



Experimentelle Simulation der Rissbildung im Temperaturbereich des zweiten Duktilitätsminimums von Stählen

Dissertation

eingereicht von

Dipl. -Ing. Pawel Grzegorz Krajewski

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

Doktor der montanistischen Wissenschaften



Kurzfassung

Diese Arbeit präsentiert die Entwicklungsschritte und wichtigsten Ergebnisse von zwei neuen experimentellen Versuchsmethoden zur Untersuchung der Oberflächenrissbildung unter stranggussnahen Bedingungen. Diese Versuchsmethoden sind die In - Situ Characterization - Tensile (IMC-T) und In - Situ Characterization - Bending (IMC-B) Methode. Die erste Methode basiert auf einem Zugversuch an der in – situ erstarrten Schale am Prüfkörper. Die zweite Methode ist der 3 – Punkt Biegeversuch mit Proben, die in einer speziellen Kokille hergestellt werden. Beide Methoden ermöglichen die Untersuchung der Rissanfälligkeit von Stählen mit direkt aus der Schmelze erstarrten Proben. Die Proben charakterisieren sich durch gerichtete Erstarrung, Kornwachstum und Ausscheidungen entsprechend dem simulierten Stranggießprozess. Die Versuchsmethoden gewährleisten auch eine kontrollierte Probenabkühlung bis zur Versuchstemperatur. Damit ist erstmals eine Untersuchung der Rissbildung unter Berücksichtigung aller notwendigen Material- und Prozessparameter möglich.

Abstract

This work presents developmental stages and the most important results of two new experimental test methods to measure the critical strain to prevent the surface crack formation under continuous cast conditions. These experimental methods are the Situ Characterization - Tensile (IMC-T) and the In - Situ Characterization Bending (IMC-B) Method. The first method is based on the tensile test with the in - situ solidified shell on the test body. The second method is the 3 - point bending test with samples, which are produced in a special mold. Both methods allow the measurement of the cracking susceptibility of steels with directly solidified samples from the melt. The samples are characterized by directional solidification, grain growth and precipitation according to the simulated continuous casting process. These methods allow also the controlled cooling of the samples to the testing temperature. Therefore it is the first time possible to investigate the crack formation in consideration of all necessary material and process parameters.

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Dissertation 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.



Paweł Grzegorz Krzajewski

Danksagung

Ich möchte an dieser Stelle allen Menschen danken, die mich während meines Doktoratsstudiums unterstützt und motiviert haben und damit einen wesentlichen Beitrag zum Gelingen dieser Arbeit geleistet haben. Im Besonderen möchte ich danken: Herrn **Ao. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Christian Bernhard** und Herrn **Univ. Doz. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Otmar Kolednik** für die Ermöglichung und Betreuung der vorliegenden Arbeit.

Ein besonderer Dank gilt den Herren **Dipl.-Ing. Dr.mont. Robert Pierer** und **Dipl.-Ing. Florian Schneller** für die ausgezeichnete Zusammenarbeit sowie die vielen Ideen und Diskussionen während der Entwicklung und Optimierung der Versuchsmethoden.

Weiters möchte ich den Herren **Gerhard Wieser**, **Roman Krobath** und **Florian Dierer** für die Hilfe bei der Korrektur dieser Arbeit herzlich danken.

Ich möchte mich unter anderem bei den Herren **Ing. Stefan Stangl**, **Ewald Suchadolnik** und **Gerhard Winkler** für die Unterstützung bei meinen Versuchstätigkeiten bedanken.

Weiters hätte diese Arbeit auch ohne die Hilfe der Herren **Ing. Bernd Lederhaas** und **Siegfried Schider** nicht möglich sein können. Damit möchte ich beiden Herren herzlich danken.

Außerdem danke ich herzlich Herrn **Dipl.-Ing. Peter Presoly** für zahlreiche Diskussionen rund um das Thema - Stahl.

Mein besonderer Dank gilt darüber hinaus meiner Verlobten **Kasia** und meiner **Familie**, die mich bei der Fertigstellung dieser Arbeit besonders unterstützten.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Abstract	II
Eidesstattliche Erklärung	III
Inhaltsverzeichnis	V
Akronyme	VIII
Abbildungsverzeichnis	XI
Tabellenverzeichnis	XVIII
1 Einleitung	1
2 Literaturteil	3
2.1 Stranggießprozess	3
2.2 Qualitätsaspekte beim Stranggießprozess	7
2.3 Belastungen beim Stranggießprozess	8
2.4 Innenrisse	11
2.5 Oberflächenrisse	15
2.6 Querrisse	19
2.7 Bildungsmechanismen der Oszillationsmarken	20
2.8 Mechanismen der Oberflächenrissbildung	27
2.9 Einfluss der Parameter auf die Stahlduktilität und die Oberflächenrissbildung	34
2.9.1 Einfluss der chemischen Zusammensetzung	39
2.9.2 Einfluss der Größe der Austenitkörner	57

2.9.3	Einfluss der Abkühlrate und der thermischen Geschichte	58
2.9.4	Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit.....	62
2.9.5	Zusammenfassung der Einflüsse der Parameter auf die Stahlduktilität.....	64
2.10	Versuchsmethoden zur Untersuchung der Stahlduktilität	65
2.10.1	Heißzugversuche.....	66
2.10.2	Hochtemperatur Biegeversuche	70
2.10.3	Torsionversuche	73
2.10.4	Stauchversuche	73
2.10.5	Zusammenfassung der Versuchsmethoden.....	75
3	Experimenteller Teil.....	77
3.1	Beschreibung des Prinzips des IMC-T Versuchs	78
3.2	Vorstellung der Probleme bei der Entwicklung des IMC-T Versuchs.....	81
3.3	Entwicklungsschritte bei der Optimierung der IMC-T Versuch.....	82
3.4	Beschreibung des Prinzips des IMC-B Versuchs.....	84
3.5	Beurteilung der Ergebnisse	88
3.6	Metallographische Auswertung der Ergebnisse und benutzte Versuchsmethoden.....	88
3.7	Software-Einsatz für die Simulation des Materialverhaltens	90
4	Experimentelle Arbeiten.....	91
4.1	Ergebnisse der IMC-T Versuche	92
4.1.1	Serie A	93
4.1.2	Serie B	95
4.1.2.1	Messung der kritischen Verlängerung	95
4.1.2.2	Prüfung der Reproduzierbarkeit der Abkühlungsbedingungen	97
	<i>Zusammenfassung der Serie B:</i>	98
4.1.3	Serie C.....	98
4.1.3.1	Versuchsrandbedingungen.....	99
4.1.3.2	Ergebnisse und Diskussion	100
4.1.3.3	Metallographische Untersuchung	104
4.1.3.4	Gefügeentwicklung während der Abkühlung	106
4.1.3.5	Untersuchung der Temperaturunterschiede in der Gesamtschale	108
4.1.3.6	Überprüfung des eventuellen Auftretens der dynamischen Rekristallisation	110
4.1.3.7	Metallographische Untersuchung der Bruchflächen.....	112
4.1.3.8	Einfluss von Partikeln auf den Auftritt der Bruchmechanismen	117
4.1.3.9	Mikrosondenuntersuchung	119
4.2	Zusammenfassung der experimentelle Ergebnisse des IMC-T Versuchs	121

4.3	Ergebnisse der IMC-B Versuche	122
4.3.1	Serie D	122
4.3.2	Serie E	124
4.3.3	Serie F	127
4.3.4	Serie G	129
4.3.5	Serie H	131
4.3.6	Serie I	133
4.3.7	Serie J	135
4.4	Zusammenfassung der experimentelle Ergebnisse des IMC-B Versuchs	137
4.5	Neue Ausstattung und die Zukunft des IMC-B Versuchs	139
5	Zusammenfassung	141
6	Literaturverzeichnis	143
7	Anhang	161
	Anhang A – Prüfkörpergeometrie	161
	Anhang B – Abaqus Simulation des IMC – T Versuchs	162
	Anhang C – Skript zur Berechnung der Ausscheidungskinetik in der Schale	166

Akronyme

A_0	Schalenfläche vom IMC – T Versuch, in mm^2
A_1	Schalenbruchfläche nach dem IMC – T Versuch, in mm^2
AFZ	Ausscheidungsfreie Zone
A_{r_3}	Temperatur der Bildung von Ferrite unter der konstanten Abkühlrate ohne die Verformung
B	Parameter abhängig vom Material
BR	Biege-Richt-Anlage
BT	Brake-temperature
d	Brammendicke, in m
D_2	Durchschnittliche Schalendurchmesser nach dem IMC – T Versuch, in mm
D_0	Austenitkorngröße, in μm
D_1	Durchschnittliche Schalendurchmesser vom IMC – T Versuch, in mm
DIF	Deformationsinduzierter Ferrite
DRX	Dynamische Rekristallisation
F_{max}	maximal Kraft, in kN
GBS	Korngrenzengleitung
HDZ	Zone der höheren Duktilität
IMC-T	In-Situ Characterization Method -Tensile

IMC-B	In-Situ Characterization Method – Bending
I	Länge der Schale während des Versuchs, in mm
l_0	Angangslänge der Schale, in mm
LfM	Lehrstuhl für Metallurgie
LSCM	Laser Scanning Confocal Mikroskop
LWB	Lokale Werte der Brucheinschnürung
m	Parameter abhängig vom Material
NDZ	Zone der niedrigeren Duktilität
NME	Nichtmetallischer Einschlüsse
NZT	Nullzähigkeitstemperatur
OM	Oszillationsmarken
p	Parameter abhängig vom Material
Q_{def}	Akriationsenergie
R	Gaskonstante
r_1	Radius des Prüfkörpers, in mm
r_2	Radius des Prüfkörpers und die Schale, in mm
S	Schalendicke, in m
S_n	Schalendicke in n - , in m
SSCT	Submerged Split Chill Tensile test
R	Stranggießradius, in m
REM	Rasterelektronenmikroskop
R_{n-1}	Stranggießradius bei der n-1 – Punkt Richtzone, in m
R_n	Stranggießradius bei der n – Punkt Richtzone, in m
t	Zeit, in s
T	Temperatur, in K
T_{End}	Temperatur am Versuchsende, in °C
T_{max}	Temperatur beim maximalen Kraft, in °C
T_u	Temperatur während der Brammenrückbiegen, in °C

t_n	Negativstripzeit, in s
Z	Zener – Hollomon Parameter
α	Ferrite
γ	Austenite
φ	Logarithmische Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	Verformungsgeschwindigkeit, in s^{-1}
ε_c	kritische Dehnung für DRX
ε_p	Peak Dehnung
ε_u	Biegedehnung

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Stranggussanteil an der Weltrohrstahlerzeugung	4
Abbildung 2-2: Das Prinzip einer konventionellen Kreisbogenerstranggießanlage.....	4
Abbildung 2-3: Arten von Stranggießanlagen	6
Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der verschiedenen Rissarten.....	8
Abbildung 2-5: Schematische Darstellung der Biegedehnungen	10
Abbildung 2-6: Heißrisse in Knüppel, Bramme und Rundmaterial	11
Abbildung 2-7: Beispiele für offene Heißrisse und Heißrisseigerungen	12
Abbildung 2-8: Concentration Mapping und ZTU-Schaubilder (JMat Pro) für den Stahl	12
Abbildung 2-9: Etappen der Heißrissbildung	13
Abbildung 2-10: Anzahl von Heißrissen abhängig von der Gießgeschwindigkeit	14
Abbildung 2-11: Risse an der Knüppeloberfläche	18
Abbildung 2-12: Querrisse: im Mitten- und im Kantenbereich.....	19
Abbildung 2-13: Bildung von Oszillationsmarken, Schwankungen in der Wärmestromdichte, Schalenform und die Kokillengeschwindigkeit in fünf Oszillationszyklen	21
Abbildung 2-14: Mechanismen der Bildung von Oszillationsmarken	21
Abbildung 2-15: Mechanismen der Bildung von Oszillationsmarken nach Dehalle et al.....	22
Abbildung 2-16: Oszillationsmarken mit Überlappung und ohne Überlappung	22
Abbildung 2-17: Mechanismus der Oszillationsmarkenbildung nach Emi et al.	23

Abbildung 2-18: Reduzierung der Tiefe von Oszillationsmarken durch die Erhöhung der Oszillationsfrequenz von 100 min^{-1} auf 240 min^{-1}	24
Abbildung 2-19: Zwei Typen von Rissen entlang Oszillationsmarken.....	24
Abbildung 2-20: Einfluss der Oszillationsmarkentiefe auf die kritische Dehnung zur Rissbildung für die peritektische Stahlsorte mit dem mittleren Kohlenstoffgehalt.....	25
Abbildung 2-21: Mikrorrisse an einer Oszillationsmarke entlang von anormalen groben Austenitkörnern	26
Abbildung 2-22: Oberflächerriss in Kantennähe der Bramme, gebildet unter der Solidustemperatur (a) und Dekohäsion einer Austenitkorngrenze durch Mikroporen (b)	27
Abbildung 2-23: Schritte der Entstehung und Ausbreitung der interkristallinen Risse während der Korngrenzengleitung	28
Abbildung 2-24: Verschiedene Formen der Risse an den Austenitkorngrenzen abhängig von der Korngrenzenbewegung	28
Abbildung 2-25: Ausscheidungsfreie Zone entlang von Austenitkorngrenzen in Nb – haltigem Stahl untersucht bei 950°C	29
Abbildung 2-26: Arten von Bruchflächen:.....	29
Abbildung 2-27: Die Etappen der interkristallinen Rissbildung durch das Zusammenwachsen der heterogenen Poren bei niedrigeren Temperaturen in Austenit und im Zweiphasengebiet γ/α	30
Abbildung 2-28: (a) Interkristalline Risse entlang eines dünnen Ferritfilms und (b) die Ausbreitung der Risse entlang eines dünnen Ferritfilms gebildet an den Austenitkorngrenzen (Brammenprobe).....	31
Abbildung 2-29: Änderungen der Stahlduktilität abhängig von der Temperatur	34
Abbildung 2-30: (a) Metallographische Untersuchung von Nb - haltigem Stahl unter dem REM bei 925°C , (b) Nb – haltiger Stahl bei 925°C mit interkristalline Sprödbbruch, (c) Nb – freier Stahl bei 875°C zeigt unter REM interkristalline duktile Brüche welche beim Zusammenwachsen von Mikroporen entstanden sind und (d) Nb – haltiger Stahl zeigt bei 825°C einen interkristallinen Bruchmechanismus entstanden beim Zusammenwachsen der Mikroporen innerhalb des dünnen Ferritfilms	38
Abbildung 2-31: Schematische Darstellung der möglichen Bruchbereiche bei Verformungsgeschwindigkeiten im mittleren Bereich im Fe-C Zweistoffdiagramm	40

