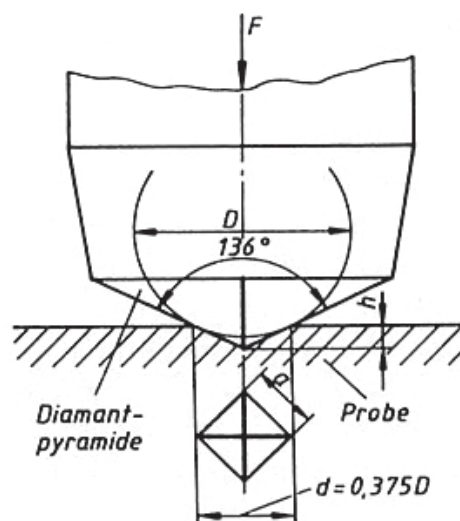


Abbildung 3-20: Prinzip der Härtemessung nach Vickers. [39]

Der Härtewert HV ergibt sich aus dem Quotienten aus aufgewendeter Prüfkraft und der Oberfläche des erzeugten Eindruckes, also der Spitze der vierseitigen Pyramide des Eindringkörpers. Tangenten schließen im Spitzenwinkel von 136° an die Brinellkugel für das günstige Verhältnis $d / D = 0,375$ ein (siehe **Abbildung 3-20**). Daraus folgt, dass bis zu einer Härte von 300 HB Vickers- und Brinellhärtewerte etwa übereinstimmen.

Dieses Verfahren eignet sowohl für weiche als auch harte Werkstoffe. Das Verhältnis aus aufgebrachtener Kraft und Größe des Eindruckes erlaubt die Anwendung kleiner und sehr

kleiner Prüfkräfte. Die Prüfung von Oberflächenschichten und dünnen Teilen ist somit ebenfalls möglich. Durch die Kleinsthärtemessung nach Vickers kann eine Messung und Darstellung des Härteverlaufs verschiedener Gefügezonen, zum Beispiel Einsatzhärteverlauf und Bestimmung der Einhärte tiefe durchgeführt werden. Mit Mikrohärteprüfern, bei denen ein Prüfdiamant in die Objektivlinse eingebettet ist, kann sogar die differenzierte Härtemessung einzelner Gefügekörner ermöglicht werden [39].

Die Härteprüfung nach Rockwell ist zwar grundsätzlich möglich, kann aber aufgrund der geringen Schliffbreite (entspricht der Tauchprobendicke) und somit der nicht einhaltbaren Abstände vom Probenrand nicht zur Messung dieser Proben angewendet werden.

3.5.2 Durchführung und Verifizierung der Härtemessungen an Tauchproben

Um die Machbarkeit von Härtemessungen an Tauchproben des Schmelztauchsimmers zu erforschen, wurden Proben mittels der zuvor beschriebenen Probenvorbereitung zu Versuchsmessungen an dem Härteprüfgerät des Lehrstuhls für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben verwendet. Um Messungen nach Vickers durchführen zu können, muss der Abstand des Eindruckes zum Rand der Probe mindestens dreimal die Länge der Diagonale der Eindruckpyramide betragen und die Probe eine gewisse Mindestdiefe besitzen.

Um diese Bedingung zu erfüllen, wurde zu Beginn die an der Prüfmaschine kleinste einstellbare Last von 1 Kilopond [kp] verwendet und über die gesamte Länge eines Schliffs mehrere Punkte gemessen. Diese hatten zum Zweck, die Konstanz der Härte über einen der 6 Einzelschliffe der Tauchprobe zu überprüfen. Eine Möglichkeit der Auswertung der Länge einer Eindruckdiagonale besteht am Härteprüfgerät selbst, jedoch wurde aufgrund der höheren Genauigkeit die Vermessung über das Programm Clemex durchgeführt. Eine dieser Vermessungen ist in **Abbildung 3-21** dargestellt.

Den Härtewert kann man direkt aus den dem Gerät beiliegenden Härtetabellen entnehmen. Durch die große Anzahl an Härtemessungen im Zuge dieser Arbeit hat es sich bewährt, die Härte auch nach folgender Formel zu berechnen.

$$HV = \frac{0,102 \cdot 2 \cdot F \cdot \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \quad (2-1)$$

Hierbei entspricht F der Kraft in Newton [N], was eine vorangehende Umrechnung der Kraft aus Kilopond [kp] nach

$$1 \text{ kp} = g \cdot 1 \text{ kg} = 9,80665 \text{ kg} \cdot \frac{\text{m}}{\text{s}^2} = 9,80665 \text{ N} \quad (2-2)$$

erfordert. Weiters entspricht d dem mittleren Eindruckdurchmesser des Härteeindrucks in Millimeter [mm], der sich nach der Formel

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (2-3)$$

errechnet. Die normgerechte Angabe der Härte erfolgt zusätzlich mit dem Vermerk des Prüfverfahrens und der Prüfkraft in Kilopond. 220 HV 3 bedeutet also einen Härtewert von 220 bei einer Last von 3 Kilopond nach Vickers.

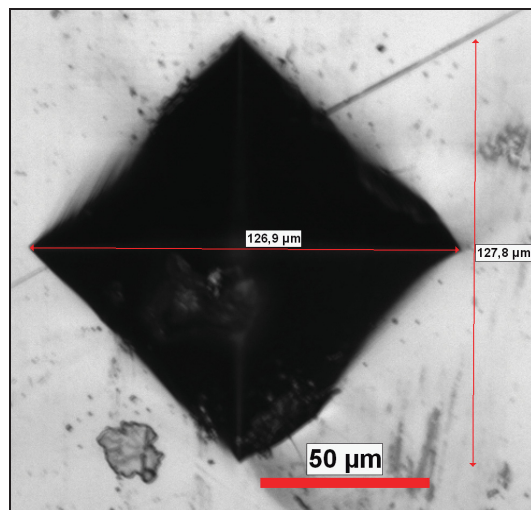


Abbildung 3-21: Härteeindruck nach HV3 und dessen Abmessung über das Programm Clemex.

Aufgrund der geringen Last von 1 Kilopond konnten erste Ergebnisse mit dem verwendeten Prüfgerät am Lehrstuhl für Metallurgie erzielt werden. Um diese Werte zu bestätigen wurden auch Messungen über ein Kleinlasthärteprüfgerät am Institut für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben getätigt. Diese Untersuchungen erfolgten nach dem Vickers-Prüfverfahren nach EN ISO 6507 und wurden mit derselben Last wie am eigenen Gerät durchgeführt. Es wurde eine sehr gute Übereinstimmung auch unter Berücksichtigung der Streuung gefunden und nachfolgende Untersuchungen wurden ausschließlich am Härteprüfgerät des Lehrstuhls für Metallurgie durchgeführt.

Es wurden zur weiteren Bestätigung dieser Ergebnisse auch Messungen nach HV2 und HV3 durchgeführt, wenn es aufgrund der Härte der Stähle unter Einhaltung der Messbedingungen (dreifacher Abstand der Eindruckdiagonalen zum Rand der Probe) möglich war. Die Härtewerte der Messungen nach HV2 und HV3 liegen in guter

Übereinstimmung mit den nach HV1 erhaltenen Werten, weisen aber eine geringere Streuung auf und somit haben sich Härtemessungen nach HV3 als sinnvoll erwiesen.

Die Härteprüfung an den Tauchproben nach oben beschriebenen Verfahren wurde immer über eine gesamte Probenbreite durchgeführt. Es wurde jedoch beobachtet, dass die Dicke der Tauchprobe von Tauchkörpervorderseite bis zur Tauchkörperrückseite ein wenig abnimmt. Dies ist auf die minimal unterschiedlichen Verweilzeiten des Tauchkörpers in der Schmelze zurückzuführen. Es musste nun auch die Kontrolle der konstanten Härte über die Länge von 80 mm einer Tauchprobe durchgeführt werden. Hierfür wurde jeweils eine Tauchprobe mit 3 s Verweilzeit eines S700MC V3 und V4 der Länge nach derart getrennt, dass nach dem Einbetten im Kalteinbettverfahren jeweils zwei Schliefflächen für Härtemessungen verfügbar waren. Nach einer Schleifbehandlung bis zu einer Körnung von 1200 und einer anschließenden Polierbehandlung auf 3 µm wurde alle 5 mm ein Härteeindruck nach HV3 durchgeführt. Der Härteverlauf über die Länge der beiden Tauchproben ist in **Abbildung 3-22** dargestellt. Es zeigt sich keine signifikante Änderung der Härte über die Länge einer Tauchprobe und die Messung über die Tauchprobenbreite rein an einem einzigen Einzelschliff kann als zulässig erachtet werden.

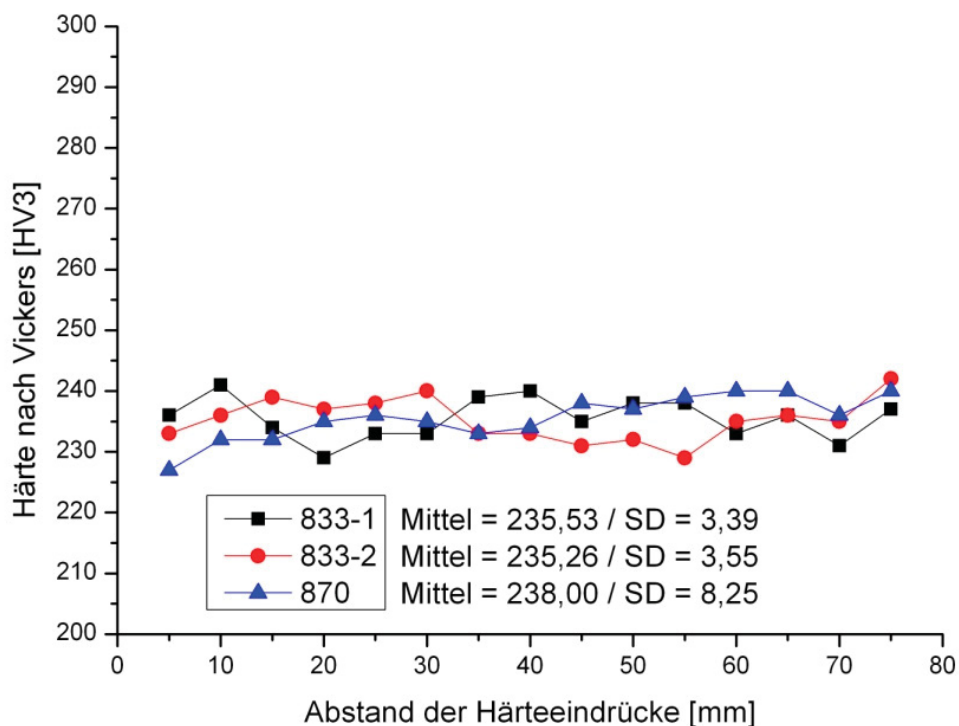


Abbildung 3-22: Härteverlauf über die Länge von 80 mm einer Tauchprobe mit 3,0s Verweilzeit.

3.6 Zugversuche nach ASTM E 517

3.6.1 Probenvorbereitung

Um die mechanischen Eigenschaften von direkt gegossenem Stahl über das Zwei-Walzen-Gießverfahren ohne einen weiteren Umformschritt zu beschreiben, können die Tauchproben des Schmelztauchsimulators an der Montanuniversität Leoben verwendet werden. Bisher war dies aufgrund der geringen Dicke der Tauchproben mit einer standardmäßigen Verweilzeit von 0,25 Sekunden jedoch nicht möglich. Durch die auf 3,0 Sekunden verlängerte Verweilzeit der Tauchkörper in der Schmelze ergeben sich Tauchproben mit einer durchschnittlichen Dicke von etwa 3 mm. Um aus diesen Tauchproben nun Vormaterial für Zugversuche zu erhalten ist es nötig, sowohl die Substratseite als auch die Atmosphärenseite der Tauchprobe planparallel abzuschleifen. Erste Versuche am Lehrstuhl für Metallurgie, die Tauchproben an eigenen Geräten planparallel zu schleifen zeigten erste Schwierigkeiten, die wiederum auf die geringen Dicken zurückzuführen waren. Sowohl die mechanische Fixierung der Proben während des Schleifens als auch die Zuhilfenahme einer magnetischen Halterung erzielten keinen Erfolg. Um nun die gewünschten Dicken von 1,0 oder 1,2 mm für das Vormaterial der Zugproben zu erhalten, wurden die Proben mittels eines speziellen Heißwachses bei etwa 160 °C eingebettet und zuallererst die Substratseite plan geschliffen. Danach wurde dieser Vorgang für die Atmosphärenseite wiederholt und die Probe auf die gewünschte Dicke geschliffen. Diese Vorbereitungen wurden für ausgewählte Tauchproben am Institut für Struktur- und Funktionskeramik durchgeführt und ergaben ein Vormaterial, wie es in **Abbildung 3-23** zu sehen ist.

Dieses Vormaterial für die Zugproben wird in Anlehnung an die ASTM E 517 wie in **Abbildung 3-24** dargestellt weiterverarbeitet. Die Abmessungen hierfür sind in **Tabelle 3-3** erläutert. Die geforderten 100 mm Länge für die Zugproben können aufgrund der Tauchkörpergeometrie und der damit erhaltenen Tauchprobenlänge von 80 mm nicht erreicht werden. Dies wird durch eine erhöhte Haltekraft der Zugprobenaufnehmer kompensiert. Im Idealfall können aus einer Tauchprobe 2 Zugproben hergestellt werden, indem diese wie in **Abbildung 3-24** dargestellt aus dem plan geschliffenen Vormaterial herausgerodiert werden. Je nach Erstarrungsverhalten der Tauchproben kann deren Dicke sehr unterschiedlich sein. Dies kann dazu führen, dass nach dem Planschleifen der Proben noch vereinzelt ungeschliffene Stellen vorhanden sein können, die sich nicht im Bereich der Versuchslänge befinden dürfen. Es muss also vor dem Erodieren die Wahl getroffen werden,

ob nur 1 einzelne Zugprobe oder im Idealfall 2 Zugproben unter Einhaltung der Anforderungen der Norm ASTM E 517 hergestellt werden können.

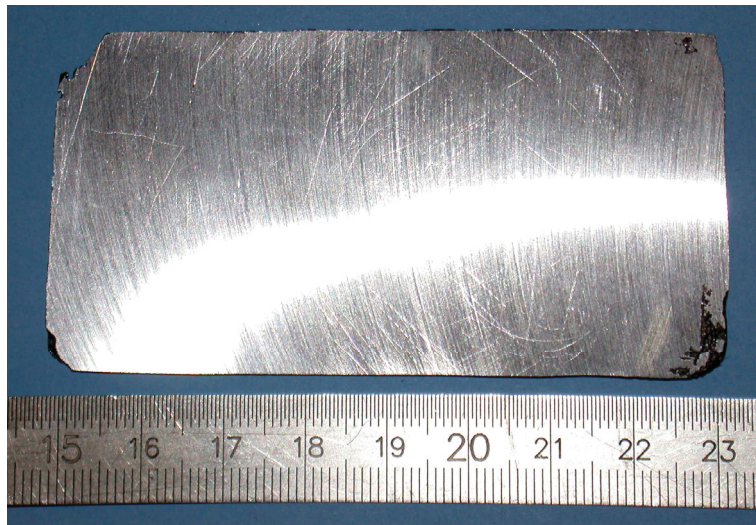


Abbildung 3-23: Planparallel geschliffene Tauchprobe des STS.

Tabelle 3-3: Abmessungen und Toleranzen laut ASTM E 517 für Flachzugproben [40].

Bezeichnung		[mm]	Tol. [mm]
Probendicke		0,3 bis < 5	
Probenbreite	b	12,5	± 0,025
Kopfbreite	B	20	± 0,5
Radius	R	13	± 0,5
Versuchslänge	Lc	35	± 0,5
Gesamtlänge	Lt	100	± 1
Parallelitätstoleranz	t	0,05	

Diese Abmessungen stellen eine Anlehnung an die Norm ASTM E 517 dar, wobei jedoch die Versuchslänge verkürzt wird. Diese Norm wird grundsätzlich zur Bestimmung der senkrechten Anisotropie von Blechen verwendet, um die Tiefzieheigenschaften zu ermitteln.

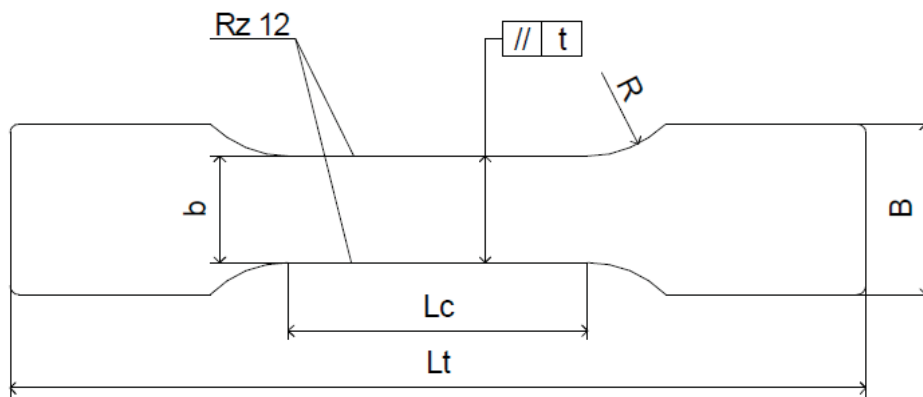


Abbildung 3-24: Abmessungen und Schema einer Flachzugprobe nach ASTM E 517 [40].

Somit kann die Herstellung von Zugproben aus Tauchproben des STS mit einer Verweilzeit von 3,0 oder mehr Sekunden in **Abbildung 3-25** zusammenfasst werden.

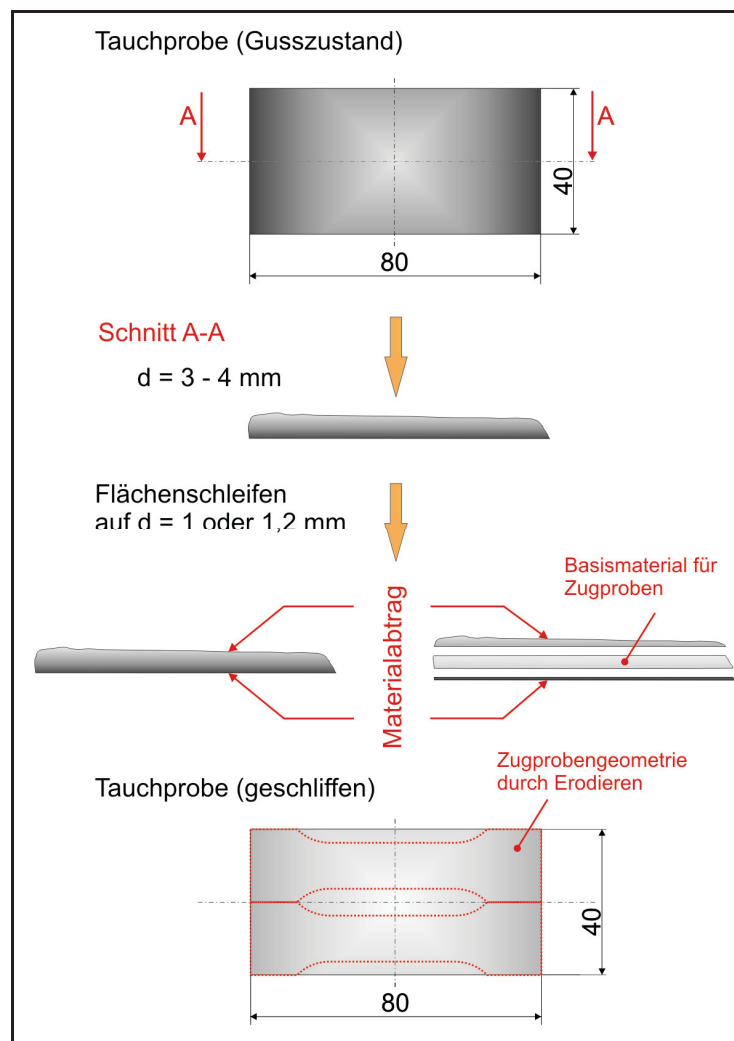


Abbildung 3-25: Flussdiagramm der Zugprobenherstellung aus Tauchproben des STS.

3.7 Ätztechnik für einen S700 MC

Für die metallographischen Untersuchungen an den Variationen des S700 MC wurden die bereits für die Härteprüfung eingebetteten Proben genutzt. Vor dem Ätzen findet ein Schleifprozess bis zur Körnung 1200 statt. Nachfolgend kommt ein Poliervorgang mit Diamantsuspensionen mit einer Körnung von 9 µm bis 3 µm zum Einsatz, anschließend kann noch eine Polierbehandlung mit OPS erfolgen. Für die Ätzungen der Variationen eines S700MC wurden verschiedene Ätz-Methoden probiert. Eine Aufzählung dieser Methoden ist in **Tabelle 3-4** gegeben.

Tabelle 3-4: Verwendete Ätzverfahren zur Entwicklung der Austenitkörner an S700 V1–V4

Ätzmittel	Lösung
Alkoholische Salpetersäure (Nital) [41] RT / wenige Sekunden	3 cm ³ Salpetersäure - HNO ₃ 97 cm ³ Alkohol - C ₂ H ₅ OH
Ammoniumperoxidisulfat [41] RT / wenige Sekunden bis zu einer Minute	100 cm ³ Wasser - H ₂ O 10 g Ammoniumperoxidisulfat
Pikrinätzung nach Beched-Beaujard [41] RT oder bis 60° C wenige Minuten bis zu einer Stunde	100 cm ³ Wasser - H ₂ O 5 cm ³ Pikrinsäure - C ₆ H ₃ N ₃ O ₇ 0,5 g Natriumalkylsulfonat
Klemm I [41] RT / 1 – 2 Minuten	Stammlösung 300 cm ³ Wasser - H ₂ O 1000 g Natriumthiosulfat - Na ₂ S ₂ O ₃ * 5 H ₂ O bei ca. 40° C auflösen Ätzlösung 100 cm ³ Stammlösung 2 g Kaliumdisulfit - K ₂ S ₂ O ₅
Beraha II [41] RT / 10 – 30 Sekunden	Stammlösung 800 cm ³ Wasser - H ₂ O 400 cm ³ Salzsäure - HCl 48 g Ammoniumhydrogendifluorid - (NH ₄)HF ₂ Ätzlösung 100 cm ³ Stammlösung 1 g Kaliumdisulfit - K ₂ S ₂ O ₅

Es ist zu beachten, dass sich für jeden Stahl eine bestimmte Ätzlösung eignet. Die Ätzung mit Nital, Pikrin nach Beched-Beaujard und Ammoniumperoxodisulfat liefert Informationen über die Primärstruktur. Teilweise werden auch Ergebnisse mittels einer Ätzung nach Beraha II und Klemm I, oder auch die Kombination einer Vorätzung mit einer Strukturätzung und anschließender Farbniederschlagsätzung erzielt. Hierbei wird die Probe zunächst mit Ammoniumperoxodisulfat oder Nital geätzt um die Phasen- beziehungsweise Korngrenzen sichtbar zu machen. In einem zweiten Schritt wird die Probe der Klemm I – Ätzung unterzogen. Hierbei ist zu bemerken, dass größtenteils die Körner nach der Ätzung nur unter polarisiertem Licht sichtbar werden.

Die Methode der Pikrinätzung nach Beched-Beaujard erzielt ebenfalls teils sehr gute Ergebnisse. Mit diesem Ätzmittel lässt sich laut Literatur die Austenitkorngröße in abgeschreckten oder angelassenen Stählen nachweisen. Am besten geeignet ist diese Lösung für unlegierte oder niedriglegierte Baustähle. Mehrmaliges Ätzen und Zwischenpolieren kann zu einem besseren Ätzbild beitragen, was vor allem während der Untersuchungen im Zuge dieser Arbeit bestätigt werden konnte. Anstelle des Natriumalkylsulfonat wurde ein anderes Entspannungsmittel, nämlich Agepon verwendet, was laut Literatur zulässig ist. Hierbei wird ein Zusatz von 0,1 % als günstigste Zusammensetzung erachtet [41].

3.7.1 Bestimmung der Austenit- und Ferritkorngröße

Zur Bestimmung von Korngrößen werden in der Literatur unter anderen das Linienschnitt- und das Flächenausählverfahren genannt. Bei dem Linienschnittverfahren wird die Auszählung im Okular, auf einer Mattscheibe oder auf Fotos vorgenommen. Die Schnittlinien können entweder gerade oder kreisförmig sein. Bei dem Linienschnittverfahren werden Körner, die am Ende der Geraden nur halb geschnitten sind, als halbe Körner gezählt. Dieser Umstand kann bei dem Kreisschnittverfahren nicht eintreten, hier zählen alle Körner als Ganzes. Die Gesamtlänge der Linien dividiert durch Anzahl aller geschnittenen Körner ergibt die mittlere Abschnittslänge in mm. Ein Beispiel für eine Austenitkorngrößenbestimmung nach dem Linienschnittverfahren ist in **Abbildung 3-26** gezeigt.

Im Vergleich dazu wird beim Flächenausählverfahren die Anzahl der Körner innerhalb eines Messkreises im Okular, auf einem Foto oder auf einer Mattscheibe ermittelt. Die Vergrößerung ist so zu wählen, dass sich mindestens 50 Körner im Messkreis befinden. Der Messkreis hat eine Fläche von 5000 mm² entsprechend einem Durchmesser von 79,8 mm.