Abbildung 2-32: Schematisches Diagramm des interkristallinen Bruchmechanismus' in einer Al-N-S Legierung und interkristalline Dekohäsion aufgrund der S Seigerungen an den Austenitkorngrenzen	41
Abbildung 2-33: Effekt des Kohlenstoffgehalts auf die Duktilität und die Austenitkorngröße	43
Abbildung 2-34: Schematische Darstellung der Austenitstruktur in der erstarrenden Schale	43
Abbildung 2-35: (a) Einfluss des Stickstoffs auf die Duktilität eines aluminiumfreien Stahls, (b) Einfluss des Stickstoffs auf die Duktilität eines C-Mn-Nb-Al Stahls: 0.032-0.042 % Al (gelöst), 0.034 %Nb.....	44
Abbildung 2-36: (a) Einfluss von $[Al]*[N]$ auf die Stahlduktilität, (b) Einfluss von V und N auf die Stahlduktilität bei 800 °C	45
Abbildung 2-37: Einfluss des Ti zu N Verhältnisses und der Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Ausscheidungsgröße für Stahl, untersucht bei 1000 °C.....	46
Abbildung 2-38: Einfluss von Niob auf die Stahlduktilität	48
Abbildung 2-39: Einfluss der Abkühlrate auf die Duktilität von C-Mn-Al-Nb Stahl.....	49
Abbildung 2-40: (a) Einfluss des Bors auf die Duktilität eines Nb- und N – freien Stahls, (b) Einfluss des Bors auf die Duktilität eines Nb-freien, N-haltigen Stahls, (c) Einfluss des Bors auf die Duktilität eines Nb und N – haltigen Stahls	53
Abbildung 2-41: (a) Einfluss des Vanadiums auf die Stahlduktilität, (b) Die Rissanfälligkeit der verschiedenen Stahlsorten abhängig von der Temperatur untersucht durch den Hochtemperaturbiegeversuch	54
Abbildung 2-42: (a) Einfluss des Kupfers auf die Stahlduktilität, (b) Einfluss der Zugabe von Kupfer und Zinn auf die Rissintensität.....	56
Abbildung 2-43: Vergleich der Duktilität von Ca –haltigem Stahl mit anderen Stählen.....	57
Abbildung 2-44: Einfluss der Austenitkorngröße auf die Duktilität von einem Stahl	58
Abbildung 2-45: Einfluss der Abkühlrate auf die Duktilität eines C-Mn-Al-Nb Stahls	59
Abbildung 2-46: Einfluss der thermischen Behandlung auf die Duktilität eines C-Mn-Nb-Ti-Al Stahls	60
Abbildung 2-47: Die Gefügeentwicklung in der einzelnen (γ/α) Phasenumwandlung (Zyklus A) und doppelten ($\gamma/\alpha/\gamma$) Phasenumwandlung (Zyklus B).....	61

Abbildung 2-48: Einfluss der T_{\min} und Ruckbiegetemperatur auf die Ti-B Stahlduktilität	61
Abbildung 2-49: Einfluss der thermischen Zyklen an die Stahlduktilität bei 900 °C	62
Abbildung 2-50: Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die Stahlduktilität eines 0.4 % C Stahls.....	63
Abbildung 2-51: Bereiche der Hochtemperaturversprödung aufgrund der dynamischen Ausscheidung von Karbonitriden und Sulfiden abhängig von der Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit	63
Abbildung 2-52: Zusammenfassung aller Einflussparameter auf die Stahlduktilität	65
Abbildung 2-53: Drei grundlegende thermische Strategien beim Heißzugversuch.....	66
Abbildung 2-54: Heißzugmaschine und Brucheinschnürungskurve.....	67
Abbildung 2-55: Einfluss der thermischen Strategien auf die Brucheinschnürungskurve von Nb-Ti Stählen	68
Abbildung 2-56: Einfluss der thermischen Strategie auf die Duktilität von C-Mn-Nb-Al Stählen mit verschiedenen Schwefelgehalten	68
Abbildung 2-57: Die Brucheinschnürungskurven abhängig von der Versuchsrichtung.....	69
Abbildung 2-58: Hochtemperatur Biegeversuch nach Yasunaka et al.	70
Abbildung 2-59: Hochtemperatur Biegeversuch nach Yasumoto et al. (a) Kokille, (b) Biegeapparat, (c) Temperaturbereich der Vorverformung und des Biegens	71
Abbildung 2-60: Rissanfälligkeit von verschiedenen Stahlsorten in Abhängig der Temperatur untersucht mittels des Hochtemperaturbiegeversuchs.....	72
Abbildung 2-61: Die Biegeapparat nach Lankford	72
Abbildung 2-62: Apparat des Stauchversuchs nach Lewis	74
Abbildung 3-1: Ausrüstung und Prüfkörper für den IMC-T Versuch.....	79
Abbildung 3-2: Durchführung des IMC-T Versuchs.....	80
Abbildung 3-3: (a) freie dendritische Oberfläche in der Schale gezogen bei 800 °C, (b) Bruchfläche mit interdendritischem und interkristallinem Anteil, (c) Vergrößerung der interkristallinen Bruchfläche	81
Abbildung 3-4: Beispiele der Vorschädigungen in den erstarrten Schalen bei „no load“ Versuchen: (a) unbeschichteter Prüfkörper und (b) beschichteter Prüfkörper	82

Abbildung 3-5: Vorstellung der verschiedenen Konzepte der Prüfkörper zur Optimierung im IMC-T Versuch	82
Abbildung 3-6: Erstarrung in einer Stranggusskokille und in der Kokille des Schwerkraftgusses	85
Abbildung 3-7: (a) Beschichtete Einschubplatte mit der Kerbe, (b) Grundplatte mit beschichteter Einschubplatte	86
Abbildung 3-8: Anlage zur Probenherstellung: (a) spezielle Kokille, (b) Kokille mit kippbaren Wagen	86
Abbildung 3-9: Durchführung des IMC-B Versuchs	87
Abbildung 3-10: Aufbau der Thermobox und der 3-Punkt Biegeapparatur	88
Abbildung 3-11: Graphische Auswertung der Austenitkornflächen	89
Abbildung 4-1: Schalenzustand, „no load“ Versuch, Schmelze Nr. 1	94
Abbildung 4-2: Schalenzustand, „no load“ Versuch, Schmelze Nr. 2	94
Abbildung 4-3: Kraft-Verlängerungs-Kurven, Serie B	96
Abbildung 4-4: Metallographische Auswertung, Serie B	97
Abbildung 4-5: Temperaturverlauf bei der Schalenabkühlung aus den Schmelzen	98
Abbildung 4-6: Prüfkörper mit den erstarrten Schalen nach den IMC-T Versuchen	100
Abbildung 4-7: Kleine Riss an der Schalenoberfläche, Versuch Nr. 1	101
Abbildung 4-8: Temperatur-Zeit Kurven für die Versuche der Serie C	102
Abbildung 4-9: Kraft-Verlängerungs- Kurven für die Versuche der Serie C	102
Abbildung 4-10: Kritische Verlängerung und LWB - Diagramm	103
Abbildung 4-11: Metallographische Untersuchung der inneren und äußeren Schalenoberflächen, Versuch Nr. 7	104
Abbildung 4-12: Verteilung der Austenitkörner bei der Schale aus den Versuch Nr. 7	105
Abbildung 4-13: Gefügeentwicklung bei der Abkühlung von 1500 °C, Abkühlungsrate 8.25 °C/s	106
Abbildung 4-14: Gefügeentwicklung bei der Abkühlung von 1500 °C, Abkühlungsrate 1.37 °C/s	107
Abbildung 4-15: Ferritfilm an den Austenitkorngrenzen, Abkühlungsrate 1.37 °C/s	107

Abbildung 4-16: Längenänderung – Temperaturkurve während der Probenabkühlung mit der Abkühlungsrate von 8.25 °C/s.....	108
Abbildung 4-17: Temperaturprofil während der Schalenabkühlung	109
Abbildung 4-18: Temperaturunterschiede in der Schale nach 140 s	110
Abbildung 4-19: Zusammenfassung der Temperatur in der Probe, Umformgrad und die berechnete kritische Dehnung.....	112
Abbildung 4-20: Interkristalliner Spröbruch (Versuch Nr.8), $T_{\text{bei } F_{\text{max}}} = 848 \text{ °C}$	114
Abbildung 4-21: Bruchfläche bei den Versuche Nr. 9 und 2. ($T_{\text{bei } F_{\text{max}}} = 838 \text{ °C} - 833 \text{ °C}$) .	114
Abbildung 4-22: Interkristalliner Verformungsbruch, Versuch Nr. 10, $T_{\text{bei } F_{\text{max}}} = 787 \text{ °C}$	115
Abbildung 4-23: Interkristalliner Spröbruch mit den interkristallinen Verformungsbruch, Versuch Nr. 11, $T_{\text{bei } F_{\text{max}}} = 766 \text{ °C}$	115
Abbildung 4-24: (a) Interkristalliner Verformungsbruch mit den Stellen vom interkristallinen Spröbruch, (b) Interkristallinen Verformungsbruch und (c) interdendritische Bruchfläche mit der Schlacke, Versuch Nr.3, $T_{\text{bei } F_{\text{max}}} = 765 \text{ °C}$	116
Abbildung 4-25: Interkristalliner und transkristalliner Verformungsbrüche (Versuche Nr. 4 und 5), $T_{\text{bei } F_{\text{max}}}$ bei ca. 715 °C.....	116
Abbildung 4-26: Transkristalliner Verformungsbruch (Versuch Nr. 6 und 7), $T_{\text{bei } F_{\text{max}}}$ bei ca. 675 °C	117
Abbildung 4-27: Einfluss der (a) Ausscheidungsichte, (b) der mittleren Größe und (c) des Abstandes zwischen der AlN Ausscheidungen auf dem Bruchmechanismus	119
Abbildung 4-28: Ergebnisse der Mikrosondeuntersuchung.....	120
Abbildung 4-29: Probe aus der Versuchsserie D	123
Abbildung 4-30: Korngrößenverteilung von Probe aus der Versuchsserie D mit Ergebnissen von Reiter et al. für eine Brammenprobe	124
Abbildung 4-31: Probe aus der Versuchserie E	125
Abbildung 4-32: Querschliff der Probe von der Serie E	125
Abbildung 4-33: Längsschliff der Probe von der Serie E.....	125
Abbildung 4-34: Die Ergebnisse der Rissuntersuchung unter den REM und Lichtmikroskopie.....	126
Abbildung 4-35: Thermobox.....	127

Abbildung 4-36: Die Temperaturverlauf während des Versuchs mit der bezeichneten Position der Thermoelemente in der Kokille in der Serie F	128
Abbildung 4-37: Probe aus der Versuchserie F	128
Abbildung 4-38: Interkristalline Risse entlang den Austenitkorngrenzen	129
Abbildung 4-39: Proben nach dem Biegeversuch	130
Abbildung 4-40 Beispiele der Risse aus der Versuche Nr. 1 und 2.....	131
Abbildung 4-41: (a) Proben nach dem Biegeversuch, (b) Temperaturverlauf während des Versuchs	132
Abbildung 4-42: Beispiele von Rissen in den Proben der Serie H	132
Abbildung 4-43: Messmethode.....	133
Abbildung 4-44: Einschubplatte und die fertige Kokille zur Untersuchung.....	134
Abbildung 4-45: Probe mit der Kerbe von der Serie I.....	134
Abbildung 4-46: Proben mit Kerben der Serie J.....	136
Abbildung 4-47: Risse entlang von Austenitkorngrenzen: in der Kerbspitze und außerhalb der Kerbe.....	137
Abbildung 4-48: Ofen mit der Apparatur zum „as cast“ Biegeversuch	140
Abbildung 7-1: Prüfkörper Nr. 4.....	161
Abbildung 7-2: Prüfkörper Nr. 5.....	162
Abbildung 7-3: Materialdaten für den Stahl und Prüfkörper beim Versuch Nr. 4	163
Abbildung 7-4: Thermische Modelle zur Simulation: des Schalenwachstums an den Prüfkörper während des erstens 6 s des Eintauchs vom Prüfkörper in der Schmelze; des IMC – T Versuchs in der Schmelze.....	164
Abbildung 7-5: Temperaturverteilung in der Schale nach der 105 s Abkühlung in der Luft; Temperatur und plastische Dehnungsverteilung in der Schale nach dem Zugversuch, Versuch Nr. 4	165
Abbildung 7-6: Vergleichung: (a) des Temperaturverlaufes und (b) Kraft-Verlängerungskurven aus Simulation und Experiment	165

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Vor- und Nachteile von verschiedenen Stranggießanlagenbauarten	7
Tabelle 2-2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stahlsorten	57
Tabelle 2-3: Vorteile und Nachteile der Heißzugversuche	75
Tabelle 2-4: Vorteile und Nachteile der Hochtemperatur Biegeversuch	76
Tabelle 2-5: Vorteile und Nachteile der Torsionsversuche	76
Tabelle 2-6: Vorteile und Nachteile der Stauchversuche	76
Tabelle 3-1: Anforderungen an das Herstellkonzept	78
Tabelle 4-1: Die Versuchsserien und ihre Ziele bei der IMC-T Methode	91
Tabelle 4-2: Die Versuchsserien und ihre Ziele bei der IMC-B Methode	92
Tabelle 4-3: Chemische Zusammensetzung der Schmelzen aus der Serie A, in Masse-% .	93
Tabelle 4-4: Chemische Zusammensetzung der Schmelzen aus der Serie B, in Masse-% .	95
Tabelle 4-5: Versuchsparameter der Serie B	95
Tabelle 4-6: Chemische Zusammensetzung der Schmelzen der Serie C, in Masse-%	99
Tabelle 4-7: Detailinformationen der Versuche aus der Serie C	99
Tabelle 4-8: Zusammenfassung der Ergebnisse aus der Versuchsserie C	103
Tabelle 4-9: Koeffizienten zur Berechnung der kritischen Dehnung für DRX.....	111
Tabelle 4-10: Beschreibung der Bruchmechanismen an den Bruchflächen von IMC – T Schalen	113