Die Anzahl der Körner, die vom Kreisrand geschnitten werden, wird halbiert und zu der Kornanzahl im Kreisinneren addiert. Nach der Umrechnung auf die Kornanzahl pro mm^2 wird der Korngrößenkennwert aus einer Tabelle entnommen oder mit Formeln berechnet [41].

Für die Auszählung der Austenitkorngrößen in dieser Arbeit wurde auf das Linienschnittverfahren zurückgegriffen. Ebenso konnte auf diesem Weg teilweise die Größe von Ferritkörnern ermittelt werden, wobei grundsätzlich die Ergebnisse nicht als absolut angesehen werden können, denn aufgrund des geringen Kohlenstoffgehaltes konnten bis auf wenige Ausnahmen die Korngrenzen nur sehr schwer sichtbar gemacht werden. Um noch eine weitere Möglichkeit der Größenbestimmung zu nennen, kann bei einem ausreichend guten Ätzergebnis direkt die Fläche der Körner ausgemessen und der äquivalente Korndurchmesser errechnet werden. Diese Methode liefert zwar die besten Ergebnisse, besitzt jedoch den Nachteil eines extrem hohen Zeitaufwands.

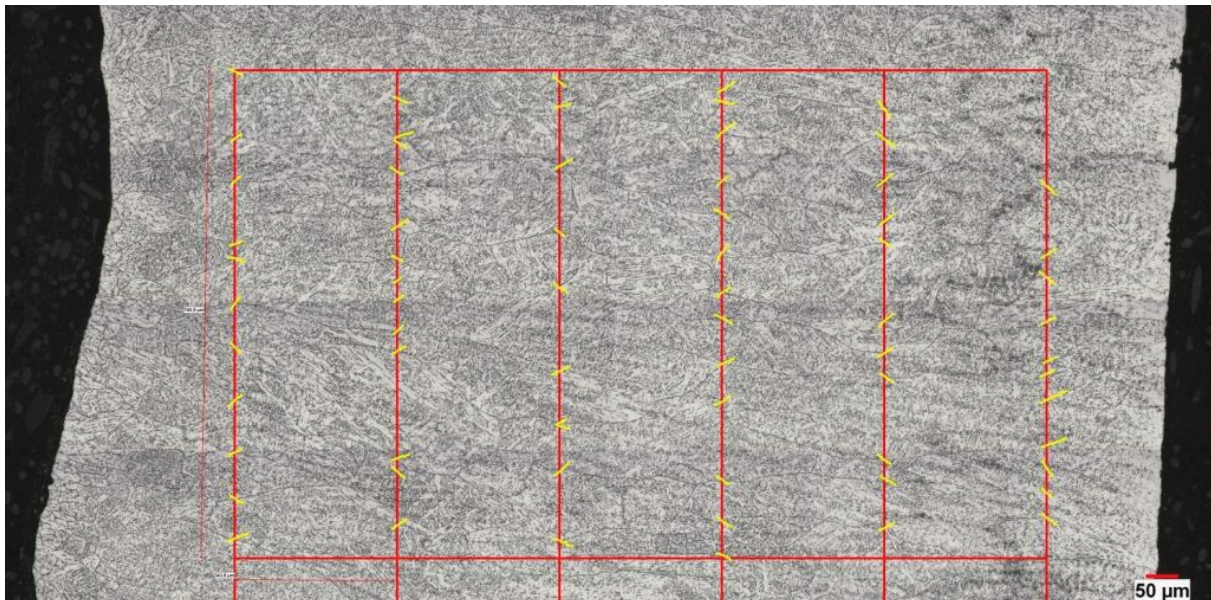


Abbildung 3-26: Linienschnittverfahren zur Auswertung der Austenitkorngröße.

Vergleicht man die Austenitkorngrößen eines V3 mit denen des V4, so zeigt sich ein Größenunterschied zwischen 50 und 70 μm . Dieses Phänomen könnte auf einen Einfluss des Schwefels auf die Gefügeausbildung zurückgeführt werden, welcher auch von Mukunthan et. al. sowohl für einen rostfreien Stahl A304 als auch für niedrigkohlige Stähle gefunden wurde. Diese Untersuchungen zeigten eine Reduzierung der Austenitkorngröße von 200 μm auf 60 μm bei einer Erhöhung des Schwefelgehaltes von 0,01 % auf 0,04 %. Proben mit erhöhtem Schwefelgehalt hatten ein vorwiegend polygonales Ferritgefüge zur Folge, geringe Gehalte an Schwefel führten zu einem überwiegend bainitischen Gefüge. Ein

Einfluss von Cu auf die Austenitkorngröße wird in der Literatur negiert, jedoch wird dadurch die Umwandlungstemperatur gesenkt und die Bildung von polygonalem Ferrit erschwert [23].

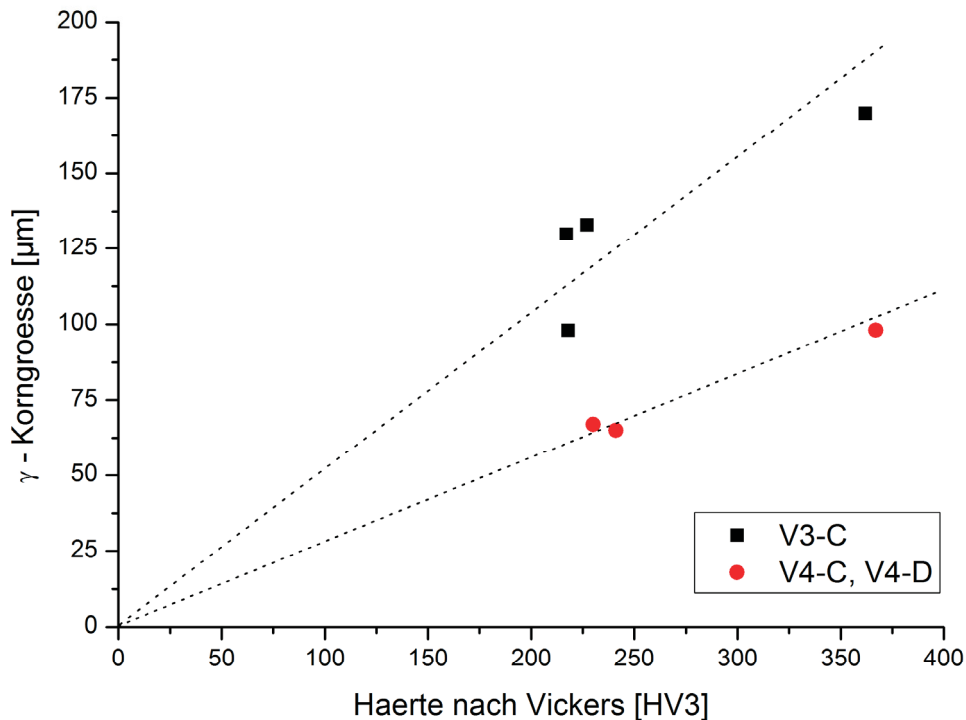


Abbildung 3-27: Härte nach Vickers [HV3] über die gemessene Austenitkorngröße.

Trotz der verringerten Austenitkorngröße kann im Allgemeinen kein Unterschied auf die Ausbildung der Gefüge an den Tauchproben mit 0,25 Sekunden und 3,0 Sekunden Verweilzeit entdeckt werden, wie später in dieser Arbeit noch erläutert wird. Jedoch kann bei der Simulation alternativer Abkühlverläufe der Einfluss des Schwefels auf die Ausbildung eines bainitischen Gefüges wie oben bereits erwähnt bestätigt werden.

Die Höchstwerte von etwa 360 HV3 ergeben sich aus der Bildung von Martensit aufgrund der Abschreckbehandlung der Tauchproben in Wasser. Trotz der unterschiedlichen Korngrößen zwischen S700V3 und V4 befinden sich die Härtewerte in etwa im selben Bereich, was möglicherweise ebenfalls der Bildung von Bainit durch den vorhandenen Schwefelgehalt bei S700V4 erklärt werden kann.

4 Ergebnisse

4.1 Versuchsplan

Bisher wurde der Schmelztauchsimulator (STS) vor allem zur Charakterisierung des Verhaltens von Stählen im Zwei-Walzen-Gießverfahren verwendet. Hauptaugenmerk lag auf der optischen Untersuchung auf Mikrorisse. Der Schmelztauchsimulator wurde im Rahmen einer Zusammenarbeit zwischen Siemens-VAI Metals Technologies und dem Christian Doppler - Labor für „Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen“ in den Jahren 2002 bis 2004 als Versuchstechnik zur Simulation der Anfangserstarrung im Bandgießprozess entwickelt. Die Bestimmung mechanischer Kennwerte über eine Härteprüfung und Zugversuche an den Proben stellt die nächste Stufe der Anwendungsmöglichkeiten des Schmelztauchsimulators dar. Härteprüfungen sind, wie bereits in Kapitel 3.5.2 erwähnt, erstmals bei Versuchsserien in den Jahren 2006 und 2007 durchgeführt und auf Gültigkeit überprüft worden. Die Herstellung von dickeren Tauchproben zur Herstellung von Zugproben nach ASTM E 517 wurde erstmals im Zuge dieser Arbeit erprobt.

Die Herstellung dickerer Proben („dicker“ bedeutet in diesem Zusammenhang Proben mit einer Dicke von 2 bis 3 mm) verlangte eine Verlängerung der Haltezeit in der Schmelze auf drei Sekunden. Diese Veränderung der Versuchsbedingungen führt von den Verhältnissen des Bandgießens, mit charakteristischen Erstarrungszeiten von weniger als 0,5 s weg. Da es nicht möglich ist, aus Proben mit einer Dicke von 1 bis 1,5 mm repräsentative Zugproben zu erzeugen, wurde der Vergleich der mechanischen Eigenschaften durch Härtmessungen durchgeführt. Diese Ergebnisse sind in Kapitel 4.4 dargestellt. Wie zu erwarten war, führt die

längere Erstarrungszeit zu einer dickeren Probe und – unter gleichen Randbedingungen – zu einer langsameren Abkühlung. Dies bedeutet eine geringere Härte (Festigkeit) und eine verbesserte Duktilität (Bruchdehnung).

Die Einstellung der genauen Legierungsgehalte in der Schmelze im Vakuum-Induktions-Ofen des Lehrstuhles für Metallurgie und das Verhalten dieser Elemente ist, verbunden mit der gleichzeitig benötigten Analyse über ein Funkenspektrometer, ein zeitaufwändiger Prozess. Um nun die Machbarkeit der verlängerten Verweilzeit der Tauchkörper in der Schmelze zu studieren erschien es sinnvoller, die vom Industriepartner gewünschte Legierung auf die drei Legierungselemente C, Mn und Si zu reduzieren. Die Basislegierung für die hier durchgeführten Untersuchungen ist der S700MC. Da dieser Stahl mit Ni und Mo legiert und mit Nb und Ti mikrolegiert ist, wurde zu Beginn eine Referenzuntersuchung an einer Legierung mit selben C-, Mn- und Si-Gehalt aber ohne Ni, Mo, Nb und Ti durchgeführt.

Der nächste Schritt war, die geforderten Gehalte an Nb und Ti in einer neuen Schmelze zusätzlich zu C, Mn und Si einzustellen und deren Verhalten während der Tauchversuche und deren Wirken über eine Ausscheidungshärtung zu untersuchen. Um nun die eigentlich geforderte Legierung zu erhalten, wurde zuletzt noch der Gehalt an Mo und Ni eingestellt um die verfestigende Wirkung dieser Elemente auf die Tauchprobe zu untersuchen, wobei noch auf einen speziellen Gehalt an N abgezielt wurde. Die Abwandlung des S700MC zu einem S700 V4 durch Zulegieren von Cu und S hat zum Zweck, den Einfluss erhöhter Cu- und S-Gehalte sowie den Einfluss einer möglichen CuS/Cu₂S Ausscheidung zu untersuchen.

Die Vorgaben nach der Norm DIN EN 10149 für einen Stahl mit hoher Streckgrenze zum Kaltformen, im Speziellen für den in dieser Arbeit gewählten S700 MC, sind in **Tabelle 4-1**, eine Auflistung der untersuchten Legierungen ist in **Tabelle 4-2** gegeben. Für die weitere Darstellung der Ergebnisse werden die Versuchserien wie in **Tabelle 4-3** aufgelistet bezeichnet. Hierbei sind sowohl die Verweilzeiten der Tauchkörper in der Schmelze, die Schmelzzusammensetzungen und deren Abweichungen, die nachträglichen Verwendungen der Tauchproben und die durchgeführten Abkühlkurven eingetragen. Die Charakteristika der jeweiligen Abkühlkurven und Wärmebehandlungen der Tauchproben sind in **Tabelle 4-4** angeführt.

Tabelle 4-1: Vorgaben für einen S700 MC nach DIN EN 10149 [42].

	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al	%Nb	%Ti	R _{eH}	R _m	A ₈₀	A ₅
	max.	max.	max.	max.	max.	min.	max.	max.	min.	[MPa]	[%]	[%]
S700MC	0,120	0,600	2,100	0,025	0,015	0,015	0,009	0,022	700	750-950	10	12

Tabelle 4-2: Auflistung der mittleren Zusammensetzungen der Variationen eines S700MC

S700	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mo	%Ni	%Al	%Cu	%Nb	%Ti	%N
V1	0,058	0,307	1,903	0,002	0,006	0,012	0,014	0,004	0,026	0,003	0,001	0,003
V2	0,055	0,308	1,910	0,003	0,002	0,011	0,015	0,004	0,026	0,042	0,019	0,003
V3	0,058	0,349	1,886	0,002	0,004	0,198	0,197	0,008	0,029	0,043	0,025	0,003
V4	0,060	0,372	1,970	0,003	0,024	0,202	0,213	0,036	0,306	0,004	0,042	0,003

Tabelle 4-3: Versuchsvariationen der untersuchten Schmelzen des S700MC

S700	Var.	t_{verweil} [s]	Legierung	T-Verlauf	Verwendung
V1	-A	0,25	V1	1	Härtemessung; Rissuntersuchung
	-B	2,00	V1	1<x<2	Härtemessung
	-C	2,00	V1 + 0,2% Cr	1<x<2	Zugversuche
	-D	3,00	V1 + 0,3% Al	2	Härtemessung; Zugversuche
V2	-A	0,25	V2	1	Härtemessung; Rissuntersuchung
	-B	3,00	V2	2	Härtemessung; Zugversuche
	-C	3,00	V2 + 0,2% Cr	2	Zugversuche
V3	-A	0,25	V3	1	Rissuntersuchung
	-B		V3 + 0,2% Cr	1	Härtemessung
	-C	3,00	V3	2-9	Härtemessung; Zugversuche; Veränderte Abkühlung; WB1-3
	-D		V3 + 0,2% Cr	2	Zugversuche
V4	-A	0,25	V4	1	Rissuntersuchung; Härtemessung
	-B	3,00	V4	2	Zugversuche
	-C		V4 + 0,2% Al	2-4; 8	Härtemessung; Zugversuche; Veränderte Abkühlung

4.2 Abbildung unterschiedlicher Temperaturzyklen im Dünnschmelztauchprozess mit dem Schmelztauchsimulator

Um das Gefüge und somit die Werkstoffeigenschaften eines Stahls vorhersagen zu können ist es erforderlich, die Temperaturgeschichte des Bandes zu kennen. Mit der thermischen Geschichte sind Vorgänge wie Kornwachstum, Gefügeumwandlung und Ausscheidung verbunden. Wie in Kapitel 2.4.2 ausgeführt, kann es im nach geschalteten Verformungsprozess zur Rekristallisation kommen, allerdings nur bei verhältnismäßig hohen Umformgraden. Das Aufbringen hoher Umformgrade ist jedoch nicht Ziel der nachfolgenden Verformung, sodass man davon ausgehen kann, dass die Verformung die Ausbildung des Gefüges des Bandes – wenn überhaupt – nur nahe der Oberfläche beeinflusst. Die Simulation der thermischen Geschichte im STS erscheint deshalb ausreichend, um Aussagen über die Eigenschaften eines unter vergleichbaren Bedingungen erzeugten Bandes treffen zu können.

Der Tauchkörper wird nach einer zuvor definierten Verweilzeit in der Schmelze innerhalb von etwa 1 Sekunde zurück in die Schleusenkammer befördert. Durch die Installation eines Pyrometers mit Zeilenscanner ist es möglich, den Abkühlvorgang der Tauchprobe ab diesem Zeitpunkt zu messen. Dies kann bis zu einer Temperatur von etwa 600 °C, der unteren Messgrenze des Pyrometers, erfolgen. Bei geeigneter Montage des Pyrometers kann somit die Probe theoretisch zu jeder gewünschten Temperatur, solange diese im Messbereich des Pyrometers liegt, der Schleusenkammer entnommen und der Abkühlverlauf verändert werden. Eines der Ziele dieser Arbeit war es, einerseits die Messung des Temperaturverlaufes einer Tauchprobe zu ermöglichen, andererseits nach Erhalt dieser Informationen den Abkühlungsverlauf der Tauchprobe auch zu verändern. Durch das Fehlen einer Möglichkeit der Umformung der Tauchproben direkt während beziehungsweise nach den Tauchversuchen werden jegliche Behandlungsschritte direkt an den Gussproben durchgeführt.

Im Zuge dieser Arbeit wurde auch ein Tischmodell eines Wärmebehandlungsofens angeschafft, welches bis zu Temperaturen von 1300 °C geregelt werden kann. Somit kann nun eine kontrollierte Abkühlung ab dieser maximalen Temperatur erreicht werden. Schwierigkeiten ergeben sich allein aufgrund des Entnahmeprozesses der Tauchprobe aus der Schleusenkammer. Dieser Entnahmeprozess besteht derzeit aus dem Entfernen des Pyrometers aus der Messposition oberhalb des Deckels in eine Ruheposition, womit eine Öffnung des Deckels ermöglicht wird, der darauf folgenden Öffnung der Schleusenkammer und schließlich der Entfernung der Tauchprobe von der Tauchkörperoberfläche. Da dieser

Vorgang eine gewisse Zeit in Anspruch nimmt, muss der Entnahmeprozess bereits bei einer höheren Temperatur erfolgen, um zuletzt die Probe mit der korrekten Temperatur in den Wärmebehandlungssofen einbringen beziehungsweise die weiteren Abkühlprozesse durchführen zu können. Das derzeit mögliche Arbeitsfenster ist gelb unterlegt in **Abbildung 4-1** eingezeichnet.

Weiters sind in **Abbildung 4-1** die Abkühlverläufe ausgewählter Tauchproben eingetragen. Die resultierenden Gefüge und Härtewerte der Proben sind dem Ergebnisteil dieser Arbeit zu entnehmen. Die gelbe Linie (1) stellt den Temperaturverlauf für Tauchproben mit einer Verweilzeit von 0,25 Sekunden dar, die braune Linie (2) verläuft fast parallel zur gelben und zeigt die etwas langsamere Abkühlung von Tauchproben mit 3,0 Sekunden Verweilzeit. Alle hier beschriebenen weiteren Abkühlverläufe wurden für Tauchproben mit 3,0 Sekunden Verweilzeit durchgeführt.

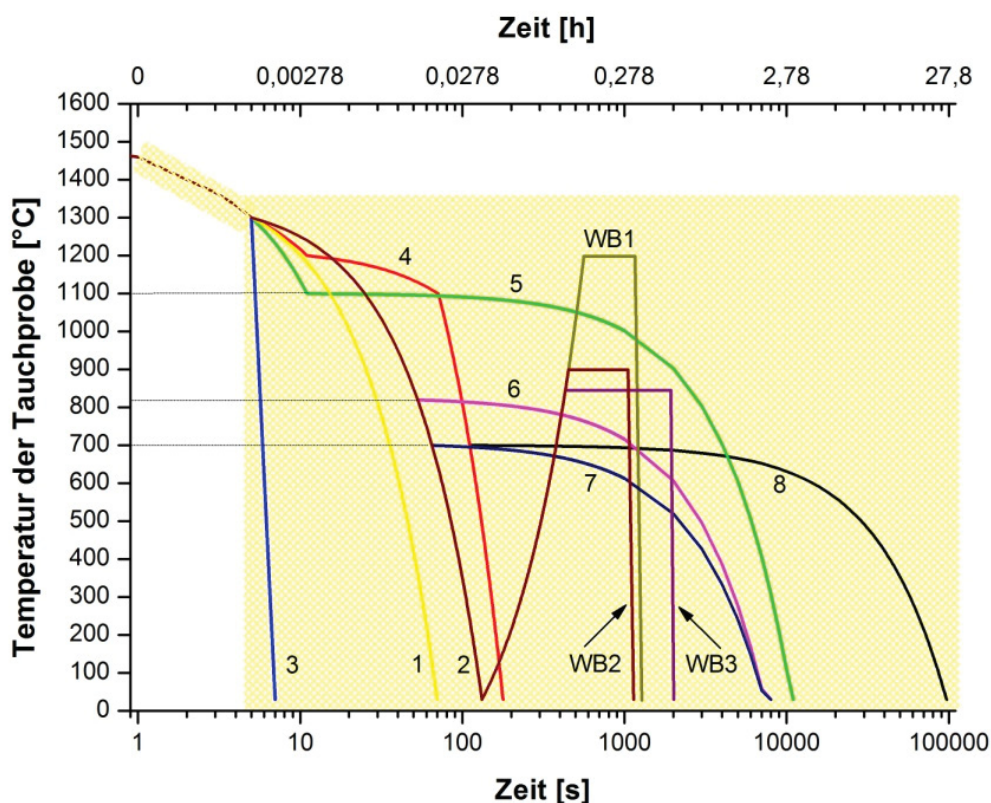


Abbildung 4-1: Durchgeführte Abkühlungsverläufe für Variationen eines S700MC und ein möglicher Arbeitsbereich für Wärmebehandlungen durch Anschaffung eines Tischmodells eines Wärmebehandlungssofens.

Die schnellste Abkühlung einer Tauchprobe wurde durch das Abschrecken der Probe in Wasser erreicht und ist als blaue Linie (3) eingezeichnet. Um nun den Temperaturverlauf des

Dünnbandes in der „Hot-Box“ abzubilden, wie sie in **Abbildung 2-2** zu sehen ist, wurde für ausgewählte Tauchproben ein Temperaturverlauf entsprechend der roten Linie (4) gewählt und die Proben nach der Entnahme aus der Schleusenkammer für 60 Sekunden bei 1200 °C auf konstanter Temperatur gehalten, danach an Luft abgekühlt. Weiters wurde ein Verlauf entlang der grünen Linie (5) simuliert um das Austenitkornwachstum zu beobachten, indem die Probe von 1100 °C weg einer Alterung unterzogen wurde.

Wie bereits zuvor erwähnt besteht die Schwierigkeit der Änderung der standardmäßigen Abkühlung von Tauchproben in der Entnahme der Tauchproben aus der Schleusenkammer, um die Proben mit exakter Temperatur in den nächsten Wärmebehandlungsschritt zu überführen. Für die Abbildung komplexerer Abkühlverläufe über den Schmelztauchsimulator werden während der Tauchversuche mehrere Wärmebehandlungsöfen benötigt. Das Tischmodell wurde während der Versuche für Temperaturen über 1000 °C verwendet, für Temperaturen darunter wurde ein weiterer Ofen im Wärmebehandlungsraum des Lehrstuhles für Metallurgie genutzt, die Abkühlungsverläufe zwischen diesen gewünschten Temperaturen ergaben sich über die Transportwege zwischen den einzelnen Öfen.

Um den Einfluss der Haspeltemperatur und der damit stark verringerten Abkühlgeschwindigkeit zu simulieren, wurde einerseits ein Temperaturverlauf entsprechend der rosaroten Linie (6) mit einer Haspeltemperatur von 820 °C gewählt. Weiters wurde eine Starttemperatur von 700 °C für einen Temperaturverlauf entlang der schwarzen (8) und dunkelblauen (7) Linie gewählt, welche sich beide durch unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten unterscheiden.

Die komplexeren Temperaturverläufe setzen sich aus einem Halten der Tauchproben bei 1200 °C und einer darauf simulierten Haspeltemperatur von 700 °C zusammen. Zuletzt wurden für Tauchproben mit 3,0 Sekunden Verweilzeit und standardmäßiger Abkühlung auf Raumtemperatur eine nachfolgende Wärmebehandlung zur Entwicklung unterschiedlicher ferritischer Gefüge durchgeführt, deren Verläufe speziell in **Abbildung 4-2** dargestellt sind. Die Überlegungen hierzu basieren auf den Untersuchungen von Shiang et al. und wurden in Kapitel 2.4.2 beschrieben.