Tabelle 4-11: Chemische Zusammensetzung der Brammenproben, in Masse-%	120
Tabelle 4-12: Chemische Zusammensetzung der Probe bei der Serie D, in Masse-%	123
Tabelle 4-13: Chemische Zusammensetzung der Probe der Serie E, in Masse-%.....	124
Tabelle 4-14: Chemische Zusammensetzung der Probe bei der Serie F, in Masse-%.....	127
Tabelle 4-15: Stahlzusammensetzung der Probe aus der Serie G, in Masse-%	130
Tabelle 4-16: Versuchsparameter und Versuchsergebnisse der Serie G	130
Tabelle 4-17: Die Messungsergebnisse der Risse aus der Serie H	133
Tabelle 4-18: Zusammensetzung der Probe aus der Serie I, in %	134
Tabelle 4-19: Chemische Zusammensetzung der Proben aus der Serie J, in Masse-%	135
Tabelle 4-20: Versuchsparameter und Versuchsergebnisse der Serie J	136

1 Einleitung

Der Stranggießprozess ist die verbreitetste Methode zur Erzeugung von hochwertigem Halbzeug aus Stahl. Der Grund für diese Popularität ist die signifikante Senkung der Energiekosten und Erhöhung der Qualität des gegossenen Produkts im Vergleich zu konventionellen Gießmethoden. Weiters bietet der Ersatz von Kokillen und Blockwalzwerk durch eine Stranggießanlage große Einsparungsmöglichkeiten bei der Produktion des Stahles. Durch den Wegfall dieser Produktionsschritte sinkt auch die Menge des produzierten Kohlendioxids, der Personalkosten und Produktionszeit, was zur deutlichen Erhöhung der Produktivität der Werke führt.

Trotz intensiver Bemühungen zur Verbesserung von Stranggießanlagen ist der Stranggießprozess weiterhin eine große Herausforderung. Eines der größten Probleme ist die Bildung von Oberflächenrissen in Form von Kanten- und Querrissen. Die Bildung dieser Fehler hängt mit der Entstehung von tiefen Oszillationsmarken an der Halbzeugoberfläche, mit einem Duktilitätsverlust des Stahls zwischen ca. 1100°C und 700°C sowie dem Auftreten von Zugspannungen an der Halbzeugoberfläche während des Strangbiegens und/oder Rückbiegens zusammen. Weitere Gründe für den Duktilitätsverlust sind Ausscheidungen, nichtmetallische Einschlüsse sowie dünne Ferritfilme, die sich an den Austenitkorngrenzen bilden. Der Einfluss dieser duktilitätsmindernden Erscheinungen und die damit verbundene Oberflächenrissbildung ist die letzten vierzig Jahre intensiv untersucht worden. Dabei wurden Versuchsmethoden entwickelt, die diese Einflüsse zeigen sollen. Diese Methoden basieren größtenteils auf Zug-, Stauch-, Biege- oder Torsionsversuchen. Die Versuche haben aber auch Nachteile. Als größte Nachteile wären zu nennen: kein einheitlicher Materialzustand (nicht gerichtete Probenerstarrung, unterschiedliche Austenitkorngöße im Vergleich zum Stranggießprozess), Versuche werden nicht direkt in der erstarrenden Schmelze

2 Literaturteil

Im ersten Teil des folgenden Kapitels werden das Prinzip des Stranggießprozesses und die grundlegenden Anlagentypen beschrieben. Danach werden die Qualitätsaspekte bzw. Fehler und Risse und die Belastungen der Strangschale während des Stranggießprozesses diskutiert. In den darauf folgenden zwei Kapiteln wird das Hauptaugenmerk auf die Mechanismen der Bildung von Innen- und Oberflächenrissen gelegt. Es werden auch die wichtigsten Einflussgrößen zur Bildung von Querrissen aufgezeigt. Zur diesen gehören Vorschädigungen der Strangschale wie z.B. Oszillationsmarken, die chemische Zusammensetzung des Stahles, Ausscheidungen, die Größe der Austenitkörner, die Verformungsgeschwindigkeit sowie die Strangabkühlung. Alle diese Einflussparameter werden in getrennten Kapiteln beschrieben. Dann werden die Vor- und Nachteile der zur Verfügung stehenden Versuchsmethoden zur Untersuchung der Stahlduktilität im Stranggießprozess diskutiert. Die Vor- und Nachteile jeder Versuchsmethode dienen der Ableitung der notwendigen Randbedingungen für die Entwicklung von neuen Versuchsmethoden.

2.1 Stranggießprozess

Der Stranggießprozess wurde in den letzten vierzig Jahren zur dominierenden Methode für die Produktion von hochqualitativen Brammen, Knüppeln und Rundmaterial aus flüssigem Stahl. Die kontinuierliche Steigerung des Produktionsanteils von Strangguss ist auf die deutliche Senkung der Produktionskosten und Erhöhung der Qualität der gegossenen Produkte zurückzuführen [38][80][221]. In **Abbildung 2-1** wird die weltweite

durchgeführt, dynamische Rekristallisation während des Versuchs, keine kontrollierte Probenabkühlung bis zur Versuchstemperatur und es gibt keine Möglichkeit der Messung der kritischen Dehnungen, die zur Rissbildung führen.

Aufgrund der Nachteile aller in der Literatur beschriebenen Versuchsmethoden wurden zwei komplett neue Verfahren im Rahmen eines Projekts am Lehrstuhl für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben entwickelt: die In - Situ Characterization - Tensile (IMC-T) und In - Situ Characterization - Bending (IMC-B) Methode. Die Methoden erlauben die Ermittlung der kritischen Parameter (Dehnungen) zur Oberflächenrissbildung unter stranggussnahen Bedingungen.

Die IMC – T Methode basiert auf den sogenannten Submerged Split-Chill Tensile (SSCT) Methode. Dieser Versuch wurde für das Messen der kritischen Dehnungen bei Heißrissbildung im Zweiphasengebiet entwickelt. Für die Realisierung des IMC-T Versuchs wurde eine komplett neue Anlage errichtet. Die Prüfkörper und Anlagensteuerung sind ebenfalls neu entwickelt und anders als beim SSCT – Versuch. Im Vergleich dazu basiert die IMC – B Methode auf dem 3 – Punkt Biegeversuch mit direkt aus der Schmelze erstarrten Proben. Die beiden Versuchsmethoden zeigen nicht die Nachteile, die bestehende Methoden aufweisen und erlauben dadurch eine Untersuchung der Rissanfälligkeit von Stählen unter stranggussähnlichen Bedingungen. Im Rahmen dieser Arbeit werden die wichtigsten Entwicklungsschritte und Ergebnisse der entwickelten Versuchsmethoden dargestellt. Eingangs sind im Literaturteil die wichtigsten Mechanismen und Einflussgrößen der Rissbildung beim Stranggießprozess dargestellt. Die Kenntnis dieser Einflüsse ist nötig, um die Ergebnisse aus den beiden Versuchen zu verstehen.

Entwicklungstendenz des Anteils an Stranggießprodukten in Bezug auf die gesamte Produktion von Rohr Stahl dargestellt. Der Stranggussanteil an der gesamten Produktion liegt jetzt bei mehr als 95% [1]. Dieser Wert könnte in den nächsten Jahren noch weiter steigen.



Abbildung 2-1: Stranggussanteil an der Weltrohrstahterzeugung [1]

Das Grundprinzip einer konventionellen Kreisbogenerstranggießanlage wird in **Abbildung 2-2** dargestellt [19]. Diese Art der Stranggießanlage wird sehr oft zum Gießen von Vorblöcken und Knüppeln verwendet.

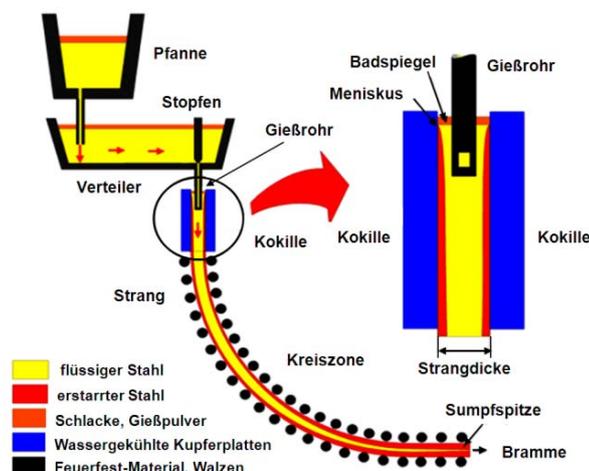


Abbildung 2-2: Das Prinzip einer konventionellen Kreisbogenerstranggießanlage [2]

Der Stranggießprozess beginnt, wenn der flüssige Stahl aus der Pfanne in den Verteiler fließt. Die Überhitzungstemperatur, darunter versteht man die Differenz zur Liquidustemperatur, des Stahls beträgt ca. 30°C. Der Stahl fließt aus dem Verteiler durch einen Eintauchguss oder in seltenen Fällen im Freilauf zur wassergekühlten Kokille, die nach unten geöffnet ist [74][80]. Der Durchfluss des Stahles wird durch die Position des Stopfens so gesteuert, dass der Meniskus möglichst in der gleichen vertikalen Position bleibt. Die Kokillen sind aus Kupferplatten gebaut und oszillieren mit einer definierten Geschwindigkeit und einem bestimmten Weg zur Vermeidung von Stahlanhaftungen während des Gießens

[38][74][80][221]. Ebenfalls zur Vermeidung dieser Anhaftungen und der Verminderung der Reibung zwischen der Kokille und Strang wird Gießpulver verwendet [85]. Das Gießpulver dient auch zur Vermeidung der Reoxidation, der Regulierung des Wärmeverlusts sowie zur Aufnahme der aus dem Stahl aufgestiegenen nichtmetallischen Einschlüsse [198]. Die Vermeidung der Anhaftung des Stahls an der Kokillenwand ist besonders wichtig, weil dies zur Bildung von Oszillationsmarken und weiters zur Entstehung von Querrissen an der Strangoberfläche führen kann [210][238]. Die Kühlung in der Kokille wird als „primäres Kühlen“ bezeichnet. In der Kokille bildet sich aufgrund der Stahlabkühlung und Erstarrung eine dünne Strangschale [80]. Nach der Bildung dieser dünnen Strangschale verlässt der Strang die Kokille und wird weiter in der Sekundärkühlzone gekühlt [74]. Einer Verlängerung der Kokille sind Grenzen gesetzt: Der Wärmeübergang wird bedingt durch die Kontraktion des Stahles und die Abkühlung der Oberfläche geringer, die Reibungskräfte werden dagegen immer höher. Aus diesen Gründen wird für die weitere Abkühlung des Stranges eine direkte Wasserabkühlung an der Strangoberfläche durch Spritzwasserkühlung oder Zweistoffkühlung realisiert [74]. Die Verwendung einer Zweistoffkühlung (feiner Sprühnebel) führt zu einer gleichmäßigeren Oberflächentemperatur und zur Verminderung von Spannungen und Rissen an der Strangoberfläche. Die Länge der Sekundärkühlzone ist neben dem Strangformat auch abhängig von Gießgeschwindigkeit und Stahlqualität [190]. Der Strang wird nach dem Verlassen der Kokille durch Rollen gestützt. Die Aufgabe dieser Rollen ist neben der Führung des Stranges auch die Vermeidung des Ausbauchens der Schale aufgrund des ferrostatistischen Drucks der Schmelze [80]. Der Strang wird auch durch die Rollen gekühlt, was zur Vergrößerung der Temperaturgradienten an der Schalenoberfläche führt. In der Kreisbogenerstranggießanlage ist der Strang nach dem Verlassen der Kokille bereits gebogen und wird dann durch die Rollen in der Richtzone in der Horizontale umgebogen [74]. Die Strangoberfläche ist in diesem Bereich besonders rissanfällig, sowohl für die Bildung von Quer-, als auch von Kantenrissen. Deswegen ist es wichtig eine möglichst exakte Temperaturführung an der Strangoberfläche während der Rückbiegung zu gewährleisten. Der Strang ist in dieser Zone noch nicht komplett erstarrt und hat noch einen flüssigen Kern [80]. Die Position, an der der Stahl komplett erstarrt ist, ist abhängig von der Gießgeschwindigkeit, der Kühlrate sowie der Dicke des Endproduktes [74]. Die Stranggießanlage ist häufig auch mit einer Vorrichtung zum elektromagnetischen Rühren, für die Verbesserung der inneren Qualität des gegossenen Produkts, ausgestattet. Das elektromagnetische Rühren wird meistens im Kokillenbereich durchgeführt [130]. Nach der kompletten Erstarrung des Stranges wird der Stahl mit einem Brenner auf die vorgegebene Länge geschnitten. Die Stranglänge vom Gießspiegel bis zum völlig durcherstarrten Strang wird als „metallurgische Länge“ bezeichnet [2].

Für das Angießen wird ein Anfahrstrang („Kaltstrang“) verwendet. Seine Aufgabe ist es, den Stahl in der Kokille gegen das Auslaufen zu schützen. Der Kaltstrang wird von oben oder unten in die Kokille eingefahren. Der Stahl erstarrt am Anfahrstrang und wird mit diesem nach unten gezogen. Nach der kompletten Erstarrung des Halbzeugs bzw. dem Erreichen der metallurgischen Länge wird der Anfahrstrang und das Halbzeug voneinander getrennt [2].

Neben der konventionellen Kreisbogenstranggießanlage gibt es auch andere Arten von Stranggießanlagen. Diese Variationen werden in **Abbildung 2-3** zusammengefasst dargestellt. Vertikal- und Horizontalstranggießanlagen werden selten gebaut. Diese Anlagen werden meist zum Gießen von hochlegierten Stählen [19] verwendet, die zu rissanfällig für Kreisbogenerstranggießanlage sind. Die Biege-Richt-Anlage ist die führende Technologie für das Brammengießen [19].

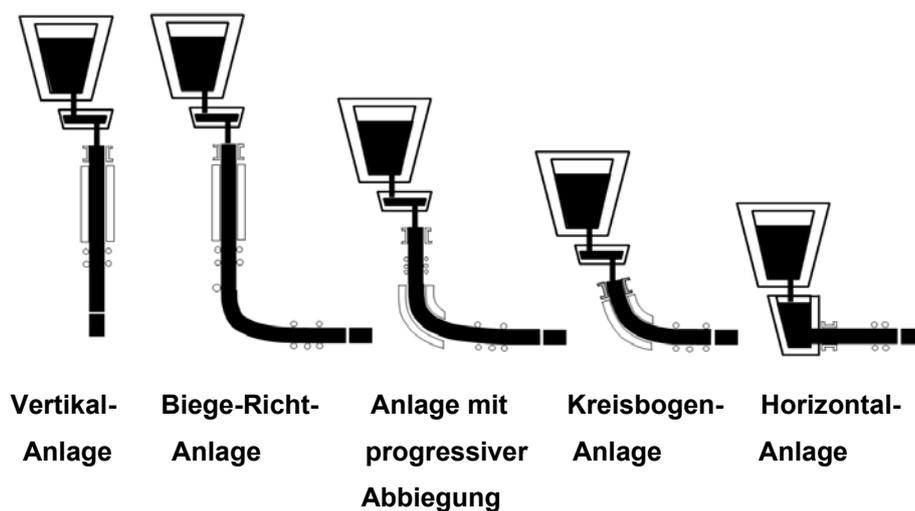


Abbildung 2-3: Arten von Stranggießanlagen [19][201]

Jede Art der Stranggießanlage hat sowohl Vor- als auch Nachteile. Diese wurden durch Bernhard [19] in **Tabelle 2-1** zusammengefasst. Die Wahl der Stranggießanlage ist vom Format des gegossenen Stahls, der Stahlqualität und der geforderten Produktivität abhängig. Eine große Herausforderung ist die Gewährleistung einer ausreichenden Qualität des gegossenen Produkts um die Anforderungen der Kunden zu erfüllen.

Anlagenform	wichtigste Vorteile	wichtigste Nachteile
Vertikalanlage	- Abscheidung NME; - Geringe Verformung der Strangschale;	- Bauhöhe (Investitionskosten); - Gießgeschwindigkeit geringer im Vergleich zu BR-Anlage und Bogenanlage;
Biege-Richt-Anlage (BR-Anlage)	- Abscheidung NME besser als bei Kreisbogenanlage; - Biegen und Richten in erstarrtem Zustand möglich;	- Bauhöhe (Investitionskosten); - Verformung der erstarrten Strangschale (durch Mehrpunktbiegen und –richten weitergehend unproblematisch);

Bogenanlage	- Bauhöhe geringer als bei BR-Anlage; - Geringere Stahlverformung;	- Einschlussband;
Horizontalanlage	- Bauhöhe sehr gering; - Geringe Stahlverformung; - kein Gießpulver, kaum Reoxidation.	- Unsymmetrisches Einschlussband; - Oberflächenqualität; - Geringe Gießleistung;

Tabelle 2-1: Vor- und Nachteile von verschiedenen Stranggießanlagenbauarten [19]

2.2 Qualitätsaspekte beim Stranggießprozess

Der Stranggießprozess ist der produktivste technische Erstarrungsprozess, bringt aber auch Probleme mit sich. Diese Probleme liegen in der Bildung von tiefen Oszillationsmarken, Rissen an der Oberfläche und im gegossenen Strang, Seigerungen, Poren, sowie ungewünschten nichtmetallischen Einschlüssen. Viele Autoren [23][28][80][93][177][238] haben sich schon mit der Problematik der Stahlqualität beim Stranggießprozess beschäftigt. Irving [93] zeigte, dass die chemische Zusammensetzung bzw. der Reinheitsgrad eine wesentliche Rolle in der Rissbildung spielen. Quingshen et al. [177] zeigte die prozessabhängigen Parameter für die Rissbildung und mögliche Maßnahmen um sie zu entfernen. Zur diesen Maßnahmen gehören: kleine Überhitzungstemperatur, konstante Gießgeschwindigkeit, stabiler Gießspiegel, sowie eine bestimmte Abkühlstrategie während der Strangführung. Brimacombe und Sorimachi [23][28] stellen den Einfluss der mechanischen und thermischen Spannungen auf die Rissbildung dar. Guillet [80] und Zarandi [238] stellen neben den Spannungen die temperaturabhängigen Stahleigenschaften als Grund für die Rissbildung dar.

Die Risse beim Stranggießprozess können allgemein nach dem Entstehungsort in Innen- und Oberflächenrisse unterteilt werden. Die beiden Rissarten werden in **Abbildung 2-4** zusammengefasst. Die Risse können sich fast in jedem Bereich des gegossenen Halbzeugs bilden. Jedoch bildet sich jede Rissart durch unterschiedliche Ursachen aus. Ein wesentlicher Aspekt zum Verständnis der Problematik der Rissbildung ist die Identifizierung der Belastungen, die zur Rissbildung beim Stranggießprozess führen. Diese Belastungen können in temperatur- und prozessabhängige Belastungen geteilt werden.

Diese Arbeit konzentriert sich besonders auf die Entwicklung von Versuchsmethoden zur Untersuchung der kritischen Dehnungen für die Oberflächenrissbildung unter stranggießnahen Bedingungen im Temperaturbereich zwischen 1200 °C und 600 °C. Deswegen beziehen sich die nächsten Kapiteln besonders auf die Mechanismen der Oberflächenrissbildung. Das Verständnis der Entstehungsmechanismen der inneren

Rissbildung ist jedoch auch notwendig, um die Probleme der Vermeidung dieser Risse während der Entwicklung der neuen Versuchsmethode eruieren zu können. Im Folgenden werden die Belastungen an der Strangschale der Bramme während des Stranggießprozesses im Detail diskutiert.

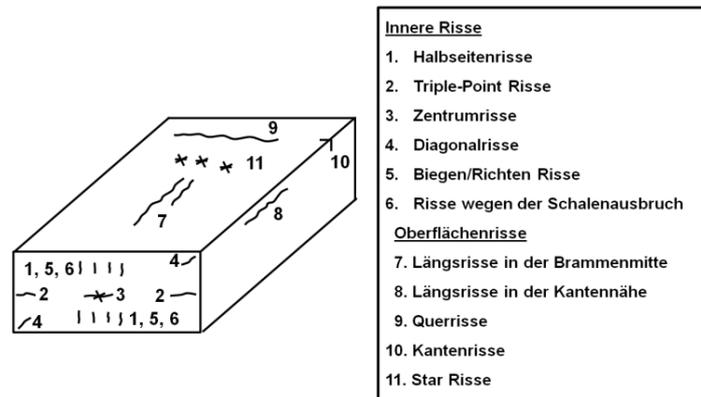


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der verschiedenen Rissarten [25]

2.3 Belastungen beim Stranggießprozess

Die Spannungs- und Dehnungsverteilung in der erstarrenden Schale beim Stranggießprozess hat einen wesentlichen Einfluss auf die Qualität des gegossenen Halbzeuges. Durch die Verhinderung der prozessabhängigen Spannungen und Dehnungen steigt die Produktivität der Stranggießanlage. Besonders gefährlich sind Zugspannungen und Zugdehnungen. Diese können zur Rissbildung führen, wenn sie kritische Werte überschreiten [106].

Die kontinuierlich gegossene Schale wird beim Stranggießprozess sowohl durch mechanische als auch thermische Spannungen und Dehnungen belastet. Die mechanischen Belastungen entstehen hauptsächlich aufgrund der Kokillenzillation und den Biege- und Richtvorgängen [25][74][104]. Die mechanischen, axialen Spannungen bilden sich in der Schale schon während des Gießens in der Kokille. Der Grund dafür ist die Reibung zwischen den Kokillenwänden und dem Strang [25][104]. Diese axialen Spannungen sind Zugspannungen, wenn sich die Kokille nach oben bewegt und Druckspannungen, wenn sich die Kokille nach unten bewegt [25][217]. Dadurch erreicht die Reibung den maximalen Wert während der nach oben gerichteten Bewegung (nach oben) der Kokille [217].

Neben den Spannungen in Längsrichtung bilden sich auch Spannungen in Querrichtung an der Strangschale. Diese Spannungen entstehen aufgrund der Abkühlung und Schrumpfung der Schale und dem ferrostatischen Druck der Schmelze [25][104]. Der Grund

für die Stahlschrumpfung sind temperaturabhängige Volumenänderungen und Phasenumwandlungen während der Stahlabkühlung aus der Schmelze [187]. Die maximalen Werte der Zugspannungen werden im mittleren Bereich der Strangoberfläche erreicht [25][104]. Die Dehnungen und Spannungen hervorgerufen durch die Strangabkühlung bilden sich auch im Kantenbereich der erstarrenden Schale. An der Schalenoberfläche herrschen Zugspannungen und Dehnungen und an der Erstarrungsfront Druckspannungen [25]. Der Grund dafür ist die niedrigere Temperatur der Strangoberfläche im Vergleich zur Erstarrungsfront, was zur Bildung eines Temperaturgradienten entlang der Schale führt [25]. Der Spannungs-/Dehnungszustand kann auch, abhängig von der lokalen Temperatur, umgekehrt sein [25]. Die nichtgleichmäßige Abkühlung der Schale kann zu großen Qualitätsproblemen bzw. zur Bildung von Innenrissen im gegossenen Stahl führen [26].

Der ferrostatische Druck der Schmelze verursacht unter der Kokille ein Ausbauchen der Schale zwischen den Führungsrollen [25][74][104]. Dieses Phänomen führt zur Bildung von Biege- und Membranspannungen (Dehnungen) in der Schale. An der Strangoberfläche herrschen Zugspannungen und in der Nähe der Erstarrungsfront Druckspannungen [104]. Das Rückbiegen der Schale verursacht Zugspannungen an der Erstarrungsfront. Die Folge dieser Spannungen und Dehnungen ist die Bildung von Innenrissen [241]. Um diese Risse zu vermeiden, soll der Abstand zwischen den Führungsrollen möglichst klein sein.

Besonders gefährlich für die Bildung von Querrissen sind die Zugspannungen an der Strangoberfläche. Diese Spannungen bilden sich beim Biege- und Richtvorgang. Die Dehnungsanalyse zeigt [131], dass man die größten Dehnungen an der oberen Oberfläche des Halbzeugs nach dem Rückbiegen findet. Beim Strangbiegen treten die Zugspannungen an der unteren Strangoberfläche (Außenbogen) und die Druckspannungen auf der oberen Strangoberfläche (Innenbogen) auf. Beim Strangrückbiegen ist dies genau umgekehrt. Die Spannungsverteilung während des Strangrückbiegens im mittleren Brammenbereich in der noch nicht durchgestarteten Bramme wird in **Abbildung 2-5** dargestellt [242].

Abbildung 2-5 zeigt die Spannungsverteilung in der Einpunkt- und Mehrpunktstranggießanlage.

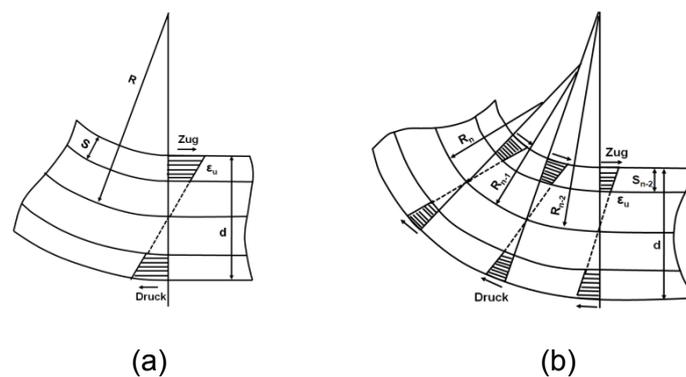


Abbildung 2-5: Schematische Darstellung der Biegedehnungen in der Einpunkt- (a) und (b) [242]

Die Biegedehnungen ε_u in der Einpunkt- und Mehrpunkttrichtzone einer Stranggießanlage kann man aus den folgenden Zusammenhängen berechnen [241][242]:

$$\varepsilon_u = \left(\frac{d}{2} - s \right) \frac{1}{R} \quad - \text{für Einpunkttrichten, in \%} \quad (2-1)$$

$$\varepsilon_u = \left(\frac{d}{2} - s_n \right) \left(\frac{1}{R_{n-1}} - \frac{1}{R_n} \right) - \text{für Mehrpunkttrichten, in \%} \quad (2-2)$$

wo:

d - Brammendicke, in m; s, s_n - Schalendicke, in m; R, R_{n-1}, R_n - Stranggießradius, in m

Diese Formeln beruhen auf der Annahme, dass die neutrale Achse in der Mitte der gegossenen Bramme liegt [241]. **Formel 2-1** und **Formel 2-2** zeigen, dass die Biegedehnungen von der Brammen- und der Schalendicke sowie den Biege- und Richtradien abhängig sind. Mit der Verkleinerung der Schalendicke und des Biegeradius' steigen die Biegedehnungen in der Schale [104][242]. Diese Dehnungen betragen an der Strangoberfläche, abhängig von der Stranggießanlage und der Brammendicke, zwischen 1 und 3 % [43][49][85][87][116][146][168]. Das Konzept der Mehrpunktbiegeanlage ist, dass die gesamte Biegedehnung ε_u auf mehrere Biegepunkte aufgeteilt wird. Dadurch soll die Anzahl der Oberflächen- und Innenrisse aufgrund der Spannungsrelaxation zwischen den Biegepunkten absinken [146].

In den nächsten zwei Kapiteln werden die Konsequenzen der Überschreitung der kritischen Spannungen und Dehnungen also die Bildung von Innenrissen und Oberflächenrissen beschrieben.