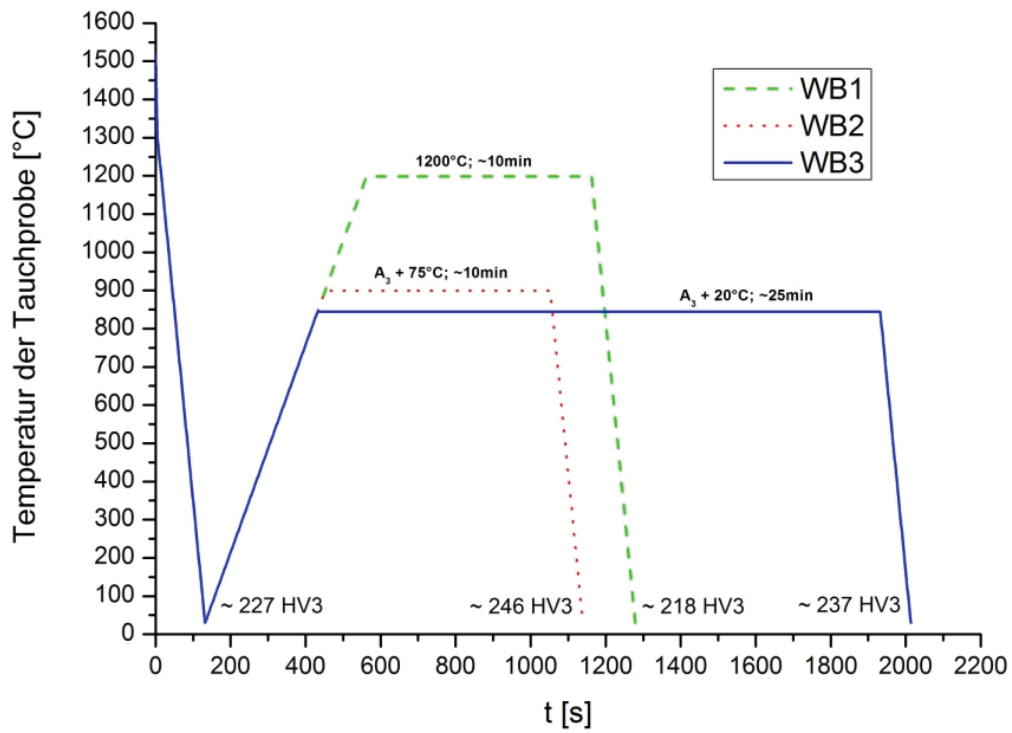


Abbildung 4-2: Durchgeführte Wärmebehandlungen an V3-C.

Tabelle 4-4: Zusammenfassung der Temperaturverläufe.

Verlauf Nr.	t_{verweil} [s]	Behandlung	Simulation / Ziel
1	0,25	T↓ an Luft; ~20-50°C/s	Rissuntersuchung; Härtemessung
2	3,00	T↓ an Luft; ~10-20°C/s	Zugversuche; Härtemessung
3	3,00	T↓ in H ₂ O; ~ 400°C/s	Härtemessung; Gefügeuntersuchung
4	3,00	60s bei T = 1200 °C + T↓ an Luft	Simulation des Bereiches zwischen Gießwalze und Walzgerüst („Hot-Box“)
5	3,00	T↓ von 1100 °C mit ~25 °C/h	Simulation einer Alterung bei 1100 °C
6	3,00	T↓ von 820 °C mit ~400 °C/h	Simulation einer Haspeltemperatur von 820°C
7	3,00	T↓ von 700 °C mit ~400 °C/h	Simulation einer Haspeltemperatur von 700°C
8	3,00	T↓ von 700 °C mit ~25 °C/h	Simulation einer Haspeltemperatur von 700°C mit alternative Abkühlrate
WB1	3,00	10 min 1200 °C T↓ an Luft	Erzielung eines Widmanstätten - Ferrit
WB2	3,00	10 min 900 °C T↓ an Luft	Erzielung eines feinen globularen Ferrits
WB3	3,00	25 min 845 °C T↓ an Luft	Erzielung eines Mischgefüges aus globularen und Widmanstätten - Ferrits

4.3 Empfindlichkeit der untersuchten Stähle auf Mikrorissbefall

Die Untersuchung der Stähle auf ihre Rissempfindlichkeit ist ein wichtiges Kriterium für die Bewertung ihrer Vergießbarkeit im Bandgießprozess. Für jede Legierung werden 20 Tauchproben zur optischen Untersuchung unter einem Stereomikroskop herangezogen und auf jeder Probe eine Fläche von 40 x 40 mm auf Mikrorisse untersucht. Für alle Proben der verschiedenen Legierungsvarianten des S700MC wurden vor allem flach verlaufende Risse aufgenommen. Die Ergebnisse der Mikrorissuntersuchung sind in **Abbildung 4-3** dargestellt.

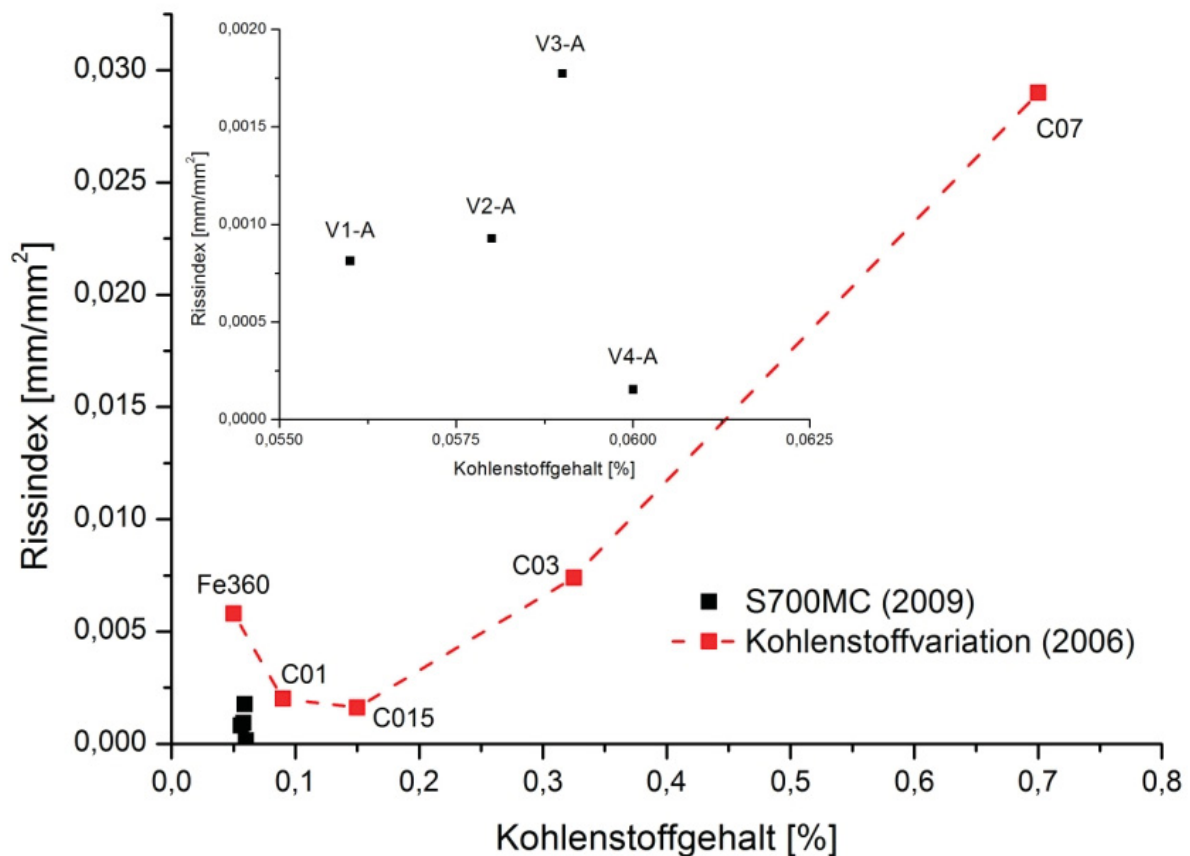


Abbildung 4-3: Vergleich der Rissindizes für die Variationen eines S700MC im Vergleich mit der Kohlenstoffvariation früherer Untersuchungen.

Der Rissindex ist die mittlere Risslänge einer Variation in [mm] geteilt durch die untersuchte Tauchprobenfläche in [mm²]. Der höchste Mikrorissbefall ist bei V3-A, der Standardzusammensetzung des S700MC zu erkennen. Während für V1-A und V2-A ein ähnlicher Rissbefall gefunden werden konnte, ist die Empfindlichkeit bei V3-A fast doppelt so hoch. V4-A zeigt hierbei den geringsten Rissbefall.

Als Vergleich wurden Ergebnisse einer Versuchsserie am STS aus dem Jahr 2006 herangezogen. Diese Versuche wurden mit denselben Versuchsparametern (Substratmaterial, Beschichtung, Topographie, Tauchzeit, Inertgas etc.) durchgeführt. Die Zusammensetzungen lagen bei den C-, Mn- und Si-Gehalten in etwas anderen Bereichen:

- Fe360 C(0,05) - Si(0,21) - Mn(0,54)
- C01 C(0,07) - Si(0,10) - Mn(0,80)
- C015 C(0,01) - Si(0,17) - Mn(0,50)
- C03 C(0,27) - Si(0,09) - Mn(0,90)
- C07 C(0,68) - Si(0,09) - Mn(0,90)

Ein zumindest tendenzieller Vergleich ist jedoch möglich und zeigt, dass die hier untersuchten Legierungsvarianten besonders günstig sind. Die besten Ergebnisse zeigen sich bei der Variante V4-A mit erhöhten Cu- und S-Gehalten. Ist ersteres noch überraschend, stimmt letzteres mit dem Inhalt eines im Jahr 2008 erschienenen Patentes überein. [44]

4.4 Vergleich der Härte des Legierungsvarianten V1 – V4

Die Härtemessungen und deren Prinzip wurden bereits in Kapitel 3.5 erklärt. Um einen Vergleich zu bereits vergossenen Stählen zu erhalten, wurden frühere Tauchproben in der gleichen Weise wie die Proben eines S700 präpariert und Härtemessungen durchgeführt. **Abbildung 4-4** stellt die unterschiedlichen Härten von V1-A bis V4-A mit früher untersuchten Legierungen dar. Die Erklärung der Beschriftungen sind in **Tabelle 4-3** nachzuschlagen.

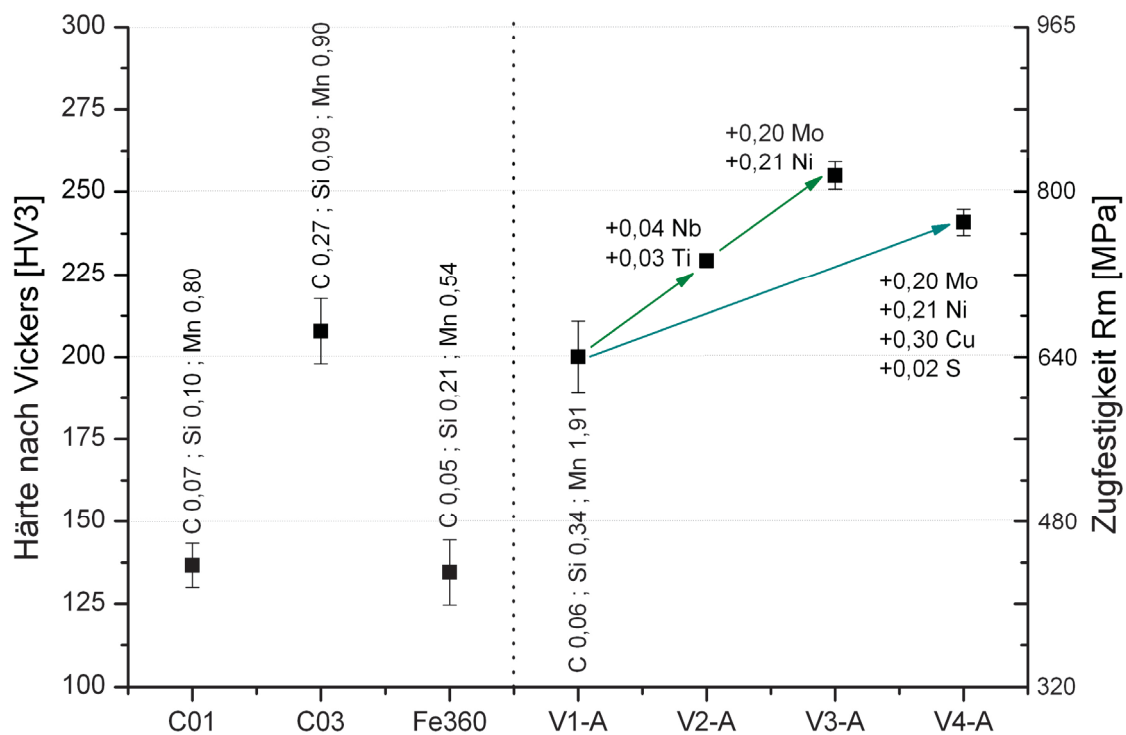


Abbildung 4-4: Härtemessungen an Tauchproben mit 0,25s Verweilzeit.

Wie zu erkennen ist, steigt die Härte zwischen einem V1-A und V2-A durch ein Legieren geringer Anteile an Nb und Ti um etwa 25 HV. Einen ähnlichen Anstieg erhält man durch zusätzliche Zugabe von Mo und Ni. V4-A weist eine etwas geringere Härte als V3-A auf, vergleichend dazu ist jedoch der Mikrorissbefall deutlich geringer, was bereits in **Abbildung 4-3** gezeigt wurde.

Trotz des ähnlichen Kohlenstoffgehaltes zwischen V1-A, C01 und C03 zeigt sich bei V1-A bereits eine erheblich höhere Härte. Eine Erklärung hierfür kann in **Abbildung 4-5** gefunden

werden. Die Streckgrenze von Ferrit steigt mit steigender Konzentration der Fremdatome linear an. Hierbei wirken sich Mn, Si, Mo und Ni bis zur Löslichkeitsgrenze dieser Elemente durch eine Mischkristallverfestigung positiv auf die Festigkeitseigenschaften des Stahls aus. Durch die deutlich höheren Mn- und Si-Gehalte des V1-A kann somit bereits ein erheblicher Härteanstieg erzielt werden. Nb und Ti wirken wie bereits beschrieben über eine Ausscheidungshärtung und können damit die Festigkeiten von Stählen steigern. Der Einfluss von diesen Mikrolegierungselementen ist in **Abbildung 4-6** gegeben.

Die Bildung von Ausscheidungen konnte in dieser Arbeit nicht über eine Untersuchung an einem Raster-Elektronen-Mikroskop bestätigt werden. Jedoch scheinen die Änderungen der mechanischen Festigkeitswerte durch das Zulegieren von Ti und Nb die Anwesenheit und das Wirken der Ausscheidungen zu bestätigen.

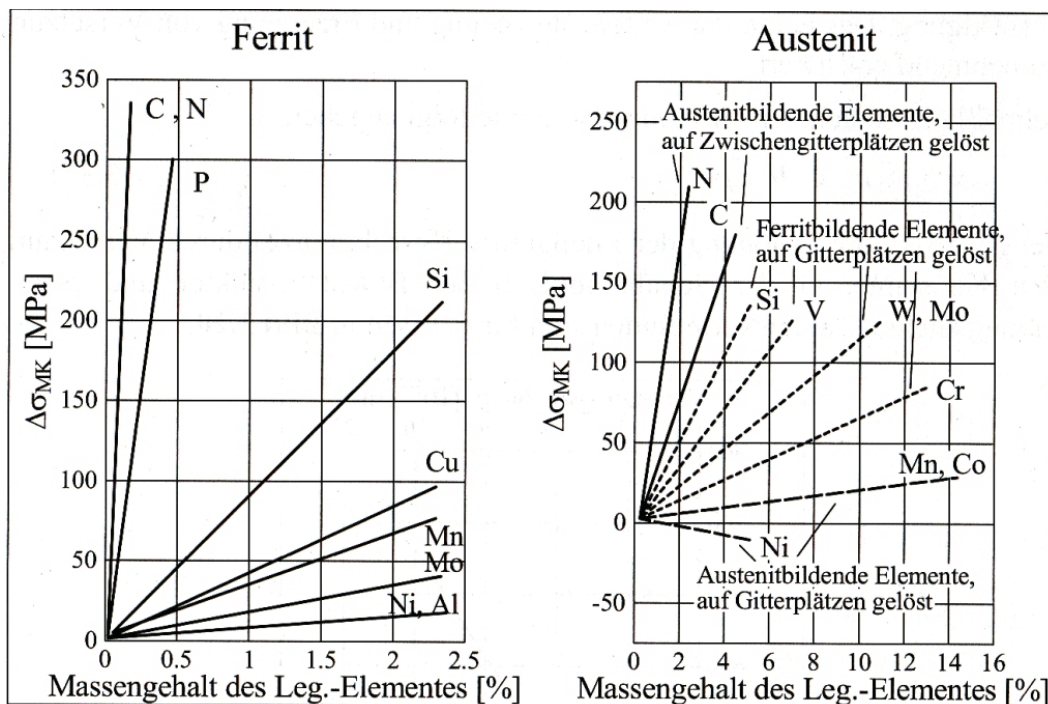


Abbildung 4-5: Einfluss des Massengehalts eines Legierungselements auf die Steigerung der unteren Streckgrenze. Links im Ferrit, rechts im Austenit.[43]

Die Durchführung von Härtemessungen am Lehrstuhl für Metallurgie selbst erwies sich im Zuge dieser Arbeit als sehr einfache und dennoch ausreichend genaue Messmöglichkeit. Die Literatur liefert Umrechnungstabellen und Formeln für die Berechnung der Zugfestigkeit über die Härtemessung nach Rockwell oder Vickers. Um nun diese Vergleichbarkeit zu überprüfen und die Richtigkeit der später noch abgehandelten Zugversuchsergebnisse festzustellen, sind in **Abbildung 4-7** die Härtewerte nach Vickers mit den erhaltenen

Zugfestigkeiten derselben Proben abgebildet. Die Standardabweichung der Ergebnisse von der Linearen Regression der Werte durch den Nullpunkt beträgt 9,2 HV3.

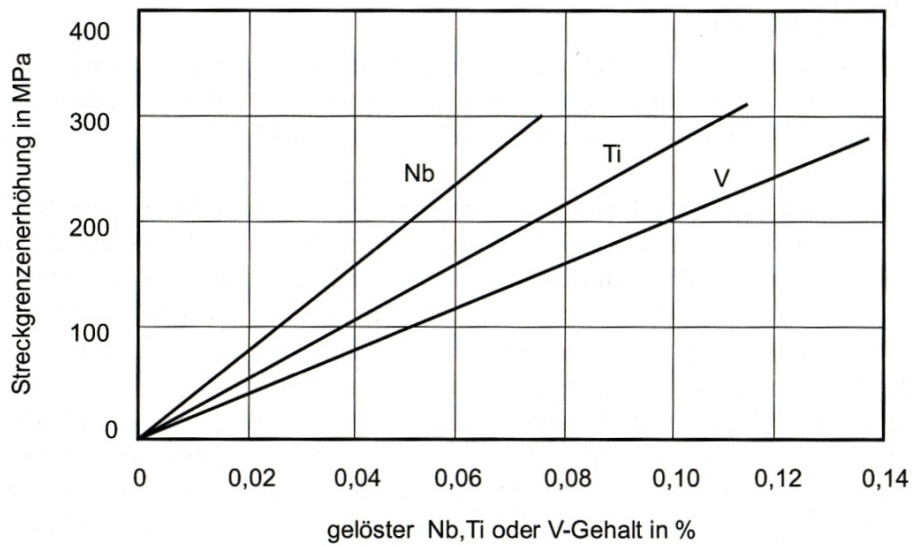


Abbildung 4-6: Streckgrenzenerhöhung durch Ausscheidungshärtung durch Nb, Ti und V.[18]

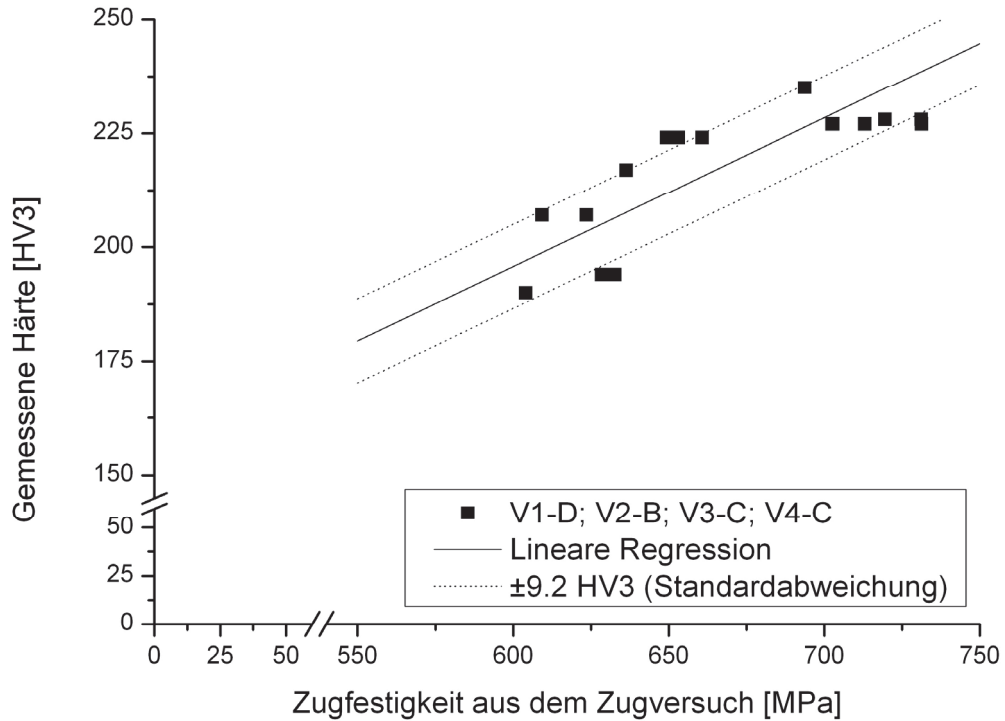


Abbildung 4-7: Härtmessungen nach Vickers HV3 mit Ergebnissen aus den Zugversuchen.

4.5 Abkühlungsverläufe und Gefüge des S700V1 – V4

Die einzelnen Abkühlungsverläufe der Tauchproben wurden bereits zuvor erörtert. **Abbildung 4-8** zeigt Verläufe, für welche auch erfolgreich ein Gefüge entwickelt werden konnte. Die Gefügebestandteile und die Härte nach Vickers dieser Gefüge sind in **Tabelle 4-5** und **Tabelle 4-6** aufgelistet.

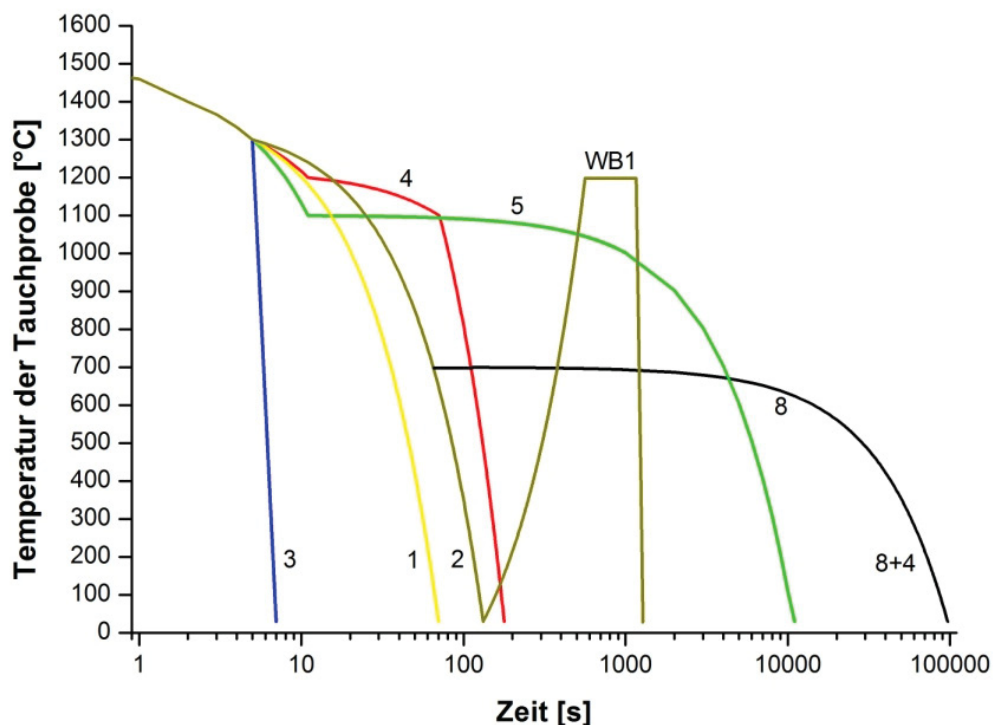


Abbildung 4-8: Temperaturverläufe für ausgewählte Tauchproben V3-C, V4-B und V4-C.

Tabelle 4-5: Zusammenfassung der Gefüge von V3-C und V3-D bei unterschiedlicher Abkühlung mit den entsprechenden Härtewerten.

Verlauf Nr.	Härte [HV3]	Ferrit-Gefüge	Abbildung
1	255	100% Acicular	-
2	227	100% Acicular	Abbildung 4-10
3	362	-	-

4	217	Widmanstätten und Acicular	-
5	219	Nahe der Oberfläche: Polygonal Probenmitte: Acicular	Abbildung 4-13
8	235	90 % Polygonal, 10% Perlit	-
4+8	190	50% Polygonal, 50% Acicular	-
WB1	218	100% Acicular	Abbildung 4-15

Tabelle 4-6: Zusammenfassung der Gefüge von V4-B und V4-C bei unterschiedlicher Abkühlung mit den entsprechenden Härtewerten

Verlauf Nr.	Härte [HV3]	Ferrit-Gefüge	Abbildung
1	240	100% Acicular	Abbildung 4-9
2	228	-	-
3	367	100% Martensit	Abbildung 4-11
4	230	100% Acicular	Abbildung 4-12
4+8	220	50 % Polygonal, 50% Bainit	Abbildung 4-14

Die höchsten Härtewerte lieferten, wie zu erwarten war, in Wasser abgeschreckte Tauchproben. Für V3-C, V3-D und V4-C konnten Werte von etwa 360 HV erhalten werden. Diese Werte werden auch von Mukunthan et. al für abgeschreckte Proben eines niedrigkohligen Stahls bestätigt, welche eine martensitische Struktur aufweisen.[23] Eine derartige Struktur ist in **Abbildung 4-11** gegeben. Für eine Abkühlung an Luft wird vom Autor ein Wert von 190 HV genannt, welcher, wie schon von den Ergebnissen aus **Abbildung 4-7** zu erwarten ist, mit den Ergebnissen für einen V1-D gut übereinstimmt. Ebenfalls zeigt sich gut die Tendenz der abnehmenden Härte für eine verringerte Abkühlgeschwindigkeit, was sowohl für die Ergebnisse eines V3 als auch V4 zutrifft. Die Gefüge für unterschiedliche Verweilzeiten, im Speziellen V3-A und V3-C, zeigen keine signifikanten Unterschiede.

Die Gefüge dieser Abkühlverläufe sind in **Tabelle 4-7** dargestellt, welche Umwandlungen die Tauchproben durchlaufen ist in **Abbildung 4-16** gezeigt.

Tabelle 4-7: Gefüge von V3-C, V4-B und V4-C bei unterschiedlichem Abkühlverlauf.

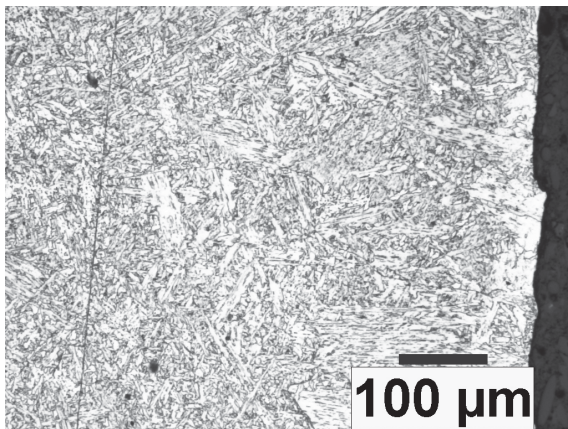


Abbildung 4-9: Temperaturverlauf Nr. 1

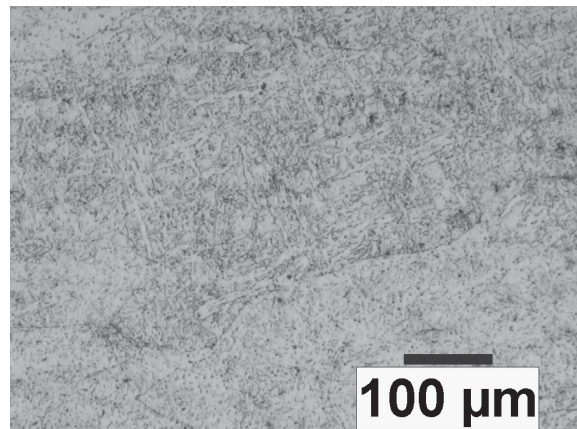


Abbildung 4-10: Temperaturverlauf Nr. 2

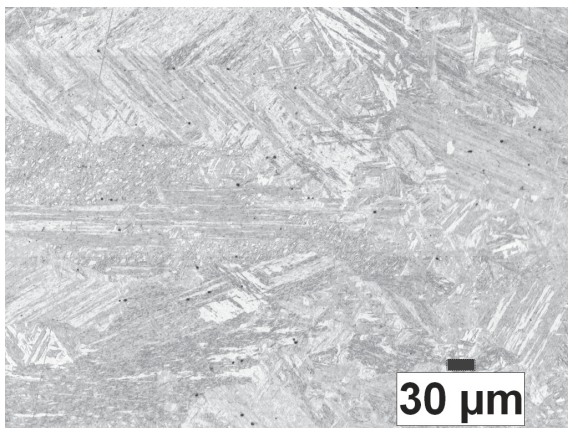


Abbildung 4-11: Temperaturverlauf Nr. 3

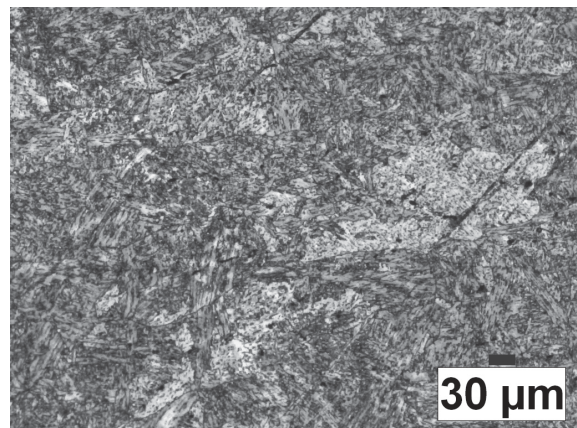


Abbildung 4-12: Temperaturverlauf Nr. 4

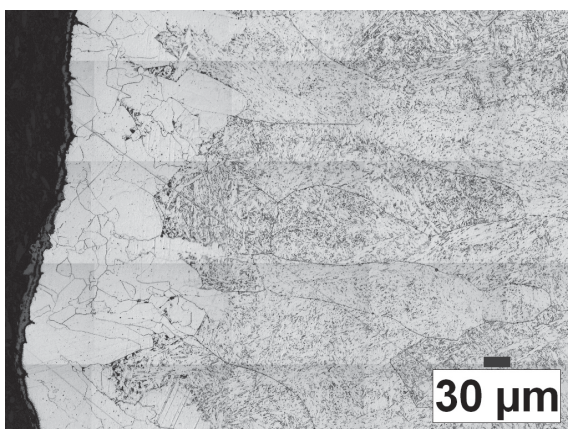


Abbildung 4-13: Temperaturverlauf Nr. 5

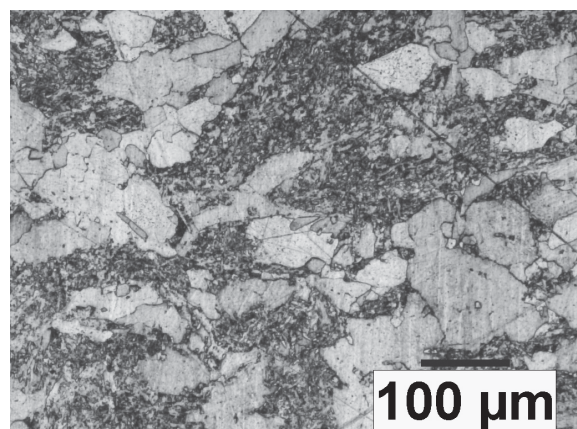


Abbildung 4-14: Temperaturverlauf Nr. 4+8

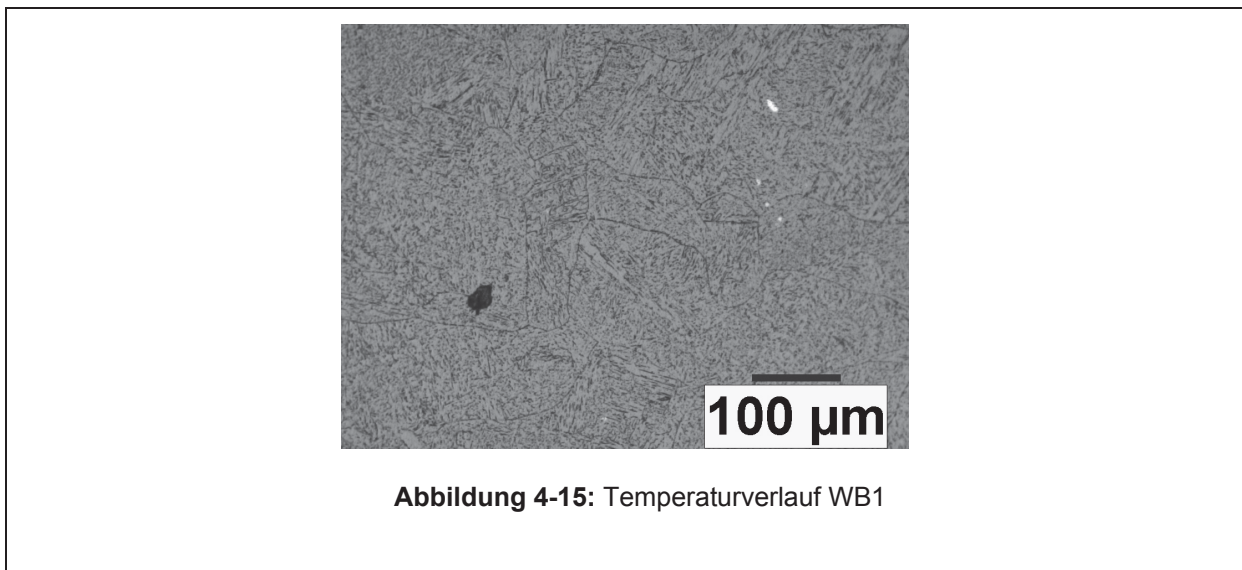


Abbildung 4-15: Temperaturverlauf WB1

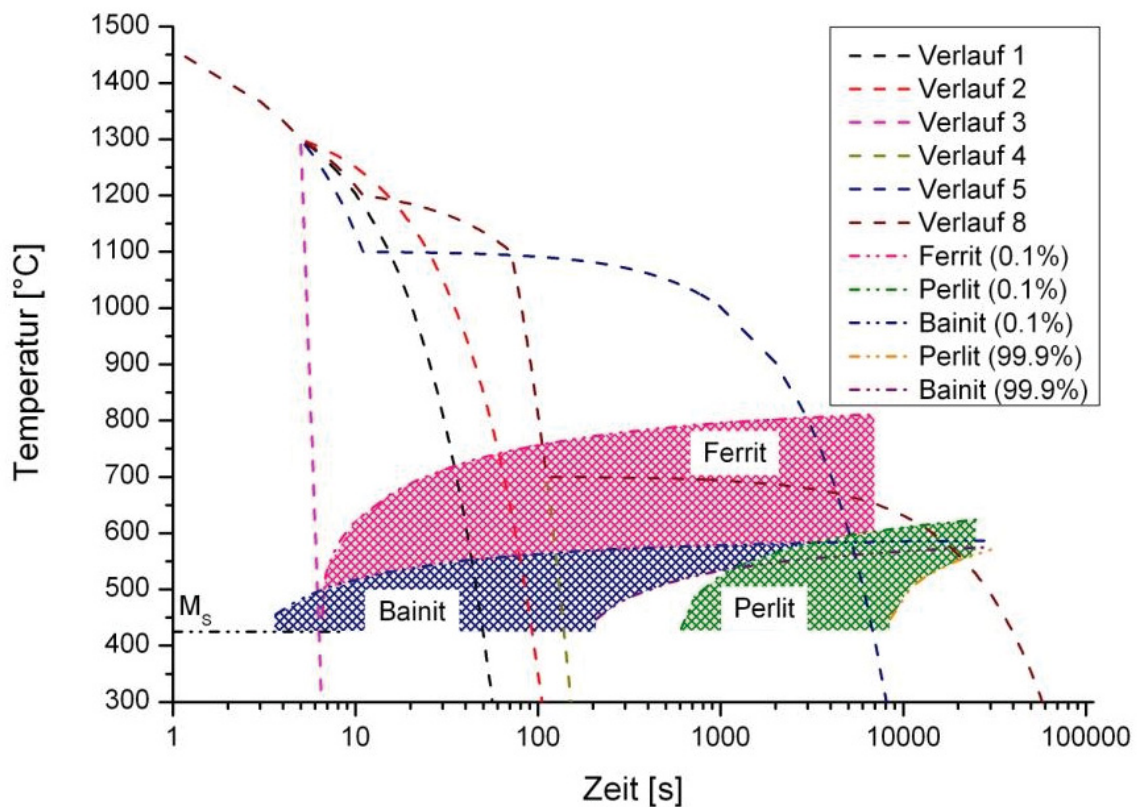


Abbildung 4-16: Abkühlverläufe im ZTU für einen S700V3.

Durch das Abschrecken der Tauchproben mit 3,0 Sekunden Verweilzeit wird ein martensitisches Gefüge aus **Abbildung 4-11** entsprechend dem Verlauf 3 erhalten. Die Verläufe 1, 2 und 4 führen wie erwartet zu einem acicularen Ferrit. Die Ergebnisse alternativer Abkühlung werden später in dieser Arbeit erläutert.

4.6 Zugversuche nach ASTM E 517

Die Herstellung von Flachzugproben aus Tauchproben mit einer Verweilzeit in der Schmelze von 2,0 oder mehr Sekunden wurde bereits ausführlich in Kapitel 3.6.1 erörtert. Die nachfolgenden Ergebnisse der Zugversuche werden zuerst jeweils für die einzelnen Versionen des S700 dargestellt, wobei das Ausgangsmaterial der Zugproben Tauchproben mit einer Standardabkühlung an Luft, also dem Temperaturverlauf 2 in **Abbildung 4-8** entspricht. Die Ergebnisse für Zugproben aus Tauchproben mit veränderten Abkühlbedingungen werden gesondert betrachtet werden. Alle Zugversuche, Aufnahmen der Zugproben nach dem Zugversuch und zugehörige Datenmengen werden im Anhang 0 im Einzelnen betrachtet. Im Allgemeinen befindet sich die Streckgrenze bei etwa 80 % der Zugfestigkeit.

4.6.1 Zugversuche an Tauchproben eines S700V1 mit Standardabkühlung

Die Zugversuche an den Proben des S700V1 zeigen untereinander eine sehr gute Übereinstimmung im Spannungs-Dehnungs-Diagramm im Anhang; bei der Gegenüberstellung der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung zeigt sich jedoch folgender Unterschied:

- Proben des V1-C haben eine reduzierte Bruchdehnung aufgrund einer schnelleren Abkühlung als Proben des V1-D.

Bei den Proben des S700V1 wurden als einziges auch Tauchproben mit einer Verweilzeit in der Schmelze von 2,0 Sekunden (V1-C) zu Zugproben verarbeitet. Je höher die Verweilzeit des Tauchkörpers in der Schmelze eingestellt wird, desto mehr Stahl erstarrt auf dem Tauchkörper und desto dicker wird die Tauchprobe. Aufgrund der erhöhten Dicke der Tauchprobe ergibt sich aber eine verlangsamte Abkühlung, die sich auf die Festigkeitswerte entsprechend **Abbildung 4-17** auswirken.

Die gemessene Härte nach Vickers für Tauchproben mit diesen Verweilzeiten stimmt für gemessene 196 HV3, was in etwa 625 MPa entspricht, ebenfalls gut mit den erhaltenen Zugfestigkeiten überein. Für rein auf Kohlenstoff, Silizium und Mangan basierende Legierung können bereits verbesserte Festigkeitseigenschaften verglichen mit den Ergebnissen von Ha et al. für Kohlenstoffstähle (Zusammensetzung siehe **Tabelle 2-3**) gefunden werden. Dies

liegt in den erhöhten Si- (0,22 - 0,30 → 0,30 - 0,40) und Mn-Gehalten (0,60 - 0,90 → 1,90) begründet.

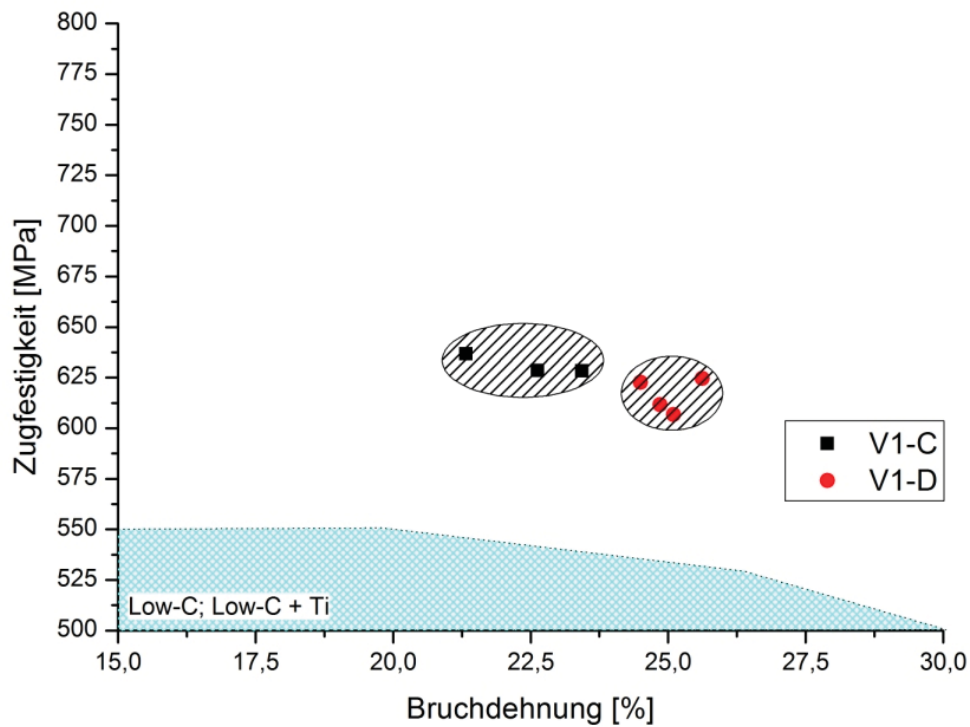


Abbildung 4-17: Zugfestigkeit über Bruchdehnung für einen S700V1.

Als Beispiel für die Zugproben nach den Versuchen sind die jeweils ein Beispiel für die Proben eines V1-C links, und V1-D rechts in **Abbildung 4-18** dargestellt. Weitere Bilder der Zugproben sind dem Anhang zu entnehmen.

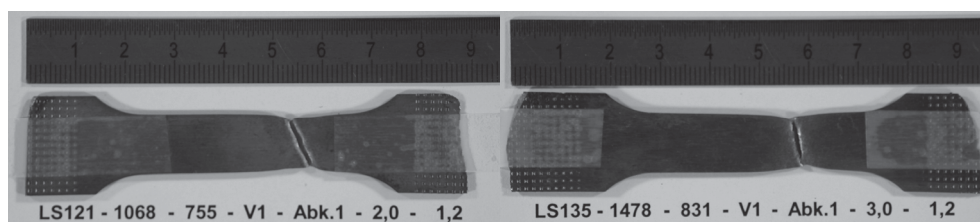


Abbildung 4-18: Zugproben für den S700V1.

4.6.2 Zugversuche an Tauchproben eines S700V2 mit Standardabkühlung

Die Zugversuche für einen S700V2, welcher durch zulegiertes Niob und Titan zum vorherigen S700V1 erreicht wird, wurden ausnahmslos für Tauchproben mit einer Verweilzeit von 3,0 Sekunden durchgeführt. Im Schnitt liegt bei allen Zugproben die Zugfestigkeit zwischen 650 und 670 MPa. Es kann bei einer gemessenen Härte von etwa 207 HV₃, was einer errechneten Zugfestigkeit von 665 MPa entspricht, auch eine gute Übereinstimmung mit der gemessenen Zugfestigkeit des S700V2 erhalten werden.

Wie in **Abbildung 4-19** zu erkennen ist, gibt es bei den Proben V2-B und V2-C bereits höhere Werte für die Zugfestigkeit, was sich auch in der verringerten Bruchdehnung bemerkbar macht. Der Großteil der Messungen liefert Bruchdehnungen geringer als die Proben des S700V1, also V1-C und V1-D.

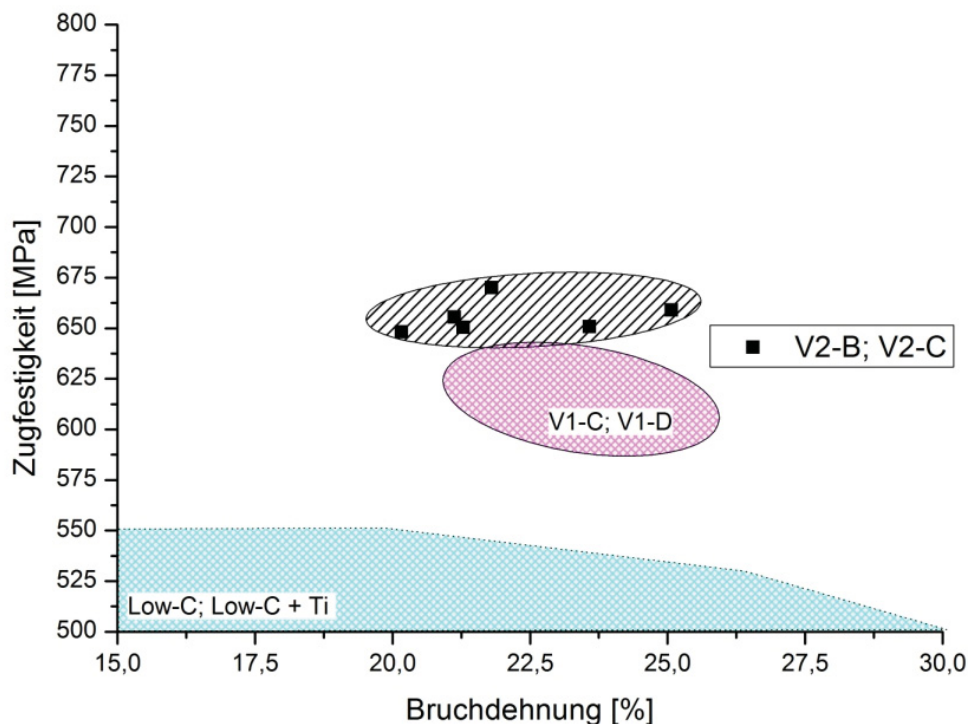


Abbildung 4-19: Zugfestigkeit über Bruchdehnung für einen S700V2.

Beispiele für Zugproben des S700V2 sind **Abbildung 4-20** zu entnehmen.

Ein Zulegieren von Niob und Titan wirkt sich somit bereits beträchtlich auf die Festigkeitswerte aus, deren Mechanismus in Kapitel 4.4 erläutert wurde.

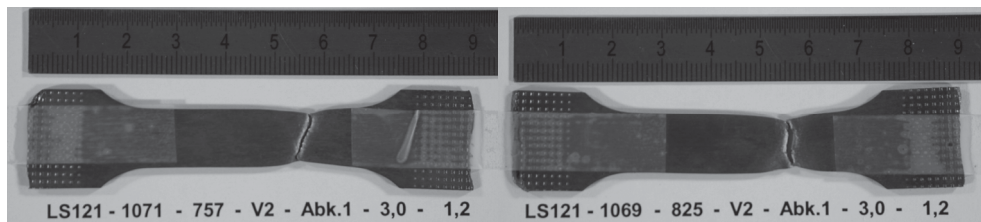


Abbildung 4-20: Zugproben für den S700V2.

4.6.3 Zugversuche an Tauchproben eines S700 V3 mit Standardabkühlung

Die für den S700V3 erhaltenen Werte in **Abbildung 4-21** zeigen einen weiteren Anstieg der Zugfestigkeit durch ein Zulegieren von Molybdän und Nickel, deren Mechanismus ebenfalls in Kapitel 4.4 erläutert wurde. Die Zugfestigkeit liegt somit über 700 MPa, die Bruchdehnung zeigt wiederum verringerte Werte verglichen mit den Werten des S700V1 und S700 V2.

Wiederum kann die gemessene Zugfestigkeit über die Härteprüfung nach Vickers sehr gut abgebildet werden. Beispiele für die Zugproben sind in **Abbildung 4-22** gegeben.

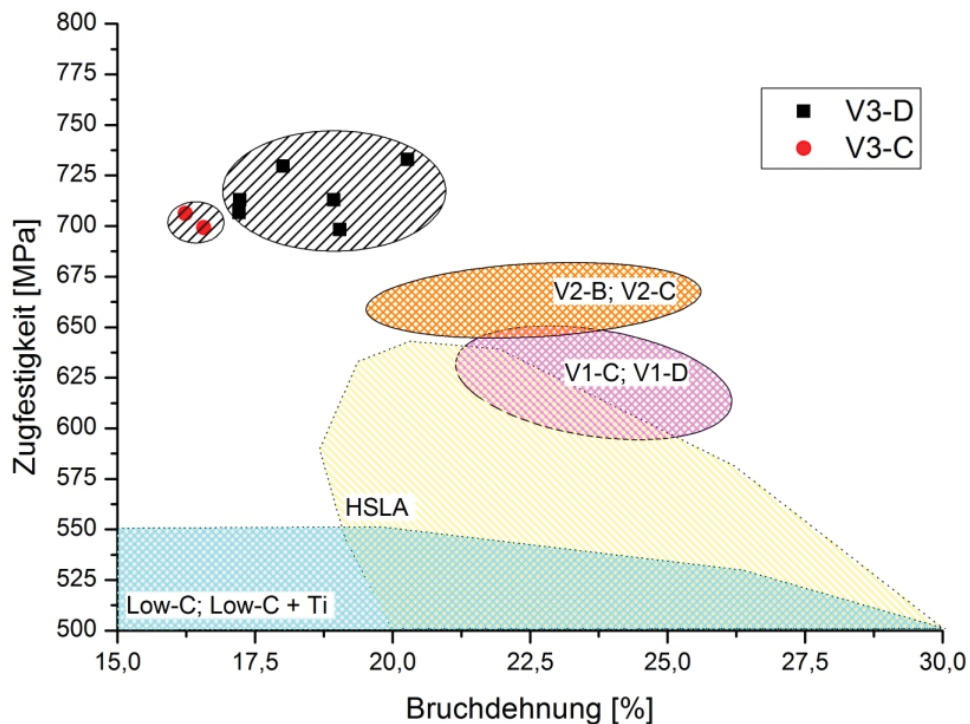


Abbildung 4-21: Zugfestigkeit über Bruchdehnung für einen S700V3.