2.4 Innenrisse

Innenrisse bilden sich meistens schon während der Erstarrung entlang der interdendritischen Zwischenräume und der primären Korngrenzen bei der dendritischen Erstarrung und sind als Heißrisse bekannt [16][174]. Als primäre Korngrenzen versteht man „die Bereiche, wo Dendriten mit unterschiedlicher Orientierung aufeinander treffen“ [174]. Zu den Heißrissen beim Stranggießprozess gehören: die Halbseitenrisse (quer und längs zur Gießrichtung), triplepunktnahe Längsrisse, oberflächennahe Längsrisse, Zentrumsrisse und Diagonalrisse [25][91][171][181]. Beispiele dieser Risse kann man in **Abbildung 2-6** sehen.

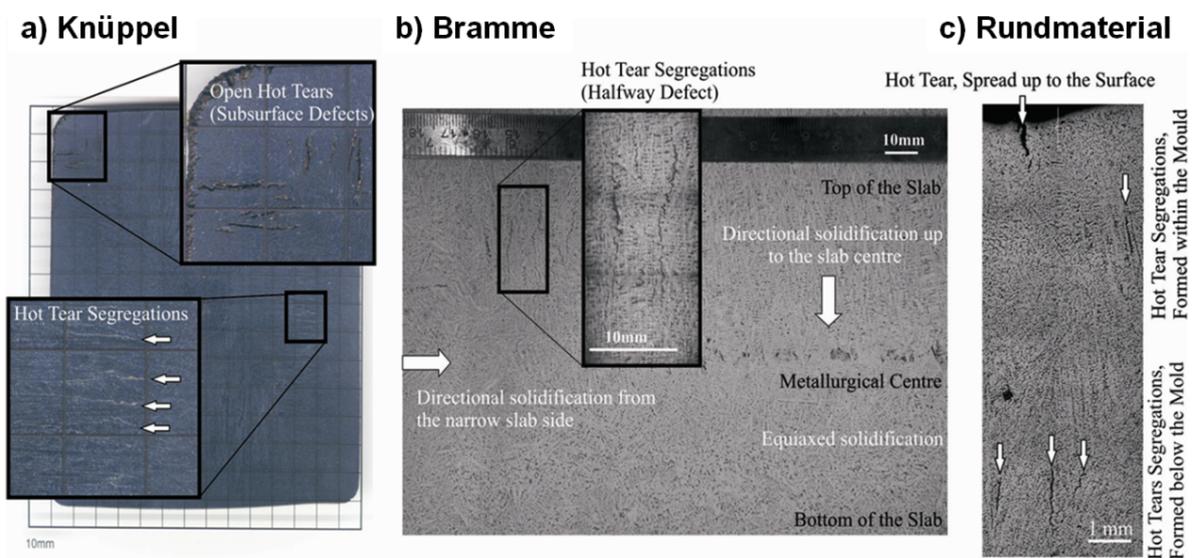


Abbildung 2-6: Heißrisse in Knüppel, Bramme und Rundmaterial [20]

Die Heißrisse können zu jeder Zeit des Stranggießprozesses entstehen: sowohl am Anfang der Erstarrung in der Kokille als auch in der Sekundärkühlzone und Richtzone. Der Ort an dem sich Heißrisse bilden, verschiebt sich während der Erstarrung von der Strangoberfläche bis zur Strangmitte [171]. Die Risslänge kann von wenigen Millimetern bis zu Zentimetern betragen [179].

Die Voraussetzung für die Bildung von Heißrissen ist eine Überschreitung der lokalen Werte der kritischen Dehnungen und Spannungen im Zweiphasengebiet fest/flüssig [171][172]. Diese Risse können sich nur im Bereich der gerichteten Erstarrung bilden, weil nur in diesem Bereich die Spannungen senkrecht zur Erstarrungsrichtung [171] auftreten.

Man unterscheidet zwischen geöffneten und geseigerten Heißrissen (Heißrissseigerungen). Der Unterschied zwischen den beiden Heißrissarten ist bei der metallographischen Auswertung der Proben eindeutig erkennbar [172]. In **Abbildung 2-7** sind Beispiele für Heißrisse dargestellt. Die offenen Heißrisse sind schon bei den ungeätzten Schlifften gut

sichtbar. Im Gegensatz dazu sind die Heißrisseisseigerungen nur nach einer Pikrin-Ätzung gut erkennbar. Es ist bekannt, dass die Heißrisse bzw. Heißrisseisseigerungen nicht nur beim Stranggießprozess gefährlich sein können, sondern auch beim Kaltwalzen [171]. Die Erklärung dafür ist eine andere Elementkonzentration in den Heißrisseisseigerungen im Vergleich zur Matrix. Dies kann die Bildung von Härtephasen während der Abkühlung aus der Schmelze verursachen [18][181]. Die Elementkonzentration in den Heißrisseisseigerungen ändert sich während dem nachfolgenden Warmwalzen nach dem Stranggießprozess fast nicht. Das führt zu Festigkeitsunterschieden zwischen der Heißrisseisseigerung und der Matrix im Stahl und dadurch zum Qualitätsabfall des kaltgewalzten Endprodukts[171][181].

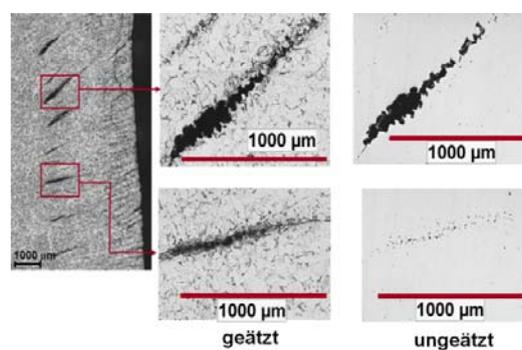


Abbildung 2-7: Beispiele für offene Heißrisse und Heißrisseisseigerungen in der SSCT-Probe [174]

Die Unterschiede in der Elementkonzentration und der Phasen sind gut in den Konzentration Mapping und ZTU - Schaubilder erkennbar (**Abbildung 2-8**). Linkes Bild zeigt die Mangankonzentration in der Probe. Man sieht eindeutig, dass die Heißrisseisseigerung einen deutlich größeren Mangangehalt als die Matrix besitzt. Das hat zur Folge, dass die Ferrit-Perlit Umwandlung zu längeren Zeiten und tieferen Temperaturen verschoben wird. Deswegen bildet sich im Bereich der Heißrisseisseigerung ein Gefüge mit höherer Festigkeit aus. Das führt zu einer Festigkeitsdifferenz zwischen der Heißrisseisseigerung und der Matrix.

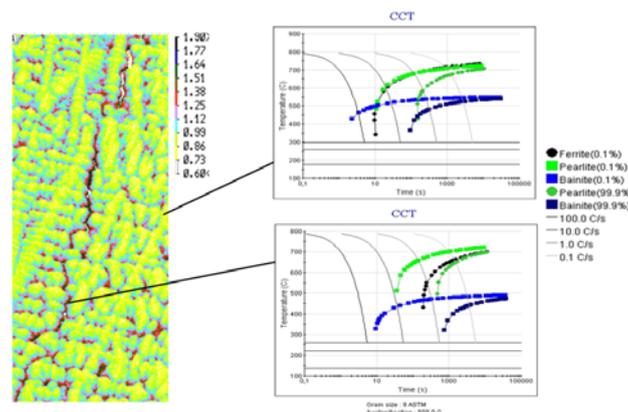


Abbildung 2-8: Concentration Mapping und ZTU-Schaubilder (JMat Pro) für den Stahl: 0.51 % C, 0.96 % Mn, 0.015 % P, 1 % Cr und 0.12 % V [18]

Die Heißrisseigerungen bilden sich im Vergleich zu den offenen Heißrissen deutlich häufiger beim Stranggießprozess, obwohl die Bildungsmechanismen der beiden inneren Rissarten sehr ähnlich sind [172]. Der Mechanismus der Heißrissbildung wird in **Abbildung 2-9** dargestellt. Es gibt vier Etappen der Heißrissbildung [173]. Die erste Etappe beginnt, wenn eine Deformation im Zweiphasengebiet flüssig/fest auftritt (**Abbildung 2-9a**). Die Spannungen und Dehnungen erweitern die Primärkornzwischenräume und dadurch wird der Rückdiffusionsweg für die Elemente in die Restschmelze verlängert. Das führt zur Ausscheidung von Sulfiden und Carbonitriden in den Zwischenräumen (**Abbildung 2-9b**) [172][181]. Die Elemente verbleiben als Heißrisseigerungen in den Primärkornzwischenräumen. Mit weiterer Verformung im Zweiphasengebiet bilden sich Poren entlang dieser Heißrisseigerungen. Die Verformung (Dehnung), die für die Initialisierung des Heißrisses (Porenbildung) verantwortlich ist, ist immer kleiner als die globale (effektive) Dehnung, die z.B. wegen der Reibung zwischen der Kokille und dem Strang auftritt [17]. Die letzte Etappe ist das Zusammenwachsen der Poren und die Bildung des offenen Heißrisses (**Abbildung 2-9d**) [172].

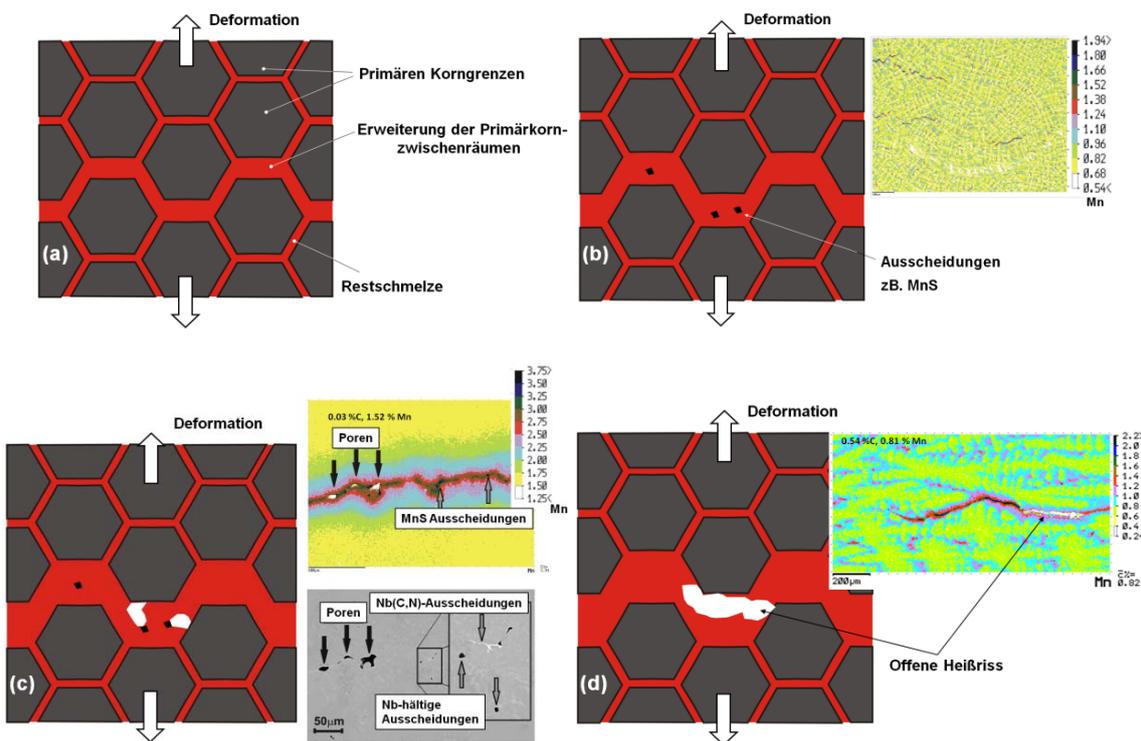


Abbildung 2-9: Etappen der Heißrissbildung: (a) Erweiterung der Primärkornzwischenräumen aufgrund der Deformation, (b) Bildung von Heißrisseigerungen, (c) Porenbildung, (d) Zusammenwachsen der Poren [172][173]

Die Bildung von Heißrissen ist sehr stark von der Stahlzusammensetzung abhängig. Besonders rissanfällig sind peritektische Stähle mit einem Kohlenstoffequivalent zwischen 0.1 % - 0.13 % verwendet werden [228]. Die peritektische Phasenumwandlung verursacht

eine ungleichmäßige Schrumpfung der Schale, dadurch bilden sich thermische Spannungen an der Strangschale welche eine Heißrissbildung verursachen können [228]. Noch größere Probleme bringen höher kohlenstoffhaltige Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt größer als 0.5 % mit sich. Bei diesen Stahlsorten bilden sich Heißrisse schon bei einer Dehnung von weniger als 2 % [172]. Der Grund für die hohe Rissanfälligkeit bei diesem Kohlenstoffgehalt ist die Größe des Zweiphasengebiets während der Erstarrung. Die Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt unter 0.1% sind nur bei einer sehr hohen Dehnung rissanfällig [172].

Neben der Schrumpfung und der Kontraktion werden die Spannungen und Dehnungen durch den Stranggießprozess selbst hervorgerufen. Dazu gehören die Reibung in der Kokille, die Biege- und Richtspannungen, das Ausbauchen der Schale sowie der Rollenversatz [172]. Rauter [179] hat die praktischen Maßnahmen zur Vermeidung von Heißrissbildung beim Stranggießprozess für das Gießen von Rundmaterial dargestellt. Die ersten Maßnahmen sind die Einstellung einer möglichst kleinen Überhitzung der Schmelze und die Realisierung von niedrigen Gießgeschwindigkeiten. Dies führt zur Vergrößerung der globulitischen Mittenzone des Stranges[130][179]. Die hohen Gießgeschwindigkeiten verursachen zusätzlich eine Vergrößerung der Dehnungen und Dehnungsgeschwindigkeiten und dadurch eine Erhöhung der Gefahr der Heißrissbildung. Das führt weiter zur Bildung von offenen Heißrissen [179]. In **Abbildung 2-10** werden zwei Beispiele für die Bildung von Heißrissen abhängig von der Gießgeschwindigkeit dargestellt. Der mit höherer Gießgeschwindigkeit gegossene Stahl zeigt eine größere Anzahl und Länge an offenen Heißrissen und Heißrisseigerungen als der mit niedrigerer Gießgeschwindigkeit gegossene Stahl.