Die Proben von V3-C und V3-D haben lediglich die Standardabkühlung an Luft durchlaufen. Wie bereits zuvor erwähnt, konnten veränderte Abkühlungskurven simuliert

werden, welche im Anschluss an die Ergebnisse der Standardbedingungen dargestellt werden.

Die Zusammensetzungen der Proben V3-C und V3-D entsprechen bereits dem Legierungskonzept eines HSLA Stahls. Ha et al. untersuchte ebenfalls die Eigenschaften für diese Stähle, deren Ergebnisse ebenfalls zur besseren Vergleichbarkeit in **Abbildung 4-21** eingetragen sind.

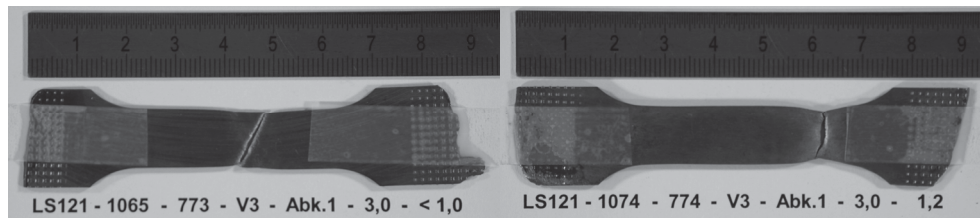


Abbildung 4-22: Zugproben für den S700V3.

4.6.4 Zugversuche an Tauchproben eines S700V3 mit alternativer Abkühlung

Die bisher gezeigten Ergebnisse für die Zugproben ausgewählter Tauchproben verschiedener Variationen des S700 wurden rein an Proben mit einer Standardabkühlung an Luft durchgeführt. Durch die Erkenntnis der guten Übereinstimmung der Ergebnisse von Zugversuchen und Härtemessungen und der guten Konstanz der Ergebnisse der Zugversuche untereinander wurden auch Untersuchungen an Proben mit veränderten Abkühlungskurven durchgeführt. Die hierfür verwendeten Mittel wurden bereits zuvor ausführlich erklärt und brauchen hier nicht mehr behandelt zu werden. Für den S700V3 konnten insgesamt für 4 unterschiedliche Abkühlbedingungen Zugversuche durchgeführt werden, welche in **Abbildung 4-26** abgebildet sind. Die erhaltenen Zugfestigkeiten entsprechen den zu erwartenden Werten.

Durch eine Simulation des Bereiches zwischen den Gießwalzen und dem ersten Walzstich und einer folgenden Standardabkühlung an Luft können Zugfestigkeiten zwischen 625 und 645 MPa erzielt werden (TK4). Eine Bruchdehnung von etwa 20 % kann hier verzeichnet werden. Das Gefüge ist in **Abbildung 4-23** gegeben und besteht zu 100% aus acicularem Ferrit und Widmanstätten - Ferrit. Das Halten der Temperatur bei etwa 1100 °C für 60 Sekunden führte zu keinem erwarteten signifikanten Anstieg der Austenitkorngröße. Es kann keine Änderung des Gefüges im Vergleich zu der Abkühlung nach Verlauf 2 verzeichnet werden. Es zeigt sich kein Unterschied zu dem Gefüge eines S700V4 bei selbiger Behandlung, auch die Härtewerte stimmen für diese beiden Stähle in etwa überein.

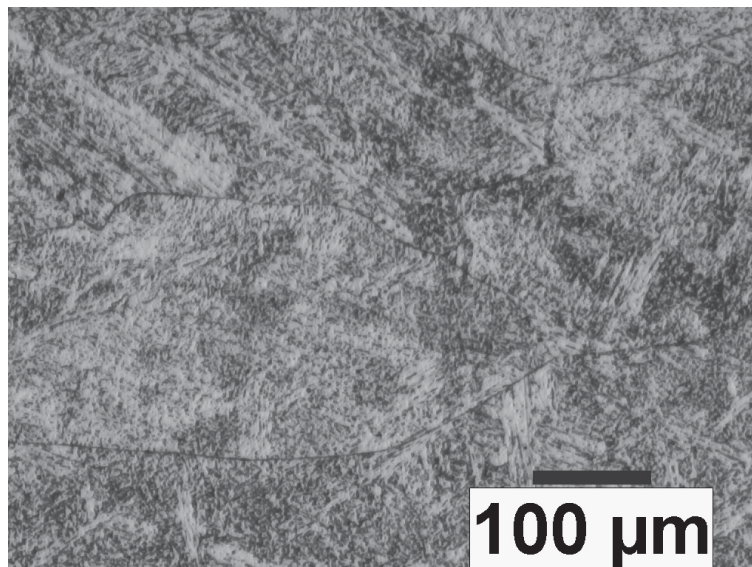


Abbildung 4-23: Temperaturverlauf Nr. 4

Durch eine Standardabkühlung bis zur simulierten Haspeltemperatur von 700 °C und einer nachfolgend extrem verlangsamten Abkühlung auf Raumtemperatur (TK8) können die höchsten Zugfestigkeiten bei Werten zwischen 675 und 700 MPa erreicht werden. Die zugehörigen Bruchdehnungen liegen bei etwa 16 %. Das erhaltene Gefüge besteht aus 90 % Ferrit und 10 % Perlit.

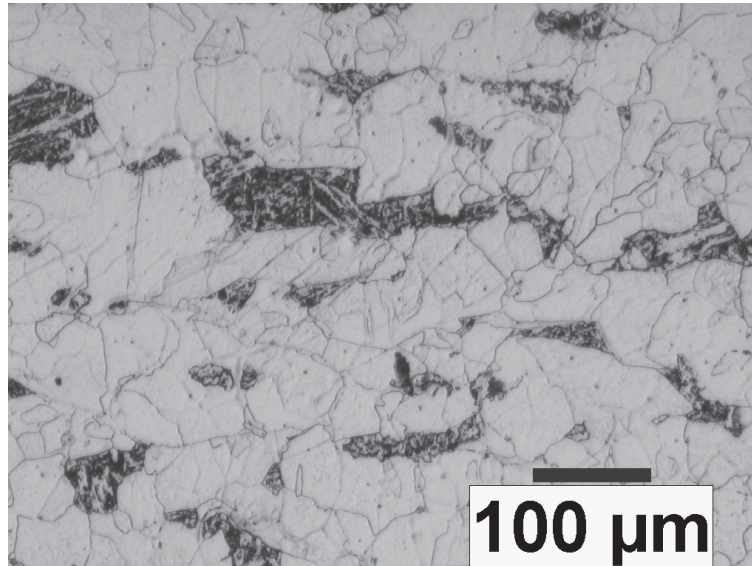


Abbildung 4-24: Temperaturverlauf Nr. 8

Durch die Kombination dieser beiden Abkühlverläufe (TK4+8) kann eine Zugfestigkeit bei etwa 600 MPa eingestellt werden, die Bruchdehnung liegt in etwa bei 21 %. Eine erhöhte Haspeltemperatur von etwa 820 °C kombiniert mit einer verzögerten Abkühlgeschwindigkeit, welche jedoch weitaus höher als diejenige von 700 °C ist, lieferte keine gültigen Ergebnisse der Zugversuche.

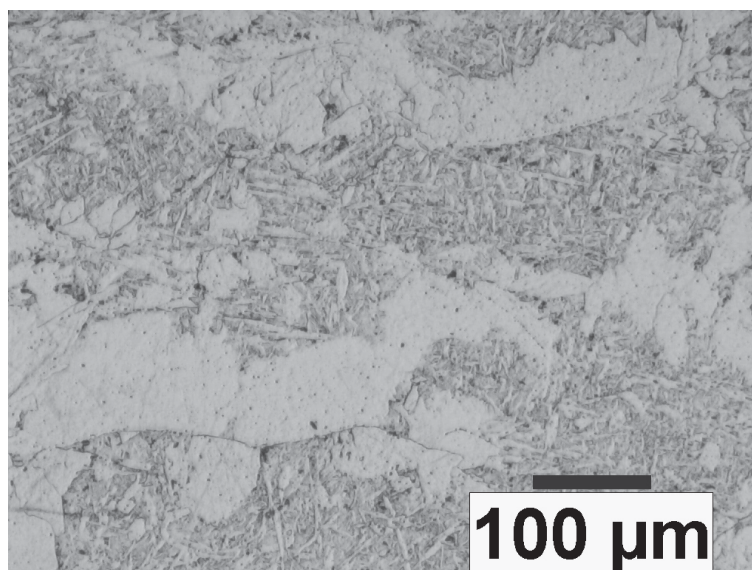


Abbildung 4-25: Temperaturverlauf Nr. 4+8

Das in **Abbildung 4-25** abgebildete Gefüge besteht nach diesen 2 Simulationsschritten aus 50 % polygonalem und 50 % acicularem Ferrit. Selbiges Gefüge konnte bei den Untersuchungen an den Proben des S700V4 beobachtet werden, welches zuvor in **Abbildung 4-14** gezeigt wurde. Die gemittelte Breite dieser Ferritkörner entspricht in etwa 40 µm, was auch im Bereich der Ergebnisse der Literatur nach **Tabelle 2-2** liegt.

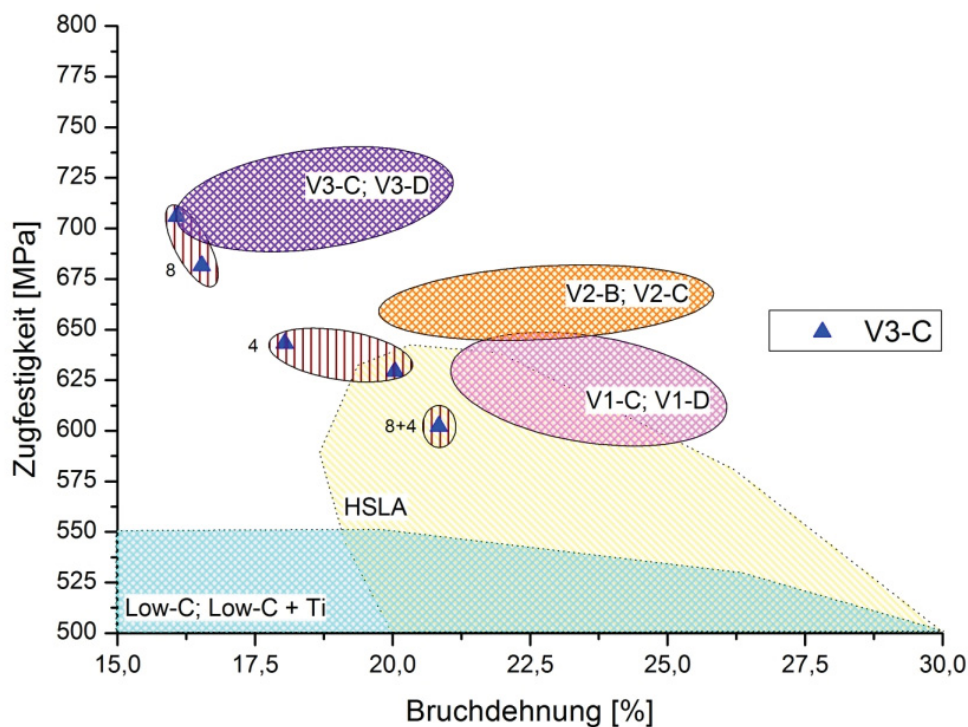


Abbildung 4-26: Zugfestigkeit über Bruchdehnung für einen S700V3 - Alternative Abkühlung.

Die schnelleren Temperaturmessungen mittels der erweiterten Pyrometerhalterung und die Simulation ausgewählter Temperaturbereich mit den neu angeschafften Öfen des Lehrstuhls für Metallurgie konnten in dieser Arbeit noch nicht genutzt werden. Aufgrund dieser neu entstandenen Ressourcen ist es in Zukunft nun möglich, mit erhöhter Genauigkeit und Flexibilität den Dünnbandgießprozess mit den entsprechenden Temperaturbereichen abzubilden.

Weiters ist an den Ergebnissen dieser Wärmebehandlungen zu erkennen, dass die gewählten Wärmebehandlungen zwar am Lehrstuhl für Metallurgie simuliert werden können und sich die zu erwartenden Tendenzen abbilden, jedoch keine Verbesserung der Werkstoffeigenschaften mit den 3 gültigen Versuchssimulationen erzielt werden können. Nach wie vor muss hier vermerkt werden, dass diese Proben rein dem Gusszustand entsprechen und keiner Verformung unterzogen wurden. Die gute Reproduzierbarkeit der

Ergebnisse ist überraschend, Unterschiede sind durch die unterschiedlichen Gefüge gut zu erklären, welche bereits in **Abbildung 4-8** dargestellt wurden.

4.6.5 Zugversuche an Tauchproben eines S700V4 mit Standard- und alternativer Abkühlung

Für einen S700V4 konnten nur wenige Zugversuche durchgeführt werden. Dennoch zeigt sich für die in **Abbildung 4-27** dargestellten Werte eine gute Übereinstimmung. Die mittlere Zugfestigkeit liegt in guter Übereinstimmung mit der gemessenen Härte der Tauchproben in etwa bei 720 MPa. Die Streckgrenze liegt bei rund 502 MPa, was in etwa 70 % der Zugfestigkeit entspricht. Die Bruchdehnung liegt für die Zugproben des V4-B bei etwas über 20 %, zwei Beispiele für diese Zugproben sind in **Abbildung 4-29** abgebildet.

Ähnlich wie bei den Zugversuchen des S700V3 wurden unterschiedliche Abkühlungsverläufe für den S700V4 simuliert, jedoch lieferte keiner der durchgeführten Zugversuche ein gültiges Ergebnis für Zugfestigkeiten oder Bruchdehnungen. Die Härtemessungen an den Tauchproben zeigen zumindest einen zu erwartenden Härteverlauf über die Abkühlgeschwindigkeit. Ein härtesteigernder Einfluss des erhöhten Aluminiumgehaltes auf 0,2 % scheint aufgrund dieser Ergebnisse nicht vorzuliegen, dieser hohe Gehalt dürfte jedoch der Grund für das Versagen der Zugversuche bei genau diesen Tauchproben sein, da gültige Ergebnisse für Proben mit der korrekten Zusammensetzung V4-B erhalten wurden.

Der erhöhte Aluminiumgehalt von 0,2 % ergibt sich aus einer fehlerhaften Legierungsrechnung. Die typische Vorgehensweise beim Erschmelzen der gewünschten Legierung ist das Einschmelzen von etwa 20 kg Reineisen mit nachfolgender Zugabe der benötigten Legierungselemente. Bei dieser Zugabe dürfte es zu einem Fehler in der Legierungsrechnung und der Beimengung einer zu hohen Menge an Aluminium gekommen sein.

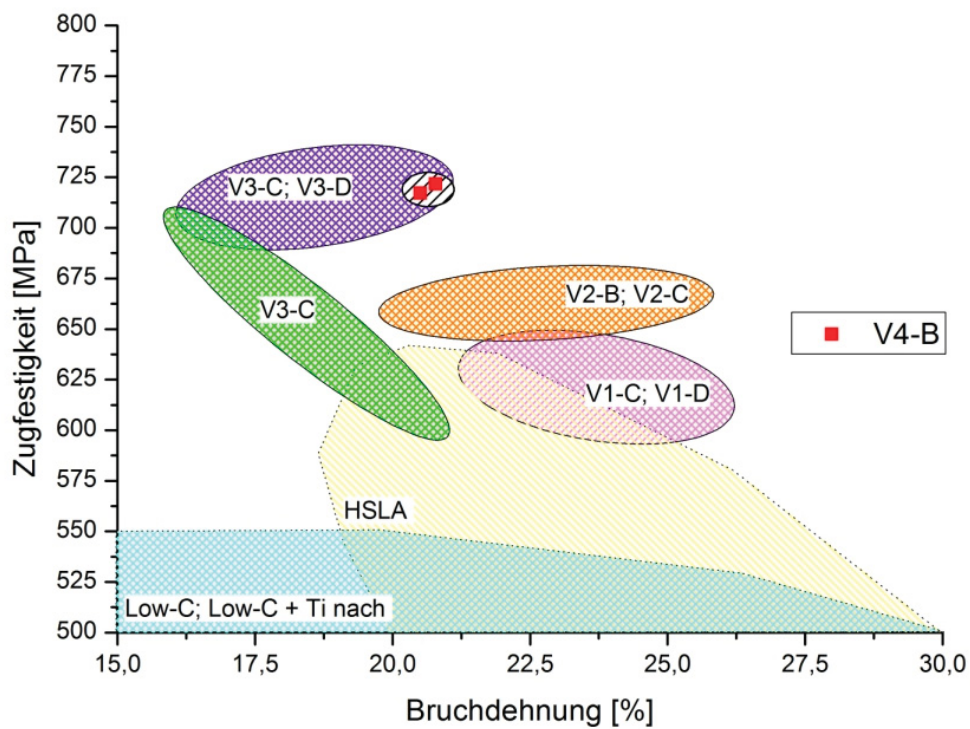


Abbildung 4-27: Zugfestigkeit über Bruchdehnung für einen S700V4.

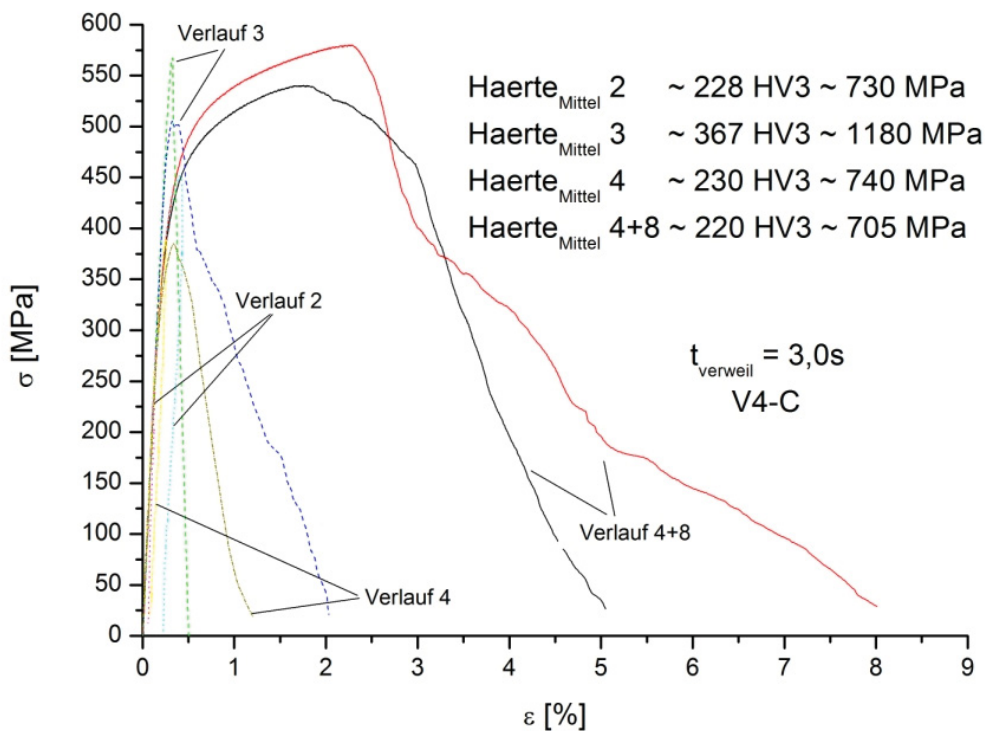


Abbildung 4-28: Zusammenfassung der σ - ϵ -Kurven für S700V4 - Alternative Abkühlung.

Durch das Abschrecken der Tauchprobe direkt in Wasser ergibt sich eine Zugfestigkeit von fast 1200 MPa, das Gefüge dieser Probe ist zuvor bereits in **Abbildung 4-11** gezeigt worden.

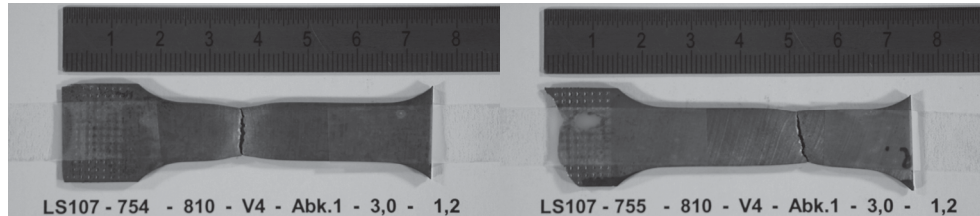


Abbildung 4-29: Zugproben für den S700V4.

4.6.6 REM / EDX

Um nun weitere Information über mögliche Einschlüsse in den Variationen des S700 zu erhalten, wurden an 4 ausgewählten Proben Untersuchungen am Rasterelektronenmikroskop am Lehrstuhl für Metallurgie durchgeführt. Hierbei wurde eine Tauchprobe mit einer Verweilzeit von 3,0 Sekunden aufgrund der größeren Dicke der Probe ausgewählt und nach dem bereits beschriebenen Verfahren metallisch eingebettet, um die Untersuchungen am REM zu ermöglichen. Weiters wurde eine Probe entsprechender Größe aus dem Abguss derselben Versuchsschmelze entnommen, ebenfalls metallographisch aufgearbeitet und der Untersuchung am REM zugeführt. Dies erfolgte sowohl für einen S700V3 als auch einen S700V4.

Interessante Ergebnisse konnten vor allem bei der Auszählung der Mangansulfide gefunden werden, welche in **Abbildung 4-30** dargestellt sind. Hierbei steht TPV3 als Bezeichnung für die Tauchprobe des S700V3, BPV3 für die Blockprobe des S700V3. Die Blockprobe wird aus der erschmolzenen Legierung für die Tauchversuche erhalten, indem nach den Versuchen die im Tiegel verbliebene Schmelze in eine Stahlkokille gegossen wird. Danach wird dem abgegossenen Block (Blockprobe) über geeignete Trennmaschinen ein Stück zwischen dem Rand und der Mitte des Blockes entnommen und metallographisch eingebettet.

Bei der Untersuchung der Proben unter dem REM konnten keine CuS/Cu₂S Einschlüsse für den S700V4 gefunden werden, jedoch zeigt sich eine zum S700V3 erhöhte MnS Anzahl. Diese Mangansulfide sind sehr fein verteilt und vor allem an Korngrenzen ausgeschieden, was in **Abbildung 4-31** erkennbar ist. Der „Equivalent Core Diameter“, in der Abbildung kurz ECD genannt, entspricht dem Durchmesser des Kreises dessen Fläche der Fläche der Einschlüsse entspricht.

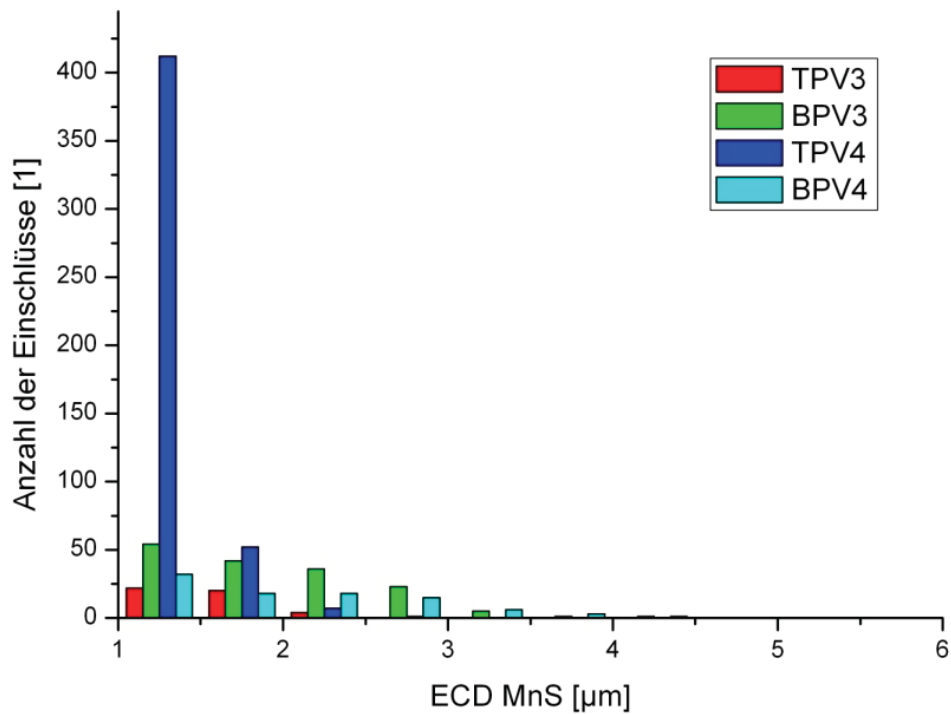


Abbildung 4-30: Anzahl der Einschlüsse über den ECD für Mangansulfide.

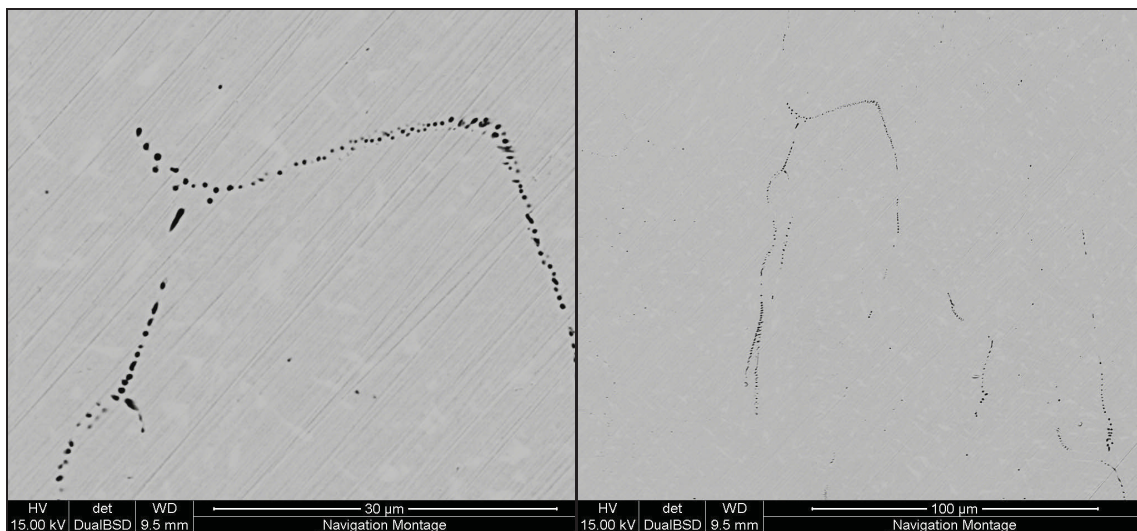


Abbildung 4-31: MnS an den Austenitkorngrenzen des S700V4.

Die weitere Untersuchung dieser Proben ergab eine erhebliche Anzahl an nicht klassifizierten Einschlüssen. Diese nicht klassifizierten Einschlüsse werden als Poren deklariert, was auch als Begründung für die Ergebnisse in **Abbildung 4-32** herangezogen werden kann. Sowohl die Tauchprobe als auch die Probe des abgegossenen Blockes eines S700V3 zeigen einen relativ hohen Porenbefall. Dieser erklärt sich sowohl durch den

geringen Aluminiumgehalt dieser Schmelze, als auch aus der Tatsache des Gusszustandes dieser Proben. Die Proben des S700V4 weisen beide einen deutlich geringeren Befall an Poren auf, was durch deren Legierungskonzept mit dem damit verbundenen erhöhten Aluminiumgehalt zu erklären ist.

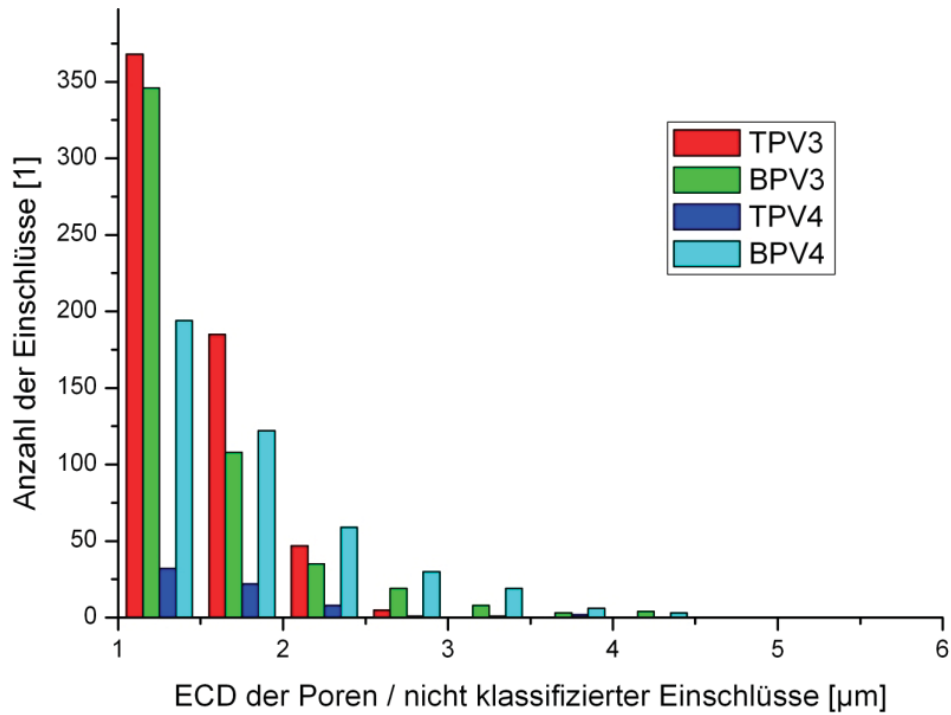


Abbildung 4-32: Anzahl der Einschluss über den ECD für Poren.

5 Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde eine Versuchseinrichtung zur Laborsimulation des Dünnbandgießens mit dem Zwei-Walzen-Verfahren adaptiert, um die Abkühlung der Proben nach der Erstarrung beeinflussen und messen zu können. Das neue Versuchskonzept wurde auf Variationen eines High Strength – Low Alloy Stahls angewendet.

Der Literaturteil geht auf die wesentlichen Unterschiede der Gefügebildung zwischen dem konventionellen Herstellungsprozess von Warmband und dem Bandgießprozess ein. Da das erstarrte Band zwar warmverformt wird, dies jedoch mit geringem Umformgrad, wird die Rekristallisation großteils unterdrückt. Die Ausbildung des Gefüges und damit die mechanischen Eigenschaften können deshalb nur über die Abkühlung beeinflusst werden. Es stellt sich die Frage, ob herkömmliche HSLA – Konzepte über den Bandgießprozess mit den notwendigen mechanischen Eigenschaften hergestellt werden können oder nicht. Dieser Frage wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit nachgegangen.

Im praktischen Teil wird die Adaption des Versuchsstands und die neu implementierte Hard- und Software, sowie die Phase der Entwicklung und Bewertung des neuen Versuchskonzepts ausführlich beschrieben. Die praktischen Untersuchungen wurden an vier Varianten des klassischen S700MC – Stahl durchgeführt: Als Referenz diente eine reine Fe-C-Si-Mn-Legierung (V1 A-D), diese in Varianten wurde durch Zusatz von den Mikrolegierungselementen Nb und Ti (V2 A-C), Ni und Mo (V3 A-D), sowie Cu und S (V4 A-C) ergänzt.

Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Das neue Versuchskonzept erlaubt die Simulation unterschiedlichster Temperaturzyklen im Bandgießprozess.

- Durch den Einsatz eines Pyrometers mit Schwenkvorrichtung kann die Abkühlung und die Temperaturverteilung über die Probenbreite verfolgt werden. Die Bestimmung des Emissionsgrades durch Umwandlungstemperaturen ist einfach, an der Zuverlässigkeit der gemessenen Temperaturwerte muss jedoch noch weiter gearbeitet werden.
- Durch die Verlängerung der Tauchzeit auf zwei bzw. drei Sekunden konnten Proben erzeugt werden die dick genug sind um aus ihnen Proben für Zugversuche zu erzeugen.
- Die Zugversuche wurden von voestalpine Stahl durchgeführt und erbrachten überaus positive Ergebnisse (siehe **Abbildung 5-1**):
 - Ein hoher Anteil der Versuche war erfolgreich und die Ergebnisse gut reproduzierbar, was auf Grund der Behaftung der Proben mit Porositäten und feinen Rissen nicht als selbstverständlich erschien.
 - Es wurden überraschend hohe Bruchdehnungen von zwischen 16 und 26 % gemessen.
 - Die gemessene Zugfestigkeit liegt bei zwischen 600 und 740 MPa, im Vergleich mit Ergebnissen aus der Literatur liegt man damit äußerst gut.
- Der Lehrstuhl für Metallurgie verfügt nicht über die Möglichkeit Zugversuche selbst durchzuführen. Als einfachste Möglichkeit der Abschätzung der Festigkeit der Proben erschien die Bestimmung der Kleinlasthärte. Die bestimmten Härtewerte korrelieren ausgezeichnet mit den gemessenen Zugfestigkeiten. Es ist damit nicht für alle Proben notwendig den aufwändigen Weg der Probenvorbereitung und Zugversuchsdurchführung zu gehen.
- Die Veränderung der Abkühlbedingungen spiegelt sich sowohl im ausgebildeten Gefüge wie auch in den ermittelten mechanischen Kennwerten wieder:
 - Eine beschleunigte Abkühlung führt zur Ausbildung von martensitischen Gefügen
 - Mittlere Abkühlgeschwindigkeit führen zu bainitsch/ferritischen Gefügen mit unterschiedlichen Anteilen von Widmannstätten - Ferrit und acicularem Ferrit.
 - Eine langsame Abkühlung resultiert in einem polygonalen, groben ferritisch/perlitischen Gefüge.

- Die zugehörigen Festigkeitswerte zeigen ein Maximum für Härtegefüge, die Einstellung von feinkörnigem, acicularem Ferrit scheint besonders vorteilhaft zu sein.
- In den ermittelten Zugfestigkeiten spiegelt sich die Wirkung der festigkeitssteigernden Mechanismen wieder: Ni und Mo erhöhen die Festigkeit ebenso wie die Mikrolegierungselemente Nb und Ti.
- Besonders überraschend sind die Ergebnisse für die Variante 4 bei welcher 0,3 % Cu und 0,024 % S zugesetzt wurden. In Übereinstimmung mit dem Inhalt eines kürzlich erteilten Patents verbessert der Zusatz von Schwefel die Mikrorissemphindlichkeit deutlich.[44] Die Zugfestigkeit der Proben erreicht die höchsten Werte aller Proben (715 – 725 MPa), wobei die Bruchdehnung ebenfalls sehr günstig liegt (20 - 21,5 %). Eine befriedigende Erklärung für dieses Verhalten kann derzeit noch nicht gegeben werden. Eine durchgeführte REM/EDX – Untersuchung weist nicht auf die Bildung von Kupfersulfiden mit Durchmessern von mehr als 1 µm hin. Einschlüsse mit geringerem Durchmesser konnten noch nicht beurteilt werden. Damit kann auch der naheliegende Verdacht einer kornfeinenden Wirkung der Kupfersulfide bei der Umwandlung zum acicularen Ferrit nicht bestätigt werden. Diesem Ergebnis wird im Rahmen weiterführender Projekte nachgegangen werden.

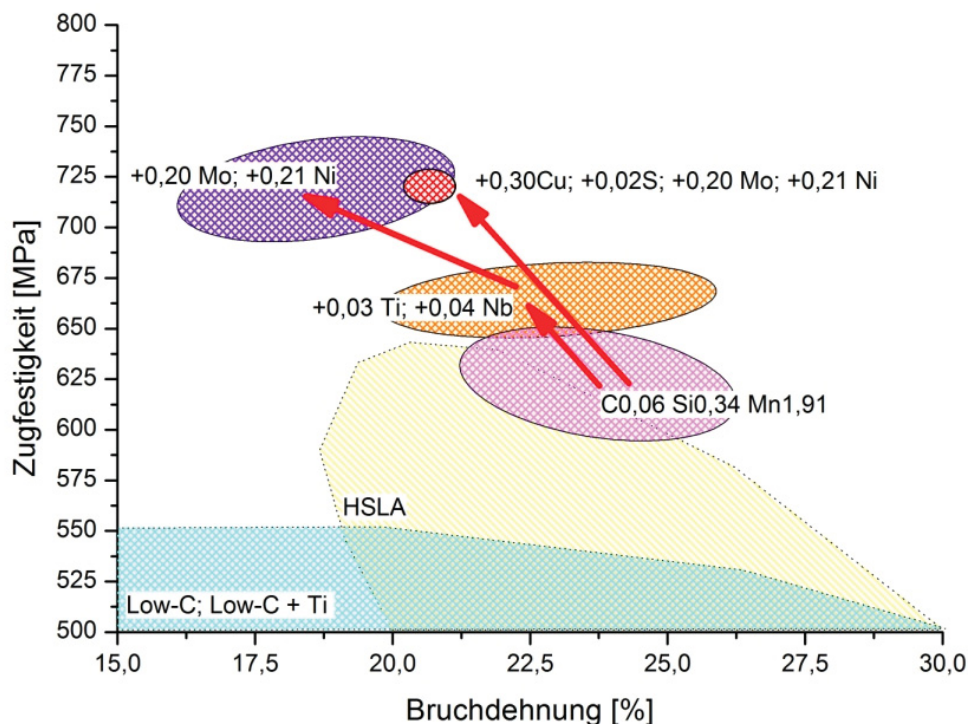


Abbildung 5-1: Zusammenfassung der Ergebnisse der Zugversuche.

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit werden in **Abbildung 5-2** mit den Werten aus der Literatur für die mechanischen Eigenschaften von Band aus dem konventionellen Herstellungsweg sowie aus dem Bandgießprozess verglichen: Die besonders günstige Lage der untersuchten Stähle ist deutlich erkennbar.

Die Ziele der vorliegenden Arbeit konnten ausnahmslos erreicht werden, das neue Versuchskonzept hat sich als erfolgreich erwiesen, erste Ergebnisse sind mehr als ermutigend und werden eine wertvolle Basis für weiterführende Untersuchungen bilden.

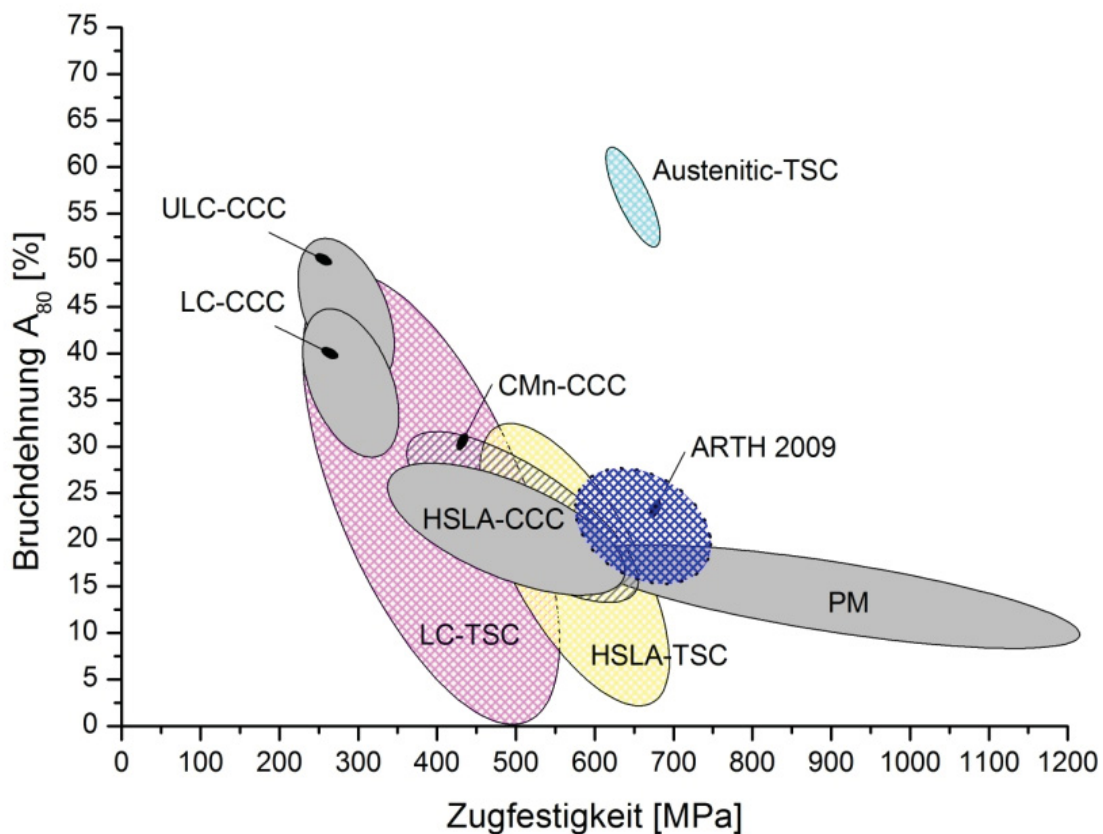


Abbildung 5-2: Vergleich der Literaturwerte für CCC, TSC und den Ergebnissen dieser Arbeit.

Literaturverzeichnis

- [1] Hohenbichler G., U. Albrecht-Früh, L. Hugues und J. Schnalzger: Status, Results and Application of the EUROSTRIP Twin Roll Strip Casting Process. ISSTech Conference Proceedings, Indianapolis, USA 2003.
- [2] The Castrip Process: The Castrip Advantage, <http://www.castrip.com>, entnommen am 12-03-2009.
- [3] Zapuskalov N.: Comparison of Continuous Strip Casting with Conventional Technology. ISIJ International, 43 (2003), 8, 1115–1127.
- [4] Arth G.: Metallographische Untersuchung der Mikrorissbildung an Proben aus einem Dünnbandgießsimulator und industriell gegossenem Dünnband. Bakkalaureatsarbeit, Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, 2006.
- [5] Raabe D.: Optimization of thin strip cast austenitic 304 stainless steel. <http://www.mpie.de/index.php?id=2388>, entnommen am 15-09-2009.
- [6] Cramb A.W.: Strip Casting of Steels: Current Developments. Elsevier Encyclopaedia of Science and Technology, Elsevier Amsterdam, 2003.
- [7] Linzer, B.: Validierung des Schmelztauchsimulators. Interner Bericht CD-Labor für metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen, 2006.
- [8] Ferry M.: Direct strip casting of metals and alloys, Woodhead Publishing Limited, Cambridge, England 2006.
- [9] Linzer B., G. Hohenbichler, S. Bragin, G. Arth und C. Bernhard: Experimental Simulation of the Solidification of Steel at Higher Cooling Rate. 3rd International Conference on Simulation and Modelling of Metallurgical Processes in Steelmaking, Leoben, Austria, 2009.
- [10] Bernhard C. und W. Krieger: Vorlesung Eisen- und Stahlmetallurgie II, Modul 2. Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, 2006.

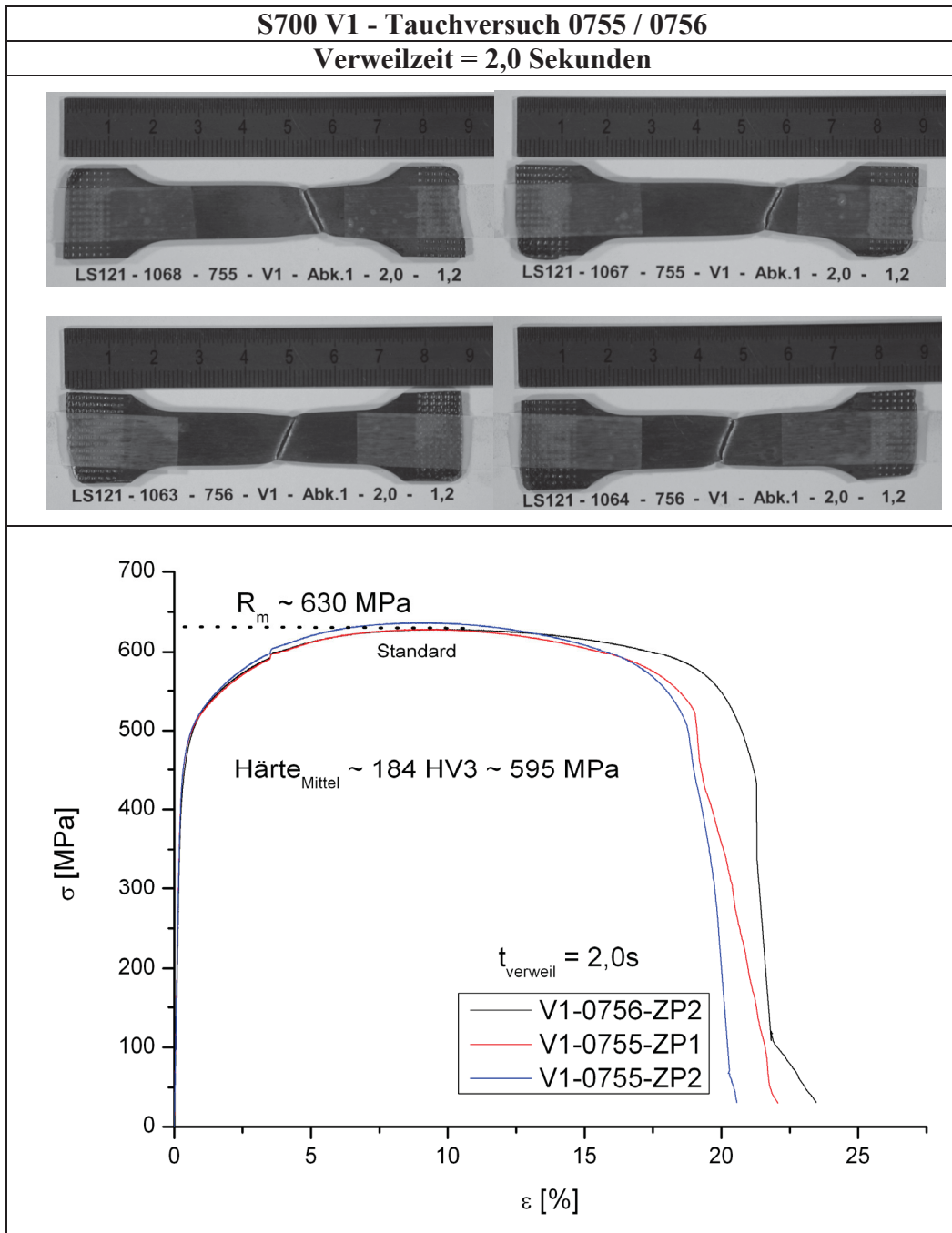
- [11]Bernhard C., B.G. Thomas, G. Xia und C. Chimani: Simulation of Solidification and Microstructure in Continuous Casting of Steel. BHM, 146 (2001), 376–385.
- [12]Jungreithmeier A. und R. Grill: Metallurgie und Walztechnik zur Erzeugung sauergasbeständiger Röhrenbleche bei Voestalpine Stahl GmbH in Linz. BHM, 148 (2003), 440–449.
- [13]Zimnik W., W. Dechene, V. Schwich, K. Steck, W. Wolpert und U. Berger: Rolling technique and surface treatment of car body sheets. Stahl und Eisen, 115 (1995), 4, 73-81.
- [14]Meyer, L.: Optimierung der Werkstoffeigenschaften bei der Herstellung von Warmband und Kaltband aus Stahl, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, (1988), 2.
- [15]Alform - Warmgewalztes Stahlband:
http://www.voestalpine.com/stahl/de/products/steelstrip/hotrolled_steelstrip.html entnommen am 26-03-2009.
- [16]Killmore C.R., A. Phillips, H. Kaul, J.G. Williams, H. Creely, P. Campbell, M. Schueren und W. Blejde: Development of Ultra-Thin Cast Strip Products by the Castrip Process. AISTech 2007, Indianapolis, USA, 2007.
- [17]Senk D., F. Hagemann, B. Hammer, R. Kopp, H.-P. Schmitz und W. Schmitz: Umformen und Kühlen von direktgegossenem Stahlband. Stahl und Eisen, 120 (2000), 6, 65-69.
- [18]Bleck W.: Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2002.
- [19]Berns H. und W. Theissen: Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen, Springer Verlag, Berlin Wien Heidelberg, 2008.
- [20]Bleck W. und E. Ratte: Fundamentals of cold formable HSLA steels. International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Application, The Minerals, Metals and Materials Society, 2006.
- [21]Hebersberger T.: Metallische Sonderwerkstoffe und Nichteisenmetalle. Gastvortrag Vorlesung Herstellungswege ausgewählter Produktgruppen, Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, 2006.
- [22]Shiang L.-T. und P. J. Wray: The Microstructures of Strip-Cast Low-Carbon Steels and their Response to Thermal Processing. Metallurgical Transactions A., 20A (1989), 7, 1191-1198.
- [23]Mukunthan K., L. Strezov, R. Mahapatra und W. Blejde: Evolution of Microstructures and Product Opportunities in Low Carbon Steel Strip Casting. The Brimacombe Memorial Symposium, Vancouver, Kanada, 2000.
- [24]Campbell P. und R. Wechsler: The Castrip Process: A revolutionary Casting Technology, an exciting Opportunity for Unique Steel Products or a New Model for Steel Micro-Mills? The Heffernan Symposium, Toronto, Kanada, 2001.