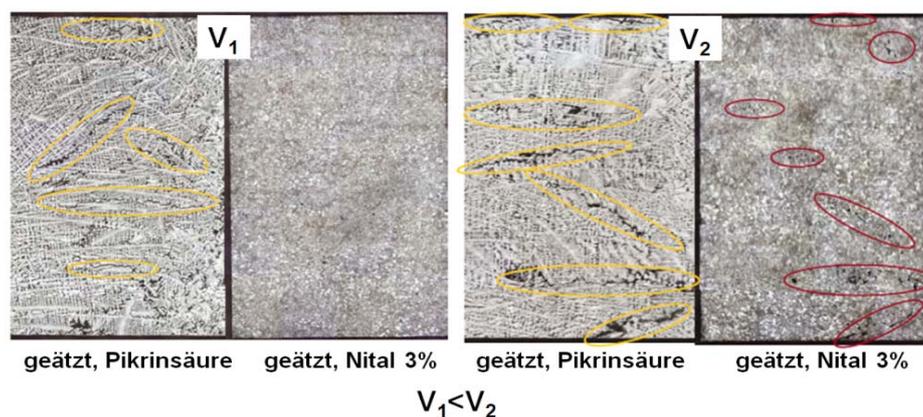


Abbildung 2-10: Anzahl von Heißrissen abhängig von der Gießgeschwindigkeit [179]

Eine weitere Maßnahme zur Vermeidung von Heißrissen ist eine geringe Strangabkühlung, welche auch zur Vergrößerung der globulitischen Mittelzone führt [179]. Ein anderer wichtiger Parameter zur Vermeidung der Heißrissbildung beim Stranggießen von

Knüppeln und Vorblöcken ist der Einsatz des elektromagnetischen Rührens in der Kokille. Das elektromagnetische Rühren führt zur Verminderung der Seigerungen in der Strangmitte und zur Vergrößerung des Bereiches der globulitischen Erstarrung in der Mittelzone des Stranges, aufgrund des thermischen Gradienten in der Schmelze sowie der Abscherung der Dendriten [130][179].

Die zweite Gruppe von Rissen, die beim Stranggießprozess auftreten, sind Oberflächenrisse. Zur dieser Gruppe gehören Längsrisse, „Stern“-Risse und Querrisse. Die Bildungsmechanismen dieser Risse sind im Vergleich zu den Heißrissen jedoch komplett anders. In den nächsten Kapiteln werden diese Mechanismen sowie die Einflussfaktoren zur Bildung genauer beschreiben.

2.5 Oberflächenrisse

Die Bildung von Oberflächenrissen an der Stranggießoberfläche zieht entweder die kostenintensive Nachbehandlung durch Flämmen nach sich, oder sogar die Verschrottung einzelner Brammen oder Vorblöcke.

Am häufigsten bilden sich die Oberflächenrisse schon in der Kokille aufgrund der hohen Reibung oder der nicht gleichmäßigen Abkühlung der Schale [15][25]. Der Grund für die schlechten Abkühlbedingungen in der Kokille ist oft eine nicht ausreichende Qualität des Gießpulvers bzw. seine Viskosität und die sogenannte „Break – temperature“ (BT), das ist jene Temperatur bei deren Unterschreitung die Viskosität stark ansteigt [17][93][248]. Diese Parameter sind besonders wichtig beim Gießen von peritektischen Stahlsorten, die sehr rissanfällig im Dreiphasengebiet ($\gamma+\delta+\text{liquid}$) sind [227][228]. Eine möglichst niedrige Viskosität des Gießpulvers und eine hohe BT führen zur Vermeidung der Wärmeabfuhr in der Kokille [18][248] und dadurch zur Vermeidung der Rissbildung. Weitere Prozessparameter zur Vermeidung von Oberflächenrissbildung sind die Gewährleistung einer gleichmäßigen Schalenbildung, die Vermeidung von Badspiegelschwankungen und die Bildung von Oszillationsmarken [228]. Diese Parameter sind wieder stark abhängig von der Überhitzungstemperatur, der chemischen Zusammensetzung des Stahls, der Qualität des Gießpulvers bzw. Gießschlacke (ihre Viskosität, Schmelztemperatur, Wärmeleitfähigkeit, Aufnahmefähigkeit für Einschlüsse), der Konizität, und Oszillation der Kokille (Frequenz, Hubweg, Länge, nicht sinusförmige Kokillenoszillation), sowie der Regelung des Badspiegels [64][227].

Der ferrostatische Druck der Schmelze und die Stahlschrumpfung spielen eine wesentliche Rolle im Kokillenbereich und in der sekundären Kühlzone [104]. Beide Spannungsarten verursachen eine Erhöhung der Zugspannungen in der Bramme. Das kann in Verbindung mit ungleichmäßiger Abkühlung in und unter der Kokille, zur Bildung von offenen Rissen bzw. Längsrissen in der Mitte der Brammenoberfläche und im Kantenbereich führen [25][104]. Die Bildung dieser Oberflächenrisse ist auch von der chemischen Zusammensetzung abhängig. Ein Kohlenstoffgehalt von 0.10 % - 0.15 %, hohe S-, Cu- und Ni-Gehalte, sowie ein niedriges Mangan zu Schwefel Verhältnis (kleiner 20) sind besonders gefährlich für die Bildung von Längsrissen im mittleren Bereich der Brammenoberfläche [25][27][93][196]. Die Längsrisse im Kantenbereich bilden sich oft bei den Stahlsorten mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0.10 % und 0.30 % und besonders bei peritektischen Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt von 0.1 % - 0.18 % und einem Schwefel- und Phosphorgehalt größer als 0.035 % [25][128]. Viele praktische Ergebnisse zeigen, dass sich Längsrisse besonders oft beim Gießen mit hohen Geschwindigkeiten bilden [93][100]. Die metallographische Untersuchung der Längsrisse zeigt eine interdendritische Bruchfläche und eine lokale Segregation [27][99][100]. Das ist darauf zurückzuführen, dass die Längsrisse im frühen Stadium der Erstarrung meistens schon in der Kokille entstehen [27][99][100]. Weitere metallographische Untersuchungen zeigen aber, dass die Rissausbreitung bei Temperaturen unter der A_{r3} stattfindet [99]. Der Riss bildet sich entlang der Austenitkorngrenzen [99].

Einen anderen Bildungsmechanismus zeigen die Sternrisse an der Brammen-Oberfläche. Der Grund für die Bildung dieser Risse ist die Bildung von flüssigen Kupferfilmen an der Brammenoberfläche bei den hohen Temperaturen. Dies führt zur Penetration der Austenitkorngrenzen durch dieses Element [88]. Das ist nur möglich, wenn die Menge des Kupfers größer als die Grenzlöslichkeit des Kupfers im Austenit ist [88]. Wolf und Schwabe [225] haben herausgefunden, dass der Rissanfälligkeit an der Brammenoberfläche von äquivalenten Cu – Gehalt abhängig ist. Dieser Cu - Äquivalentgehalt kann in der folgenden Formel ausgedrückt werden:

$$Cu' = [\%Cu] + 10*[\%Sn] - [\%Ni] - 2*[\%S] \quad (2-3)$$

Ein Cu' Gehalt < 0.2 % gewährleistet die Herstellung von Halbzeug frei von den Rissen [225]. Die Gefahr der Bildung von Sternrissen steigt mit der Zugabe von Cu und Sn. Bůžek et al. [32] haben gefunden, dass die Rissanfälligkeit auch mit der Zugabe vom S im Stahl steigt. Das äquivalente Cu – Gehalt beträgt in diesem Zusammenhang:

$$Cu' = [\%Cu] + 6*([\%Sn] + [\%Sb]) - [\%Ni] \quad (2-4)$$

$$Cu' = [\%Cu] + 8*[\%Sn] - [\%Ni] \quad (2-5)$$

Die Elemente wie S und Ni minimieren die Anfälligkeit der Bildung von Sternrissen im Stahl. Schwertfeger [190] und Brimacombe [25] berichten, dass das Kupfer durch Abrieb der Kupferkokille an die Strangoberfläche gelangen kann. Durch die Verwendung von Ni oder Cr – auf den Kokillenplatten ist dieses Problem heute weitergehend gelöst. Die Sternrisse sind meistens nicht tiefer als 3 mm [25].

Einer der häufigsten Fehler an der Brammenoberfläche beim Stranggießen sind Querrisse. Die Bildung dieser Risse hängt mit der Verminderung der Stahlduktilität im Temperaturbereich zwischen 1200 °C und 600 °C, dem sogenannten „zweiten Duktilitätsminimum“ [146][168][182] und dem Strangrückbiegen zusammen, wo kleine Dehnungen von 1 % bis 4 % an der Stranginnenfläche auftreten [43][49][55][86][116][146][168]. Mehrere Forscher berichten [24][36][84][113][146][176][195], dass die Bildung der Querrisse schon in der Kokille beginnt, aufgrund der Kokillenoszillation und der lokalen Segregation in den Oszillationsmarken. Die Oszillationsmarken bilden sich an der breiten und schmalen Brammenseite sowie im Kantenbereich der Bramme. Die Bildung der Oszillationsmarken kann zur Oberflächenrissbildung während des Strangrückbiegens im kritischen Temperaturbereich führen [24][36][84][113][146][176][195]. Ma et al. [113] berichten dagegen, dass die Oszillationsmarken nur einer von vielen Einflussgrößen auf die Oberflächenrissbildung sind und die Tiefe der Oszillationsmarken nicht über den Auftritt von Querrissen entscheidet [113]. Ma et al. [113] verglich die Tiefe von Oszillationsmarken im Innenbogen und Außenbogen der Bramme beim Gießen mikrolegierter Stähle mit Nb, V und Ti. Die Tiefe der Oszillationsmarken in den beiden Bereichen waren sehr ähnlich. Trotzdem wurden die Querrisse nur im Außenbogen der Bramme gefunden. Im diesen Fall wurden die Querrisse beim Biegen des Halbzeuges erzeugt. Triolet et al. [213] haben gezeigt, dass mit dem Anstieg der Oszillationsmarkentiefe die Anzahl an Querrissen steigt. Dies konnte durch Beobachtungen beim Vergießen von hochfesten, niedrig legierten Stählen in einer Biege – Richt – Stranggießanlage festgestellt werden. Im diesen Fall wurden die Risse ebenfalls durch das Biegen erzeugt.

Weiters führten Triolet et al. [213] Untersuchungen bezüglich des Einflusses des Gießpulvers auf die Menge von Querrissen durch. Durch die richtige Wahl des Gießpulvers kann die Anzahl an Querrissen im Kantenbereich reduziert werden. Eine geeignete Auswahl der Gießpulver kann zur Vergrößerung der Wärmeübertragung vom Stahl zur Kokille führen, was dann zur Kornfeinung des austenitischen Gefüges an der Brammenoberfläche führt [213]. Weiters kann man die Reibung durch die Auswahl des richtigen Gießpulvers zwischen dem Strang und der Kokille deutlich reduzieren [213]. Diese Beobachtungen wurden nach der Untersuchung von den zwei verschiedenen Gießpulvern festgestellt. Michalik et al. [131]

und Triolet et al. [213] erwähnen auch andere Parameter, welche für die Oberflächenrissbildung wesentlich sind. Diese Parameter sind: ungleichmäßige Temperaturverteilung und Stahlschrumpfung während der Abkühlung, Phasenumwandlungen, Verformung in dem Zweiphasengebiet, der ferrostatische Druck der Schmelze, Richt- und Biegedehnungen sowie die Verformung der Brammenoberfläche durch Stützrollen. Ein Beispiel für Oberflächenrisse wird in **Abbildung 2-11** gezeigt.



Abbildung 2-11: Risse an der Knüppeloberfläche: (a) Querriss am Kantenbereich, (b) Querriss in der Strangmitte, (c) tiefe Oszillationsmarken [101]

Brimacombe et al. [23][24] hat nach umfangreichen Untersuchungen an einer Stranggießanlage festgestellt, dass eine zu intensive Abkühlung in der Sekundärkühlzone und eine hohe Reibung in der Kokille zur Vergrößerung der Zugdehnungen an der Brammenoberfläche und zur Ausbreitung der Risse führen kann. McPherson und McLean [129] beschreiben neben dem Einfluss des Gießpulvers und des Gießspiegels andere Parameter. Diese Parameter sind die Stahlzusammensetzung, Kokillenform, Kühlen in der Sekundärkühlzone und die Steuerung der gesamten Stranggießanlage [129]. Diese Ergebnisse basieren auf einer ausführlichen Literaturrecherche von McPherson und McLean [129].

Die Stahlzusammensetzung ist eine der wichtigsten Parameter, die man zur Vermeidung von Querrissen berücksichtigen sollte. Als der Stranggusspraxis und den vielen Laborversuchen ist bekannt, dass peritektische und mikrolegierte Stähle besonders anfällig bezüglich der Bildung von Querrissen sind [36][37][46][52][74][80][106] [137][146][156][160][199][221][228]. Eine genaue Beschreibung der Querrisse, die Mechanismen der Entstehung, Art der Bruchfläche und die wichtigsten Einflussparameter zur ihrer Bildung werden in den nächsten Kapiteln genauer diskutiert.