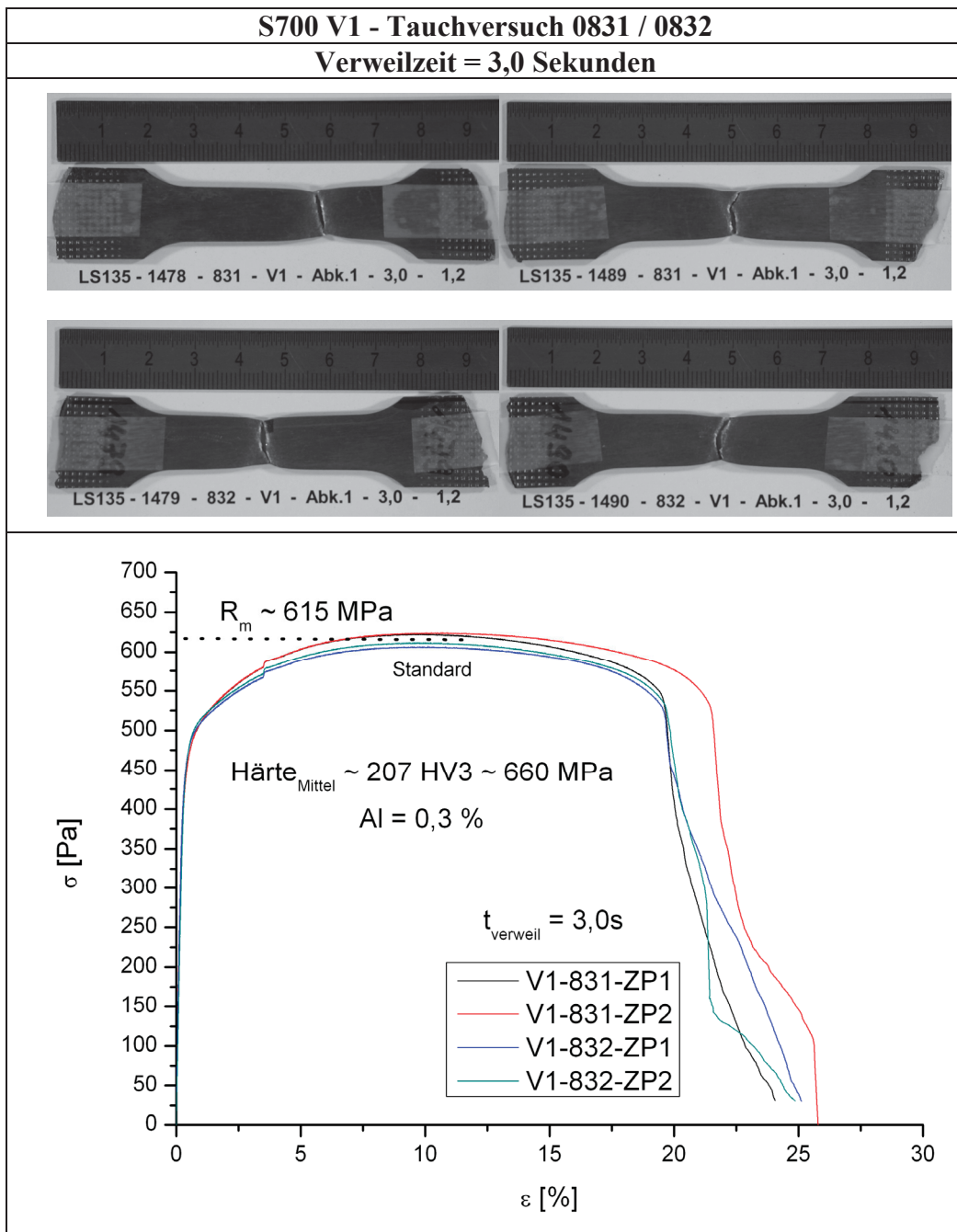
- [25]Girgensohn A., A.R. Büchner und K.H. Tacke: Twin roll strip casting of low carbon steels. *Ironmaking and Steelmaking*, 27 (2000), 4, 317–321.
- [26]Pötschke S. und A.R. Büchner: Influence of In-Line hot rolling on twin roll cast LC-steel. *Stahl und Eisen*. 125 (2005), 1, 51-54.
- [27]Ha M., K. Wann-Soo, M. Hee-Kyung, L. Byeong-Joo und L. Sunghak: Analysis and Prevention of Dent Defects Formed during Casting of Twin-Induced Plasticity Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39A (2008), 5, 1087–1098.
- [28]Schueren M., P. Campbell, W. Blejde und R. Mahapatra: The Castrip-Process – An Update on Process Development at Nucor Steel’s First Commercial Strip Casting Facility. *AISTech 2007*, Indianapolis, USA, 2007.
- [29]Büchner A.R. und K.H. Tacke: Grundlagenuntersuchung zum Zweirollen-Gießverfahren am MPI für Eisenforschung. *Stahl und Eisen*, 117 (1997), 8, 47–56.
- [30]Jeong S.I., S.H. Kim, C. M. Park und H. T. Chung.: Quality and Microstructural Aspects of AISi 304 Steel Sheets by Twin Roll Strip Casting Process. *International Symposium on Modern LC & ULC sheet steels for cold forming*, Aachen, Deutschland, 1998.
- [31]Gosh M., N. Sen, A. Paul, A. K. Ray, R. Sau und S. Chakraborty: Development of laboratory scale thin strip caster and investigation of direct casting of AISi 304 stainless steel. *Ironmaking and Steelmaking*, 27 (2000), 4, 310–315.
- [32]Büchner A.R., A. Girgensohn, H.P. Hougardy, R. Kaspar, L. Hahn, O. Pawelski, C. Sprung, und K.H. Tacke: Eigenschaften von endabmessungsnah vergossenen warm- und kaltgewalzten Tiefzieh- und kaltumformbaren Stählen. *Abschlussbericht MPI für Eisenforschung GmbH*, 1999, 25–46.
- [33]Hagemann F., R. Kopp, H.-P. Schmitz, W. Schmitz und D. Senk: Influencing the strip quality between caster and coiler at thin strip casting. *Tagungsband Thermomechanical Processing of Steels*, IOM Communications, London, England 2000.
- [34]Linzer, B.: Versuchsaufbau des Schmelztauchsimulators. *Interner Bericht CD-Labor für metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen*, 2006.
- [35]Bernhard C.: 2. Progress Report on activities March–May 2009 within project „ESP–casting/rolling of flat products“. *Interne Präsentation M²CC*, Deggendorf, 2009.
- [36]Technisches Datenblatt Glüh- und Härteöfen Fa. Rohde: <http://www.rohde-brennofen.de/> entnommen am 21-07-2009.
- [37]Technisches Datenblatt Pyrometerserie MS: <http://www.sensortherm.de> entnommen am 21-07-2009
- [38]Lex R.: *Anleitung zur praktischen Anwendung von Pyrometern bei der induktiven Erwärmung von Metallen*. Sensortherm GmbH, 2008.

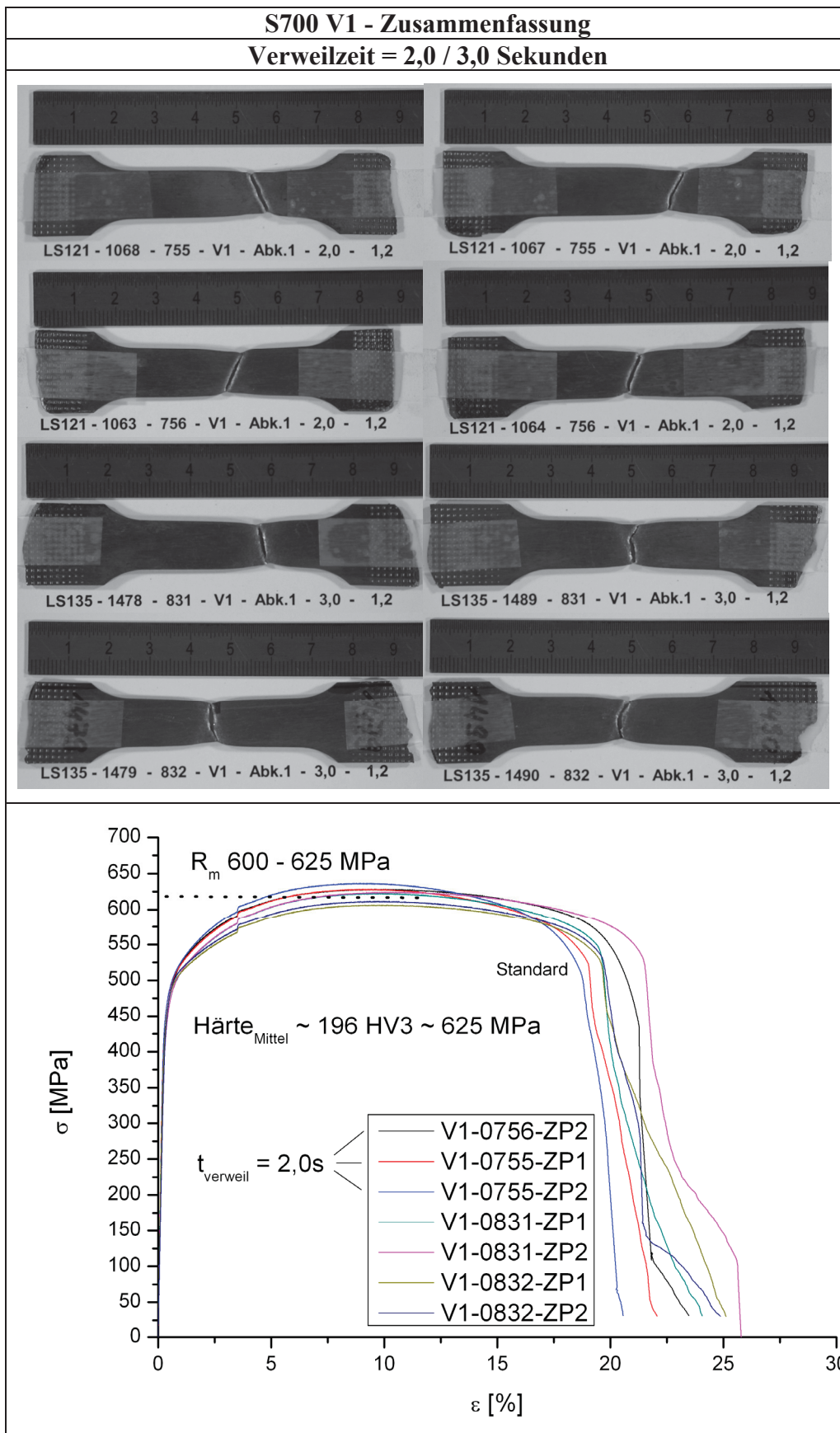
- [39] Härteprüfung; <http://www.imwf.uni-stuttgart.de/lehre> entnommen am 26-03-2009.
- [40] Probenkatalog für Prüftechnik & Analytik der voestalpine Stahl. Katalogblatt F07, Mikrozugprobe.
- [41] Ätzmittel nach Bechet-Beaujard zur Bestimmung der Austenitkorngröße: <http://www.metallograf.de> entnommen am 25-02-2009.
- [42] Stahl mit hoher Streckgrenze zum Kaltformen nach DIN EN 10149: <http://www.unionestahl.com> entnommen am 26-03-2009.
- [43] Bleck W.: Werkstoffprüfung in Studium und Praxis, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2007.
- [44] Bernhard C., G. Eckerstorfer, G. Hohenbichler und B. Linzer: Verfahren zur Herstellung eines Stahlbandes. Patent WO 2008/034502 A1, 2008.

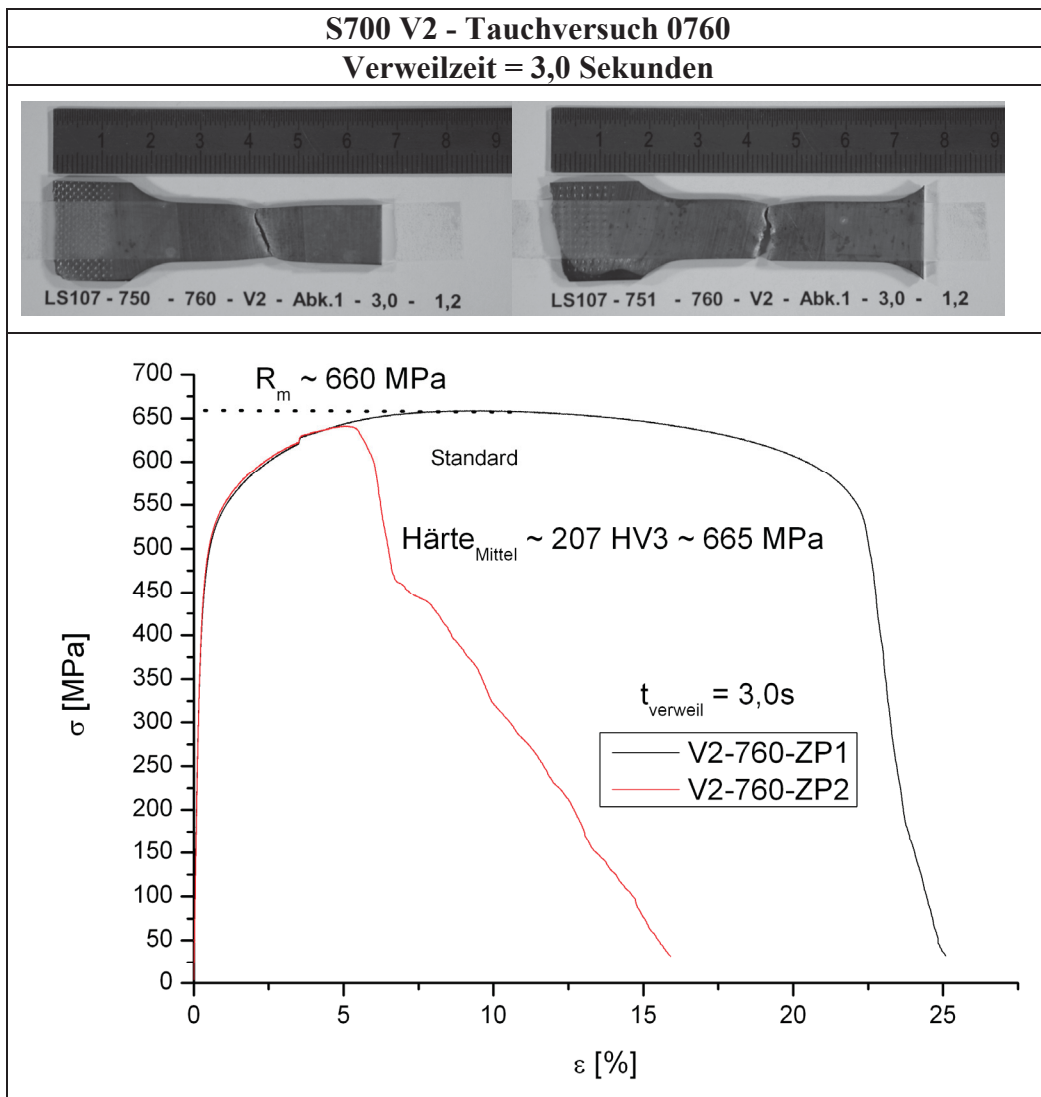
A Einzelergebnisse Zugversuche

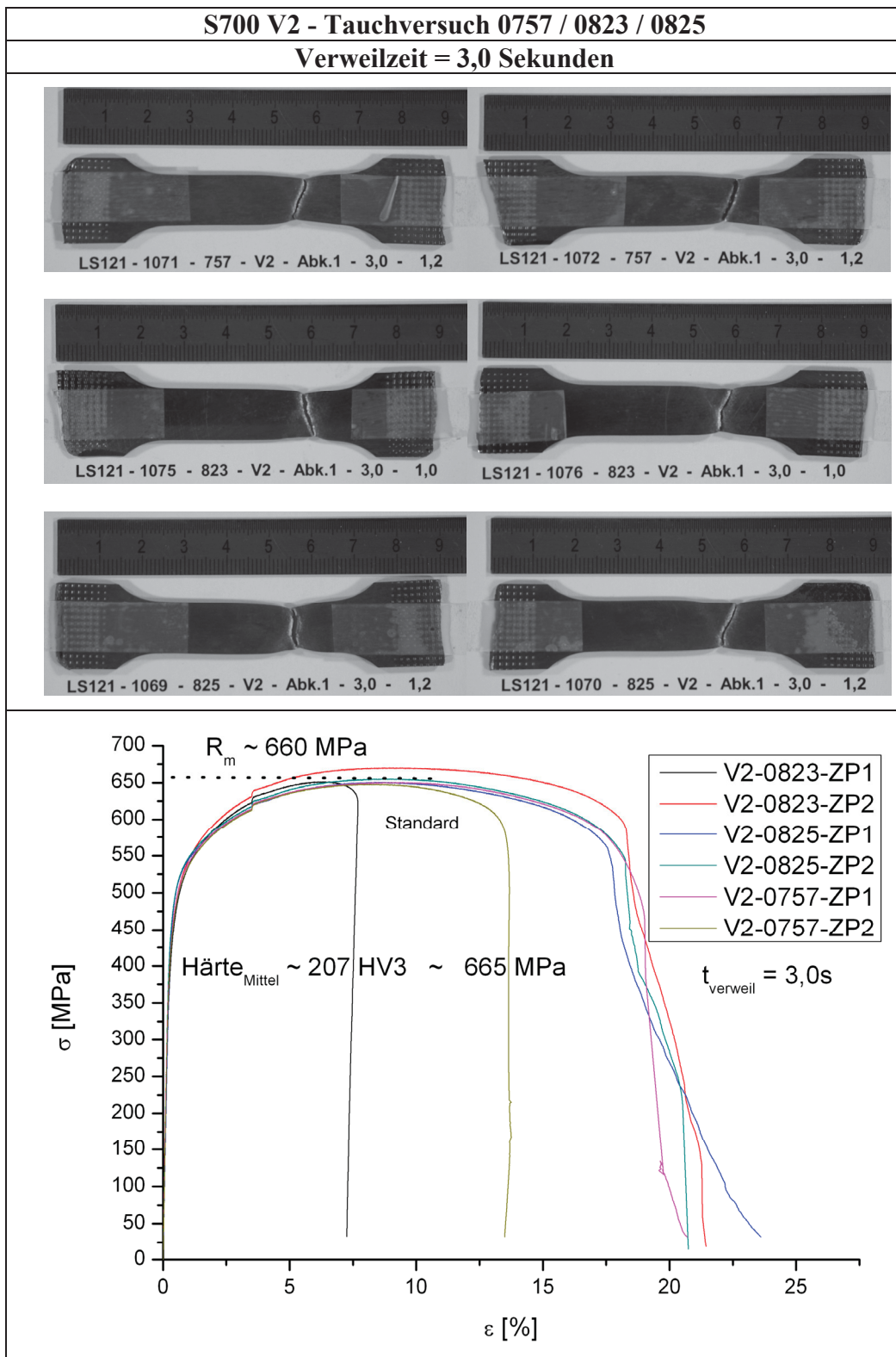
In diesem Teil des Anhanges werden die erhaltenen Ergebnisse für jede einzelne Zugprobe des S700V1 – V4 gezeigt. Weiters wird für jede Zugprobe eine Aufnahme den Ergebnissen beigelegt um das Bruchverhalten der Probe besser zu zeigen.

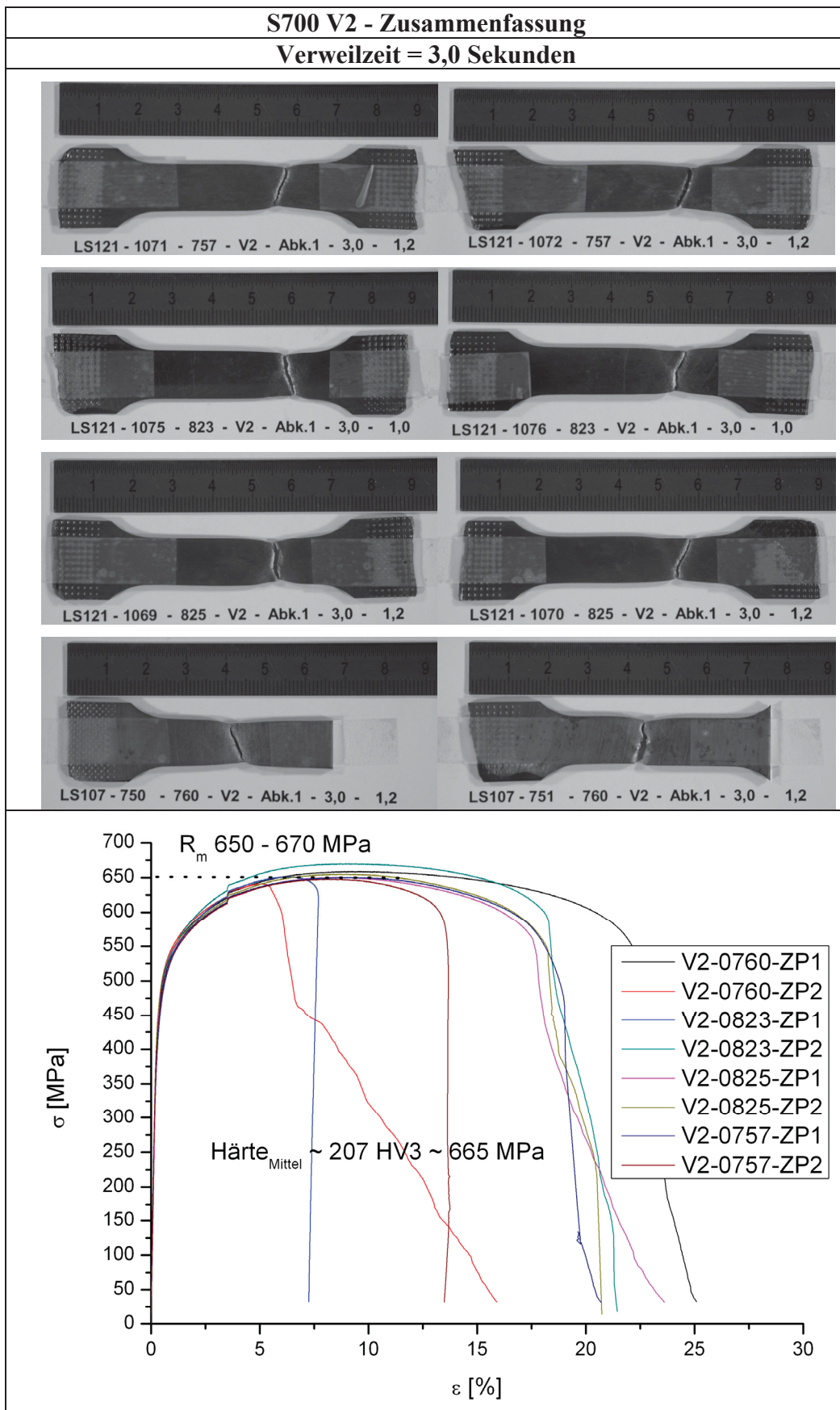


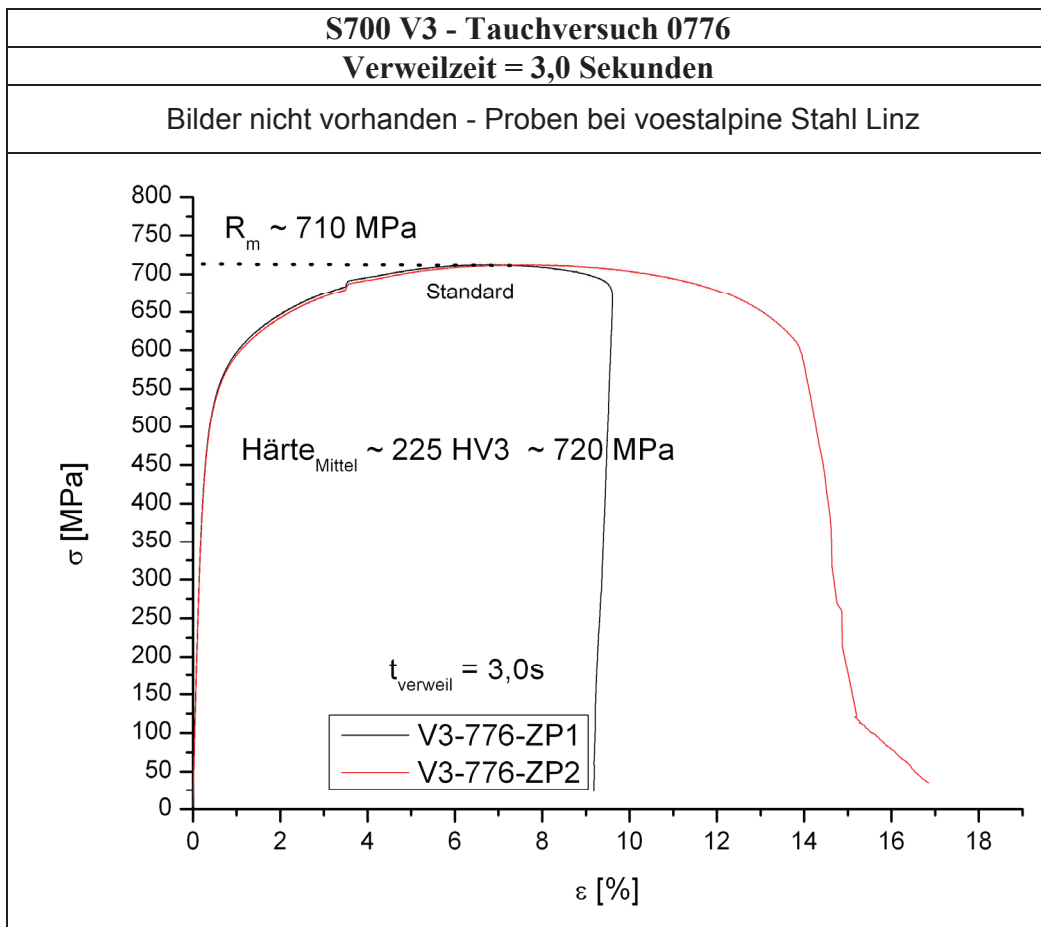


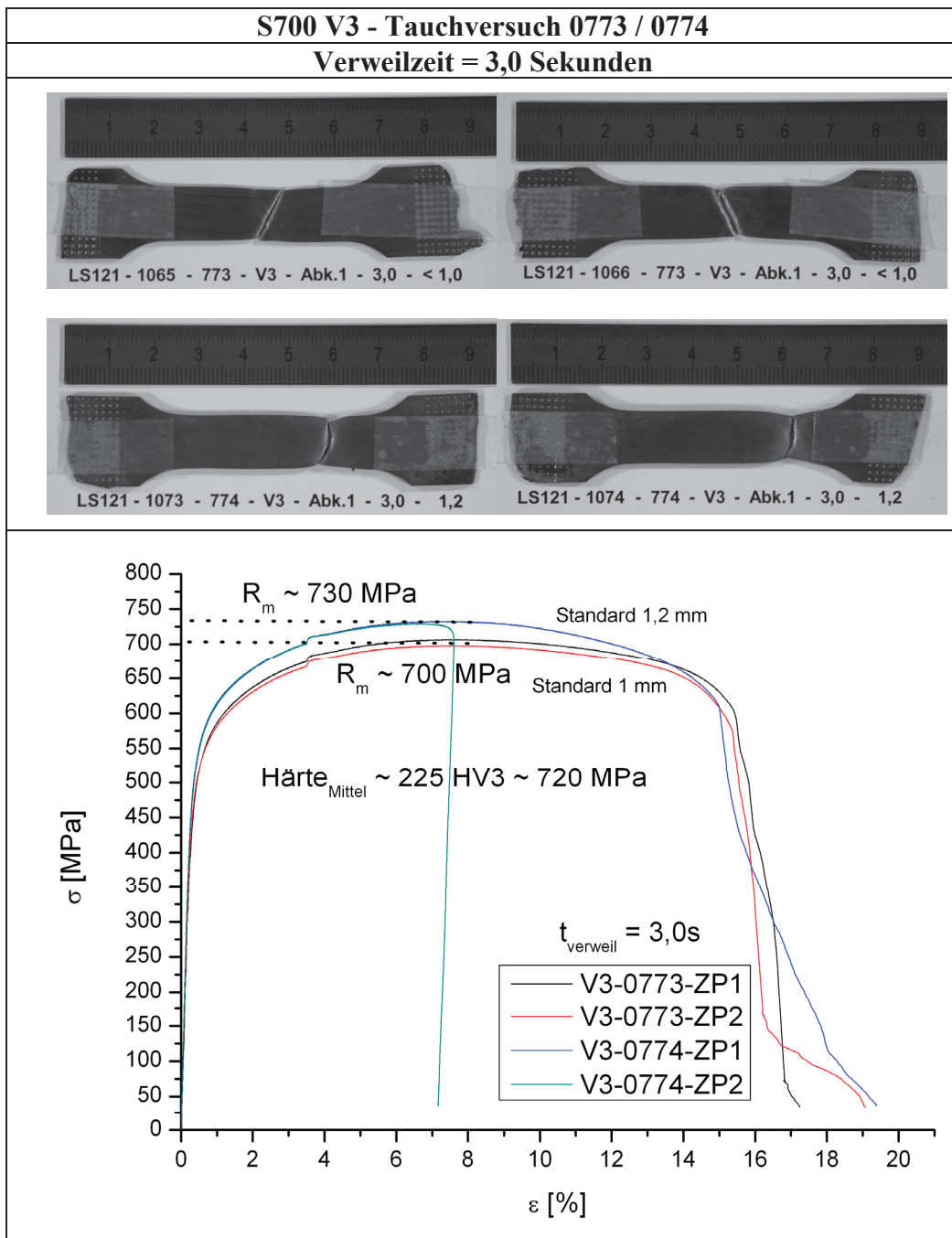


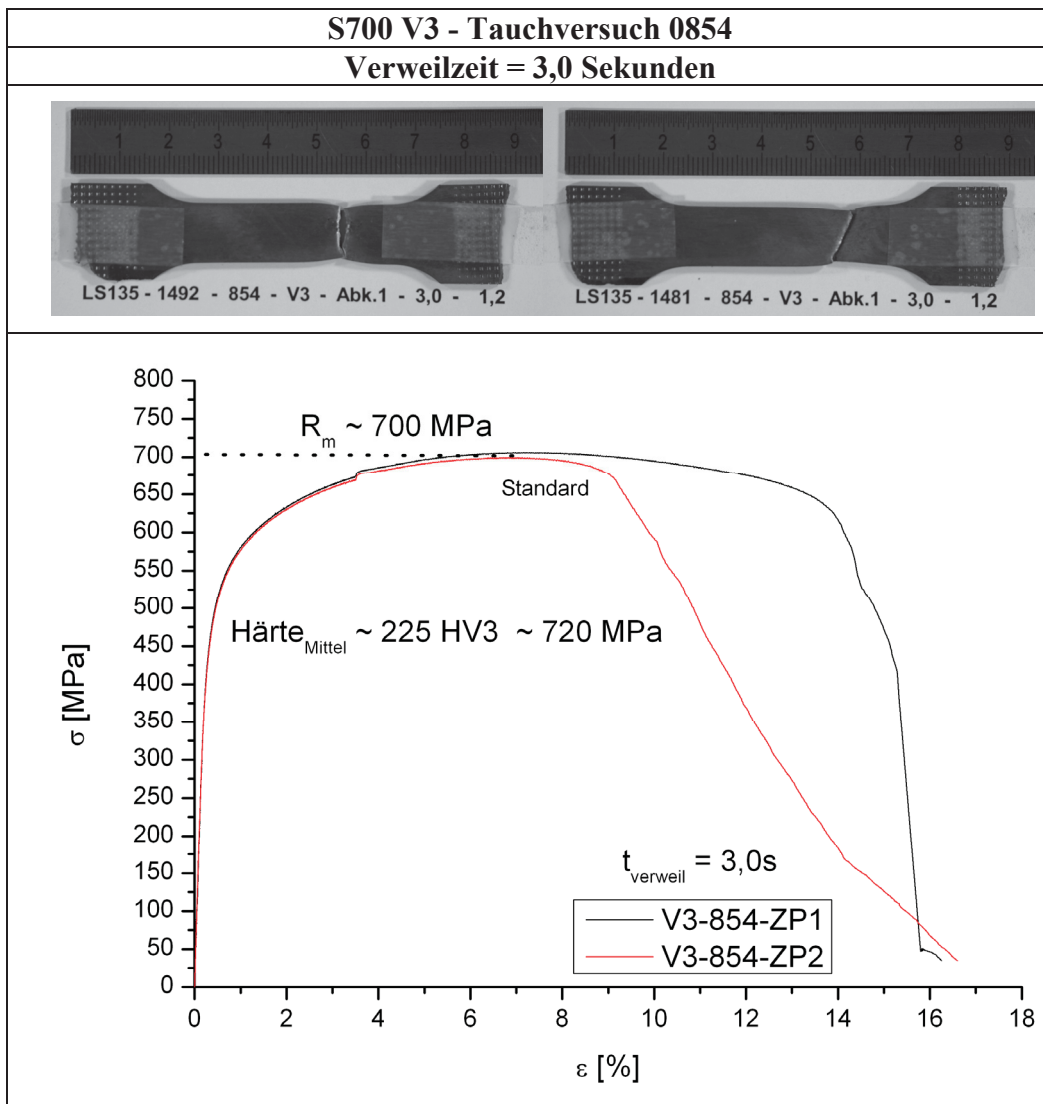






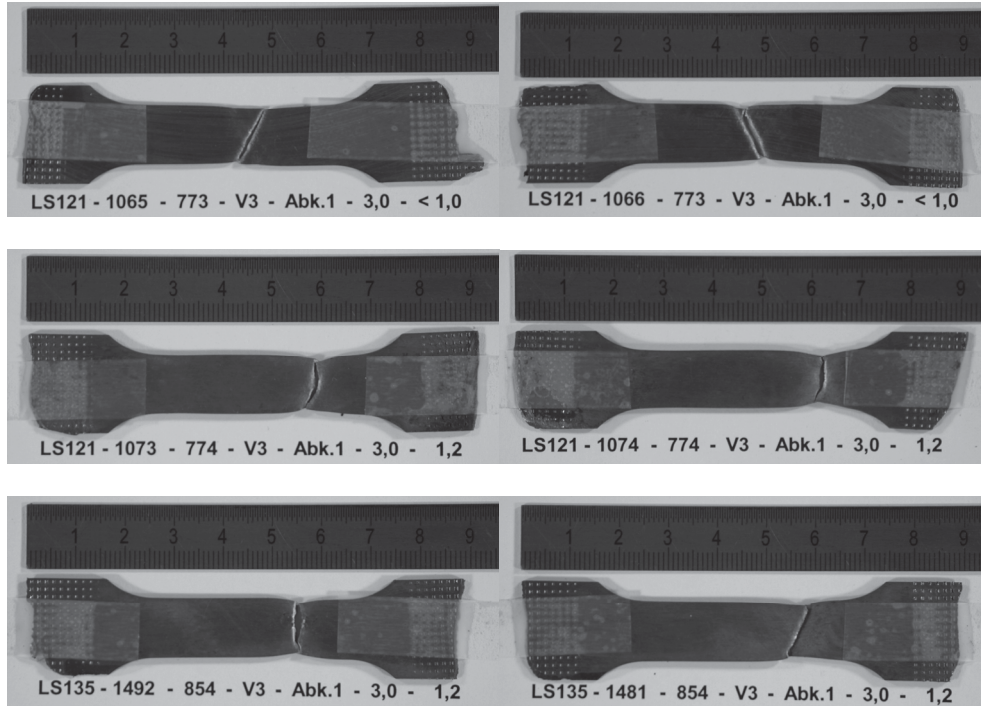




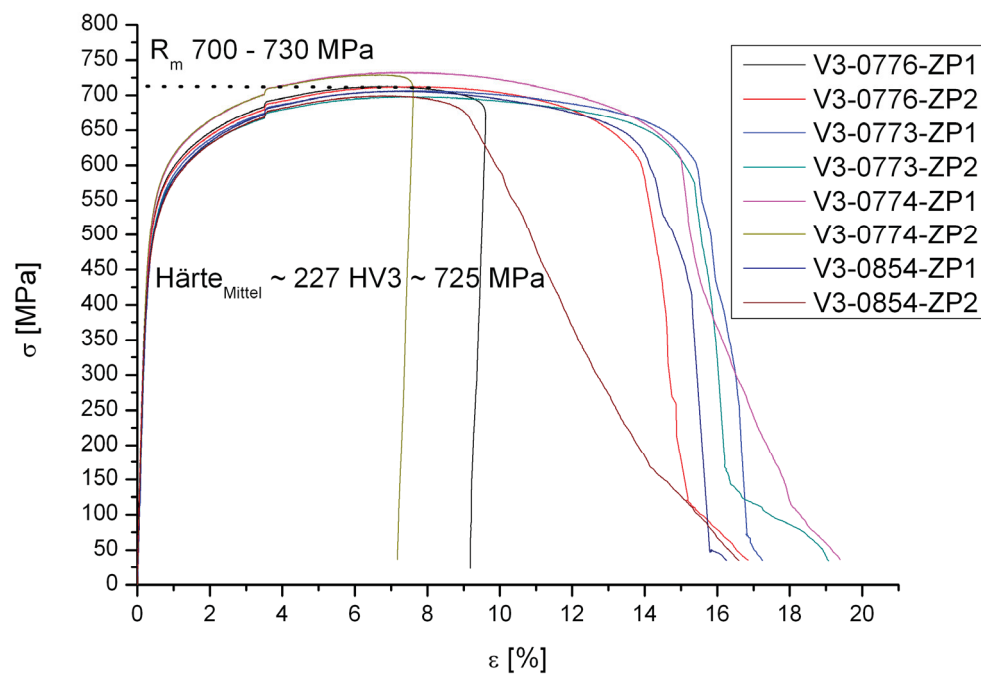


S700 V3 - Zusammenfassung Standard

Verweilzeit = 3,0 Sekunden

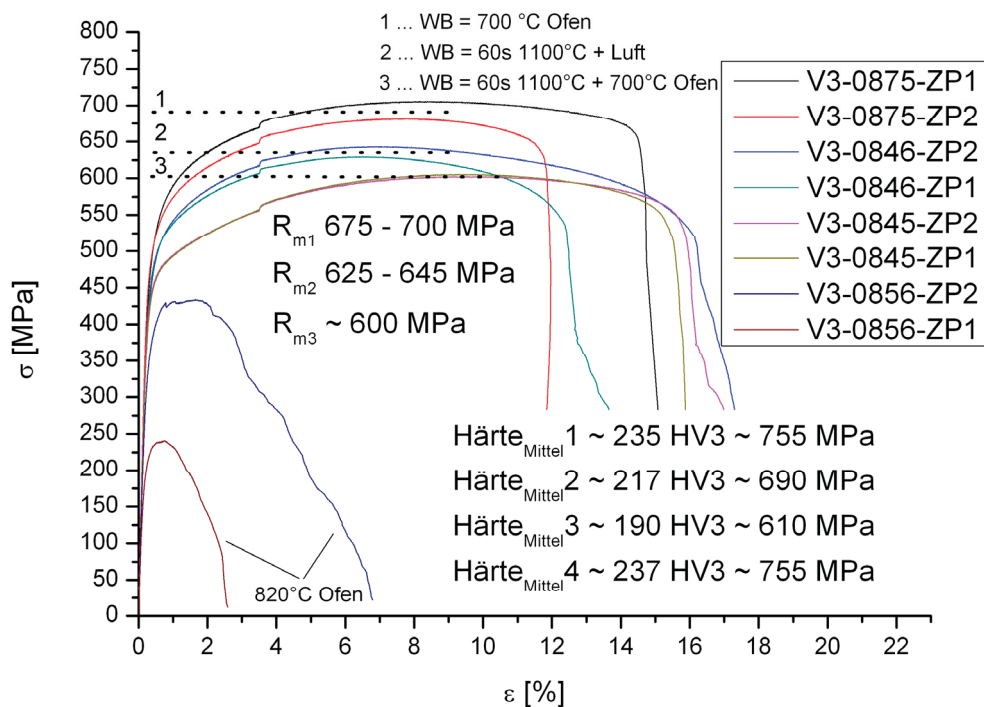
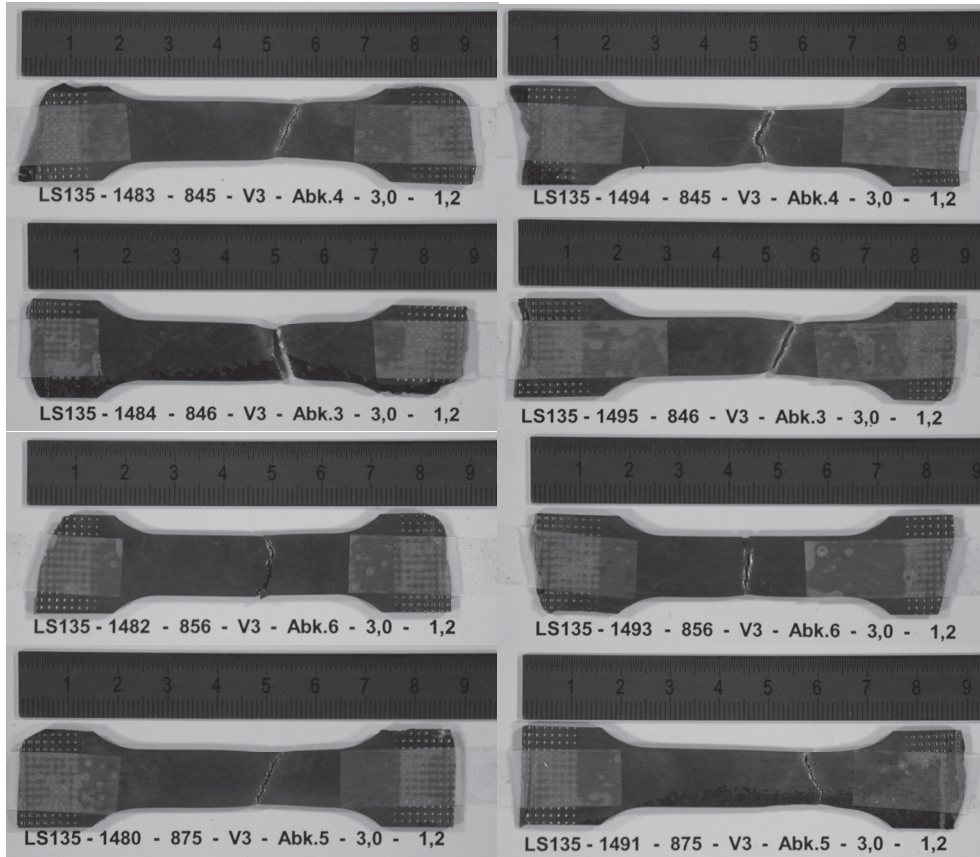


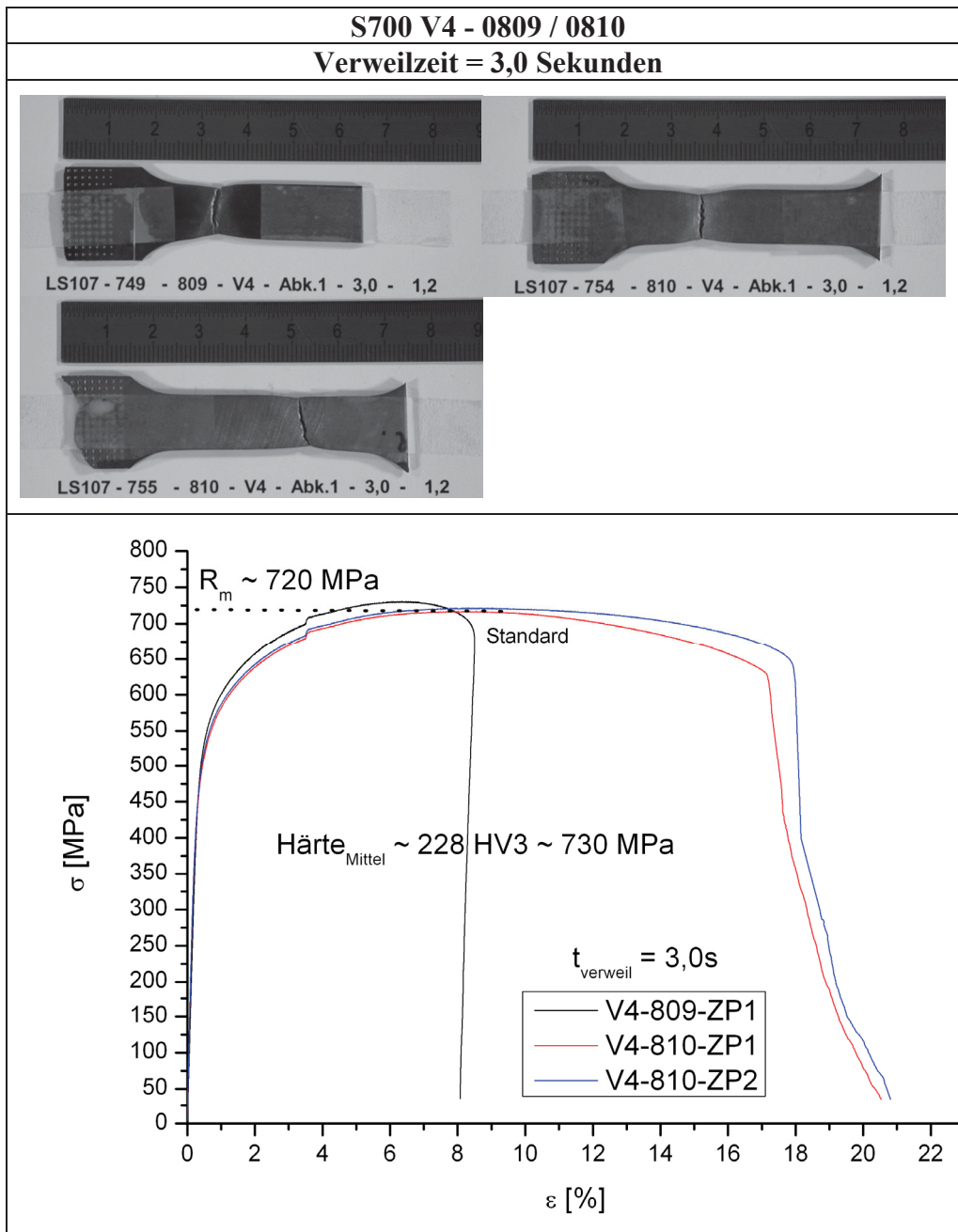
Bilder der Zugproben 0776-ZP1/2 befinden sich bei voestalpine Stahl Linz

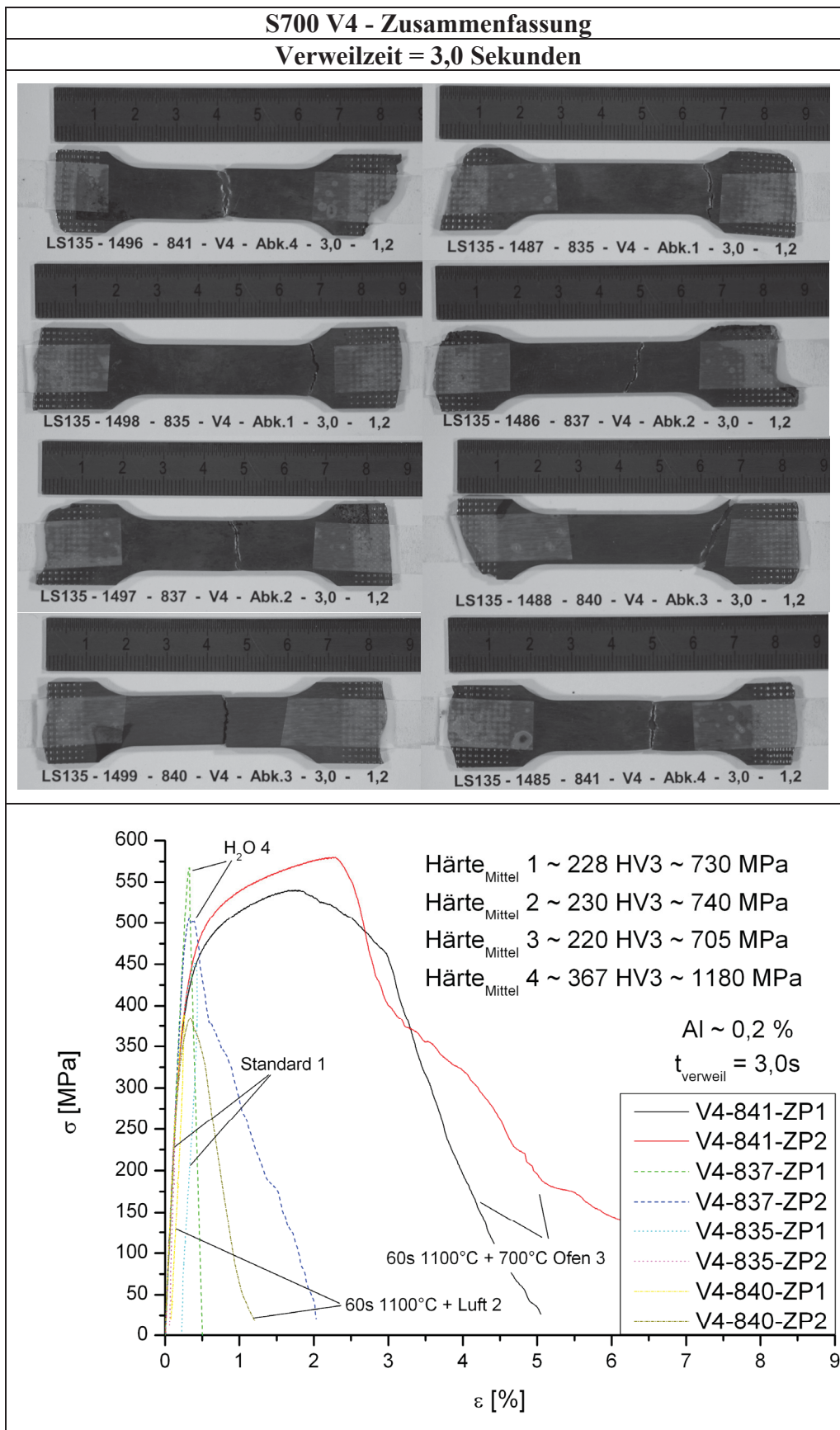


S700 V3 - Zusammenfassung Abkühlungsverläufe

Verweilzeit = 3,0 Sekunden







GREGOR ARTH

Matthäus-Krenauer-Straße 16
8700 Leoben



PERSÖNLICHE ANGABEN

Familienstand	ledig
Staatsangehörigkeit	Österreich
Geburtsdatum	18.05.1982
Geburtsort	Fürstenfeld

AUSBILDUNG

1988–1992	Volksschule Fürstenfeld
1992–2000	AHS BG/BRG Fürstenfeld
2000–2001	Einjährig Freiwilligen Laufbahn beim österreichischen Bundesheer; Derzeitiger Dienstgrad Wachtmeister (WM)
2001–2009	Studium Metallurgie an der Montanuniversität Leoben