2.6 Querrisse

Die Querrisse gehören zu den häufigsten Oberflächenfehlern beim Stranggießprozess. Diese Risse entstehen meistens entlang von Oszillationsmarken an der oberen Oberfläche in der Strangmitte - und im Kantenbereich (**Abbildung 2-12**) [146]. An den Oszillationsmarken konzentrieren sich die Spannungen während des Stranggießprozesses. Diese sind durch ein gröberes austenitisches Gefüge und Seigerungen im tiefsten Bereich charakterisiert [213]. Die Ausbreitung der Risse findet statt, wenn der Strang gebogen oder rückgebogen wird [146]. Dabei können Dehnungen von bis zu 4 % auftreten [43][49][86][87][116][146]. Die Risse haben meistens eine Länge einigen Millimetern und eine Tiefe von bis zu 8 mm [146]. Die typische Länge der Querrisse im Kantenbereich beträgt bis zu ca. 20 mm [213]. Besonders häufig bilden sich Querrisse in mikrolegierten Stählen, wenn die Oberflächentemperatur beim Rückbiegen einen Wert zwischen 1200 °C und 600 °C aufweist [146][168][182]. Der Grund dafür sind die intensiven Ausscheidungsvorgänge von Nb(C, N), AlN, V(CN), MnS [3][6][12] und die Bildung von proeutektoidem Ferrit an den Austenitkorngrenzen unter der A_{r3} - Temperatur [146]. Neben den aufgelisteten Mikrolegierungselementen spielen auch andere Elemente eine bedeutende Rolle. Zu diesen gehören Ti, P, Cu, Ni [83]. Der Einfluss von jedem Element auf die Querrissbildung ist unterschiedlich. Zusätzlich beeinflussen sich die Elemente gegenseitig. Dadurch wird im Rahmen dieser Arbeit jedes einzelne Element getrennt diskutiert.

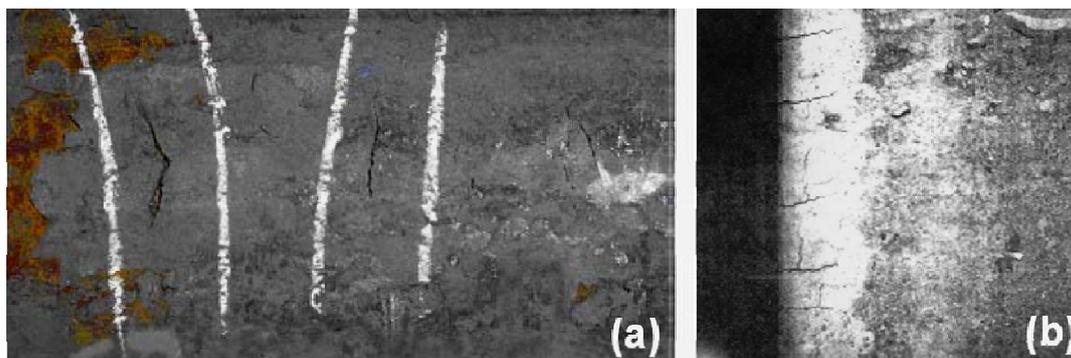


Abbildung 2-12: Querrisse: (a) im Mitten- und (b) im Kantenbereich [8][175]

Man muss jedoch feststellen, dass die Entstehung von Oszillationsmarken nicht immer der entscheidende Parameter zur Querrissbildung ist. Der kritische Parameter ist die Abkühlung der Halbzeugoberfläche bis zum kritischen Temperaturbereich während des Rückbiegens [216].

Zusammenhängend kann gesagt werden, dass die Überlagerung von drei Einflüssen verbundenen mit Grobkornbildung die Bildung von Querrissen entscheidet:

- 1) Bildung von Oszillationsmarken.
- 2) Lokale Abkühlung der Brammenoberfläche bis zum kritischen Temperaturbereich.
- 3) Strangbiegen oder -rückbiegen

Die Bildung von Querrissen aufgrund der vorhergenannten Mechanismen wird im Rahmen dieser Arbeit genau beschrieben und diskutiert. Durch die genaue Kenntnis der Rissbildung können in weiterer Folge die wichtigsten Parameter sowie mögliche Randbedingungen für die Laborsimulation der Bildung von Oszillationsmarken ermittelt werden. Mittels dieses Versuchsapparats ist es somit möglich, verschiedene Stähle auf die Rissanfälligkeit im Stranggießprozess im kritischen Temperaturbereich zu untersuchen.

In den nächsten Kapiteln werden die Einflussfaktoren bzw. die Mechanismen zur Bildung von Oszillationsmarken an der Schale beim Stranggießprozess diskutiert. Neben diesen Mechanismen werden auch die Maßnahmen für die Reduzierung der tiefen Oszillationsmarken beim Stranggießprozess dargestellt. Es wird gezeigt, wie sich das Gefüge und die kritischen Dehnungen zur Rissbildung durch die Bildung der Oszillationsmarken ändern.

2.7 Bildungsmechanismen der Oszillationsmarken

Die Kokille oszilliert während des Stranggießprozesses um das Ankleben der Strangschale an den Kokillenwänden zu vermeiden. Jedoch verursacht diese Oszillation die Bildung von Oszillationsmarken. Die Oszillationsmarken sind oft der Ausgangspunkt zur Querrissbildung. Sie entstehen, wenn sich die Kokille schneller als der Strang nach unten bewegt (Negativstripperzeit t_n) [10]. Während der Negativstripperperiode vergrößert sich die Tiefe der Marken an der Strangoberfläche. Am Anfang der Negativstripperperiode sind die Marken noch klein. Die Tiefe der Marken vergrößert sich im mittleren Bereich und erreicht das Maximum am Ende der Negativstripperperiode [10][11][110]. Die Bildung der Marken kann man experimentell durch die Schwankungen der Wärmestromdichte erkennen [11]. Die Wärmestromdichte vergrößert sich während der ganzen Negativstripperperiode und erreicht das Maximum am Anfang der Positivstripperzeit [110]. Die Zusammenhänge der Entstehung der Oszillationsmarken, die Schwankungen in der Wärmestromdichte, die Schalenform und die Kokillenposition werden in **Abbildung 2-13** dargestellt. Diese Ergebnisse wurden entweder durch Laborexperimente oder durch mathematische Modellierung ermittelt.

Es gibt viele Theorien, wie sich Oszillationsmarken bilden [72][73][210][212]. Besonders interessant sind die folgenden drei Theorien: Die erste Theorie von Takeuchi und Brimacombe [210] konzentriert sich auf die Bewegung des Badspiegels während der Kokillenoszillation. Die Ergebnisse beider Forscher wurden aufgrund der mathematischen Analyse der Strömung und der Form des Meniskus festgestellt. Die Bildung der Marken in einer Oszillationsperiode nach dieser Theorie wird in **Abbildung 2-14** dargestellt.

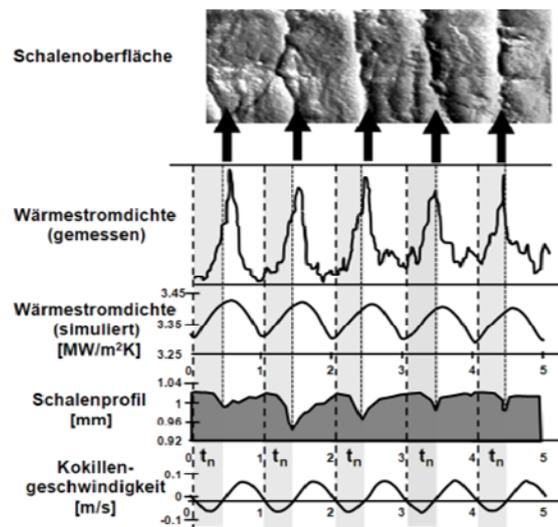


Abbildung 2-13: Bildung von Oszillationsmarken, Schwankungen in der Wärmestromdichte, Schalenform und die Kokillengeschwindigkeit in fünf Oszillationszyklen [10][11][110]

Der Badspiegel steigt während der Negativstripzeit in Bezug zur dünnen, erstarrten Anfangsschale (Schritte 1-3 in **Abbildung 2-14**). Während der Aufwärtsbewegung der Kokille (Schritte 4-7 in **Abbildung 2-14**) steigt der Druck des flüssigen Stahls, die dünne Schale wird nach außen gebogen. Dieser Mechanismus wird als bend – back – (Rückbiege) – Mechanismus bezeichnet. Die Ausbildung von tieferen Oszillationsmarken steigt mit der Erhöhung der Steifigkeit der Strangschale [228].

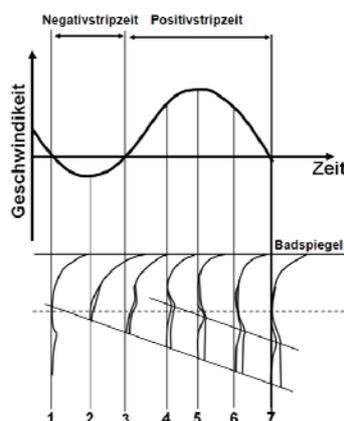


Abbildung 2-14: Mechanismen der Bildung von Oszillationsmarken [210]

Die zweite Theorie wird durch Delhalle et. al. [66] wird aus den Ergebnissen metallographischer Untersuchungen abgeleitet. Die Oszillationsmarken werden durch drei mögliche Mechanismen erklärt. Diese Mechanismen sind schematisch in **Abbildung 2-15** dargestellt.

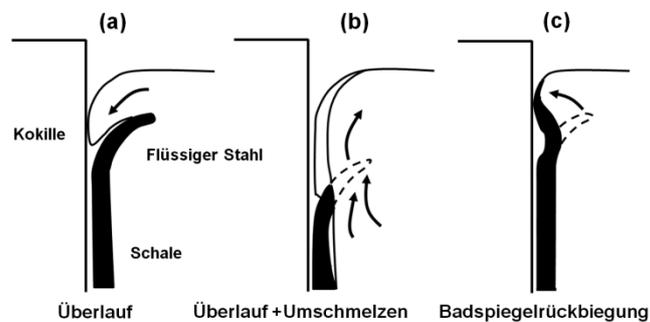


Abbildung 2-15: Mechanismen der Bildung von Oszillationsmarken nach Dehalle et al. [66]

Der flüssige Stahl überläuft die erstarrte Schale und erstarrt an der Kokillenwand (**Abbildung 2-15a**). Es entsteht eine Oszillationsmarke mit Überlappung („hook“). Beim zweiten Mechanismus (**Abbildung 2-15b**) überläuft der flüssige Stahl die erstarrte Schale und diese wird dann teilweise umgeschmolzen. Beim dritten Mechanismus (**Abbildung 2-15c**) wird die Schale durch den ferrostatischen Druck des flüssigen Stahls zur Kokillenwand gepresst [66], dies entspricht dem bereits geschriebenen Rückbiegemechanismus (bend – back). Oszillationsmarken mit und ohne Überlappung werden in **Abbildung 2-16** dargestellt.

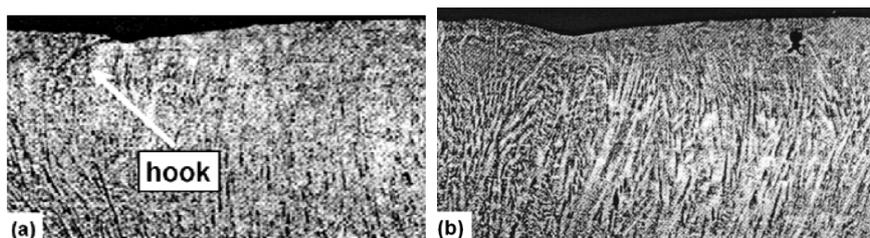


Abbildung 2-16: Oszillationsmarken mit Überlappung (a) und ohne Überlappung (b) [210]

Eine weitere Theorie der Oszillationsmarkenbildung kommt von Emi et al [73]. Das erstarrte Gießpulver an der Kokillenwand drückt die Schale während der Kokillenoszillation von der Kokillenwand weg, was zur Markenbildung führt [73][212][185] (**Abbildung 2-17**). In der ersten Phase der Bildung der OM (**Abbildung 2-17a**) bewegt sich die Kokille nach oben. Der Unterschied in der Geschwindigkeit zwischen der Kokille und der Schale erreicht ein Maximum. Die geschmolzene Schlacke wird dabei nach oben zur Schlackenschicht gepresst. Dann (**Abbildung 2-17b**) ragt die erstarrte Schlacke über die Gießpulverschicht. Zu diesem Zeitpunkt herrscht kein Unterschied zwischen der Geschwindigkeit des Strangs

und der Kokille. Im nächsten Schritt (**Abbildung 2-17c**) bewegt sich die Kokille nach unten. Die Bewegungsgeschwindigkeit der Kokille ist hier größer als die des Strangs. Das führt zur Infiltration des Strangs durch die flüssige Schlacke aus der Schlackenschicht. Die erstarrte Schlacke an der Kokillenoberfläche presst die Schale im Meniskusbereich zusammen, was der Ausgangspunkt zur Bildung von OM ist. Der ferrostatische Druck des flüssigen Stahles drückt den Schalenmeniskus in die entgegengesetzte Richtung der erstarrten Schlacke (**Abbildung 2-17d**). Diese Bewegung wird bis zum Ende des Oszillationszyklus durchgeführt (**Abbildung 2-17e**) [216].

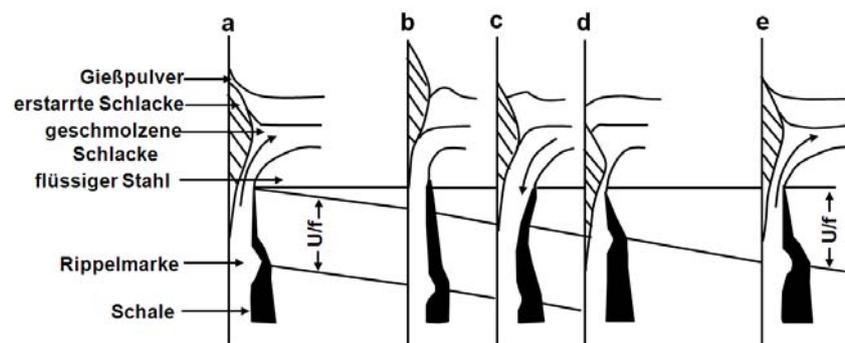


Abbildung 2-17: Mechanismus der Oszillationsmarkenbildung nach Emi et al. [73]

Aus Laborversuchen und praktischen Erfahrungen wurden jene Parameter identifiziert, die zur Reduzierung der OM – Tiefe eine entscheidende Rolle spielen. Einer der wichtigsten Parameter, der die Bildung von OM beeinflusst, ist das Gießpulver. Besonders wünschenswert ist für die Vermeidung der Oszillationsmarken ein Gießpulver mit einer hohen Fließtemperatur bzw. niedriger Wärmeabfuhr [228]. Zusätzlich soll das Gießpulver eine gute Schmierfähigkeit haben um die Reibung in der Kokille bzw. die Zugspannungen zwischen dem Strang und der Kokille zu vermeiden [217]. Diese Eigenschaften reduzieren auch die Steifigkeit der Schale und führen dadurch zur Verminderung der Oszillationsmarkenbildung. Weiters kann man durch die Minimierung der Amplitude der Fluktuationen der Schmelze in der Kokille die Menge und Tiefe von OM reduzieren [TUR87]. Die dritte Maßnahme ist die Reduzierung der Negativstripzeit mit der Erhöhung der Oszillationsfrequenz und der Reduzierung des Hubweges [10][57][72][208][216][228]. Der positive Einfluss der Reduzierung von Oszillationsmarken durch die Erhöhung der Oszillationsmarkenfrequenz wird in **Abbildung 2-18** dargestellt. Die vierte Maßnahme ist die Änderung der Kokillenoszillation von sinusförmig auf dreieckig. Das führt zur Reduzierung der Negativstripzeit und daruch zur Vermeidung der Oszillationsmarkenbildung [66]. Die fünfte Maßnahme ist die Verwendung von Materialien zur Beschichtung des oberen

Kokillenbereichs und die Reduzierung der Wärmestromdichte im Bereich des Badespiegels [66].



Abbildung 2-18: Reduzierung der Tiefe von Oszillationsmarken durch die Erhöhung der Oszillationsfrequenz von 100 min^{-1} auf 240 min^{-1} [72]

Die Oszillationsmarken konzentrieren die Dehnungen schon während der Erstarrung und weiters während der Verformung in der Ruckbiegezone [129][228]. Die Dehnungskonzentration kann zur Bildung von Heißrissen (=Erstarrungsrisse) in der Kokille oder von interkristallinen Rissen während des Strangrückbiegens im Temperaturbereich zwischen 1200 °C und 600 °C führen (**Abbildung 2-19**) [228].

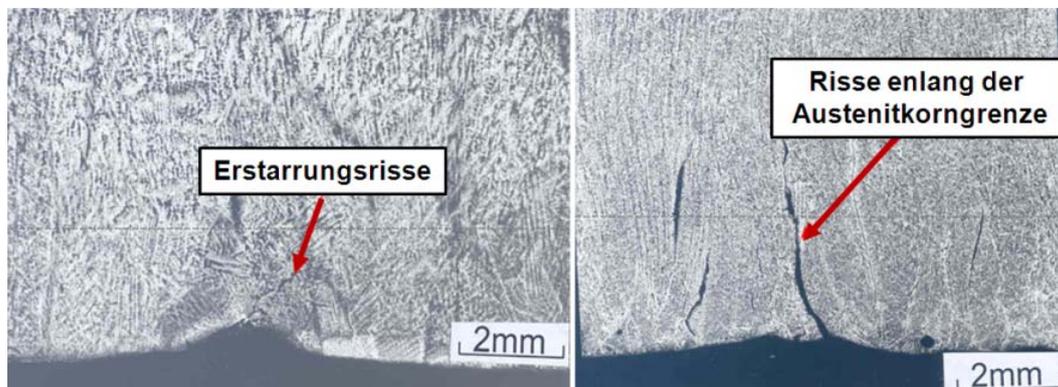


Abbildung 2-19: Zwei Typen von Rissen entlang Oszillationsmarken [228]

Die Auswirkung von Form und Tiefe der Oszillationsmarken auf die Rissanfälligkeit wurde durch Suzuki et. al. [207] untersucht. Im Rahmen seiner Untersuchungen wurden Proben aus der Brammenoberfläche herausgeschnitten, welche zwischen 2 und 30 mm von Strangoberfläche entfernt. Diese Proben wurden danach auf eine endgültige Abmessung von $10 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 140 \text{ mm}$ weiterbearbeitet. Dabei haben die Brammen einen Kohlenstoffgehalt zwischen ca. 0.13 % und 0.17 % und einen Niobgehalt zwischen 0 % und 0.028 %. In die Proben wurden Kerben mit verschiedenen Formen eingebracht. Die Kerbe stellt dabei eine Oszillationsmarke dar, welche Ausgangspunkt für einen Riss ist.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Form der OM keine wesentliche Rolle spielt. Jedoch sinkt die kritische Dehnung zur Rissbildung mit der Vergrößerung der Kerbtiefe. Der Einfluss der Tiefe der Oszillationsmarken auf die kritische Dehnung zur Rissbildung wurde in der **Abbildung 2-20** dargestellt. **Abbildung 2-20** zeigt, dass OM, welche tiefer als 0.2 mm sind, die kritische Dehnung zur Rissbildung unter 10 % senken (gemessene mit dem Heißzugversuch). Im Stranggießprozess ist die kritische Dehnungen zur Rissbildung entlang der tiefen Oszillationsmarken wesentlich kleiner. Dadurch kann man sagen, dass die OM die Rissanfälligkeit beim Stranggießprozess deutlich vergrößern.

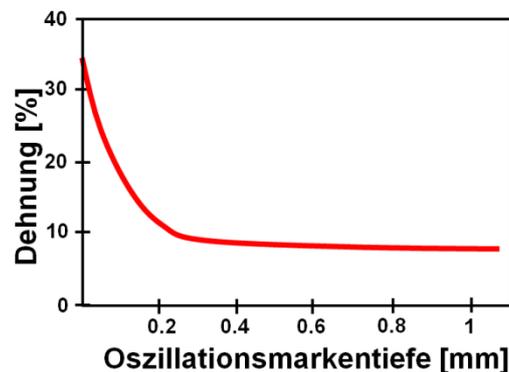


Abbildung 2-20: Einfluss der Oszillationsmarkentiefe auf die kritische Dehnung zur Rissbildung für die peritektische Stahlsorte mit dem mittleren Kohlenstoffgehalt [207]

Dadurch steigt die Rissanfälligkeit des Stahls mit tieferen OM. Die Bildung der OM verursacht auch einen schlechteren Kontakt zwischen dem Strang und der Kokille. Dies verursacht weiters eine Vergrößerung der Austenitstruktur in den OM [190][207].

Es ist aus den Ergebnissen aus dem Heißzugversuch bekannt [59][136][146][164][190], dass sich Querrisse häufiger entlang von größeren Austenitkörnern bilden. Dafür gibt es viele mögliche Gründe [146]: Zur den wichtigsten gehören die größere Spannungskonzentration in den Triple-Punkten beim Korngrenzengleiten und die Vergrößerung der Ausscheidungsdichte durch die Verkleinerung der möglichen Ausscheidungsplätze im Vergleich zum feinen Gefüge [146].

Dippenaar et al. und Xu et al. [69][230] zeigen, dass manche Austenitkörner, aufgrund der Erhöhung der lokalen Temperatur (>1350 °C) und der größeren Dehnungen (sogenannte anormale Kornvergrößerung) schneller als andere wachsen. Zusätzlich entstehen größere Austenitkörner aus den groben δ – Ferritkörnern bei niedrig kohlenstoffhaltigen Stählen [68]. In diesen anormalen Austenitkörnern scheiden sich Sulfide schneller aus und/oder ein Cu - Film bildet sich schneller aus, was die Austenitkorngrenzen weicher machen. Das kann schon bei kleineren Dehnungen eine Mikrorissbildung verursachen [69]. Die Mikrorisse

breiten sich bei Temperaturen unter der γ/α Umwandlung während des Strangrückbiegens zu massiven Rissen aus [69][230]. Eine schematische Darstellung der Risse an den Oszillationsmarken und der Querrisse entlang von anormalen groben Austenitkörnern wird in **Abbildung 2-21** gezeigt.

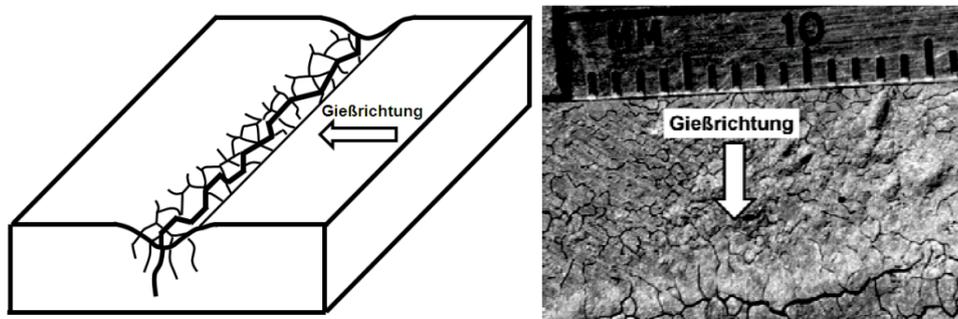


Abbildung 2-21: Mikrorisse an einer Oszillationsmarke entlang von anormalen groben Austenitkörnern [208][209][230]

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass Oszillationsmarken als Spannungskonzentrator für die Rissbildung dienen. Diese Risse können schon im Zweiphasengebiet entstehen und sich während des Strangrückbiegens weiter ausbreiten. Durch die Entstehung der OM sinkt die Wärmeabfuhr vom Strang zur Kokille aufgrund des schlechteren Kontakts zwischen Strang und Kokille. Dies verursacht eine Vergrößerung des austenitischen Gefüges. Ein grobes austenitisches Gefüge konzentriert die Spannungen an den Triple-Punkten mehr als ein feines austenitisches Gefüge. Mit der Vergrößerung der Austenitstruktur sinkt die Menge der potenziellen Plätze für Ausscheidungen und dadurch steigt die Ausscheidungsichte im Vergleich zu einer feineren Struktur an.

Die Bildung von Querrissen beim Stranggießprozess ist ein komplexes Phänomen. Die Entstehung der OM ist nur der erste Schritt zur Bildung von Querrissen. Die anderen Mechanismen wirken unter der Kokille. Diese Mechanismen sind temperaturabhängig und verursachen Schwankungen der Stahlduktilität und die Bildung von interkristallinen Rissen während des Stranggießens, wenn die Strangoberfläche durch die Zugspannungen/Zugdehnungen belastet wird. Zur diesen Mechanismen gehören die Ausscheidungsprozesse und die Verformung während der γ/α Umwandlung [146][218]. In den nächsten Kapiteln werden diese Phänomene genau diskutiert. Ein gutes Verständnis dieser Phänomene ist notwendig für die Verifizierung der metallographischen Ergebnisse des experimentellen Teils der vorliegenden Arbeit.

2.8 Mechanismen der Oberflächenrissbildung

Der Stahl zeigt im Stranggießprozess während der Abkühlung aus der Schmelze Schwankungen der Duktilität, welche zusammen mit Dehnungen und Spannungen zur Rissbildung führen können. Besonders gefährlich für die Bildung von Oberflächenrissen ist der Temperaturbereich zwischen 1200 °C und 600 °C beim Rückbiegen des Stranges. Die Risse die sich in diesem Temperaturbereich bilden sich durch die Dekohäsion der Korngrenzen und zeigen eine interkristalline Bruchfläche [119][146][213][218]. **Abbildung 2-22a** zeigt einen Oberflächenriss in Kantennähe der Bramme. Dieser Riss überschneidend die Dendriten, was beweist, dass der Riss unter der Solidus – Temperatur gebildet wurde. In **Abbildung 2-22b** ist die Dekohäsion einer Austenitkorngrenze durch Mikroporen zu sehen [213].

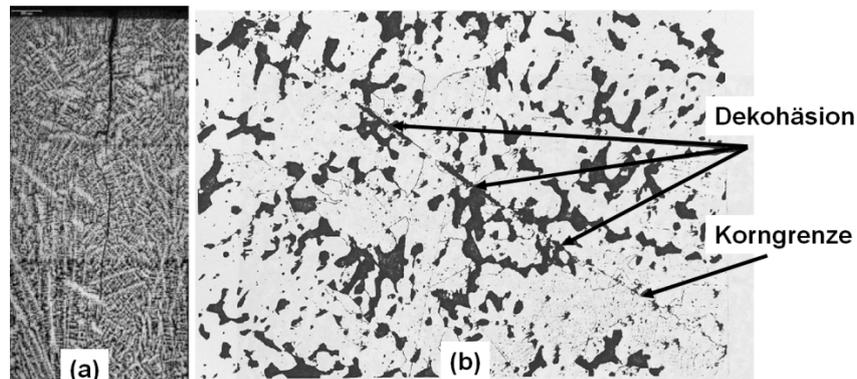


Abbildung 2-22: Oberflächerriss in Kantennähe der Bramme, gebildet unter der Solidustemperatur (a) und Dekohäsion einer Austenitkorngrenze durch Mikroporen (b) [213]

Die interkristalline Bruchfläche ist entweder glatt oder weist Vertiefungen und Mikroporen auf [146][238]. Eine glatte Bruchfläche ist typisch für den Bruch während der Korngrenzengleitung des Austenits. Im zweiten Fall entstehen die Risse während der Korngrenzengleitung um nichtmetallische Einschlüsse oder Karbid- und Nitrid-Ausscheidungen herum [106][146][106][238]. Die Korngrenzengleitung ist ein interkristalliner kriechender Verformungsmechanismus, dafür ist eine niedrigere Dehnungsrate typisch ($10^{-4} \text{ s}^{-1} - 10^{-3} \text{ s}^{-1}$), diese ist ähnlich jener während des Strangrückbiegens beim Stranggießen [106][146]. Jedoch zeigen einige Experimente, dass die Korngrenzengleitung auch bei höheren Dehnraten 10^{-1} s^{-1} auftreten kann [166].

Eine glatte Bruchfläche bildet sich durch die Entstehung und Ausbreitung von Keilporen [75]. Im Gegensatz dazu entstehen Bruchflächen mit Vertiefungen und Mikroporen durch die Mechanismen der Mikroporenbildung, Mikroporenvergrößerung und des

Zusammenwachsens der Poren [146]. Der erste Mechanismus der Rissbildung tritt nur im reinen Austenit auf. Der Grund dafür ist die begrenzte dynamische Erholung des Austenits, was durch die hohen Spannungen an den Tripel-Punkten des Austenits eine Rissbildung verursacht [79][146][218]. Der Mechanismus der Rissbildung und die Ausbreitung während der Korngrenzgleitung wird durch Hurtado-Delgado und Morales [87] schematisch in **Abbildung 2-23** dargestellt.

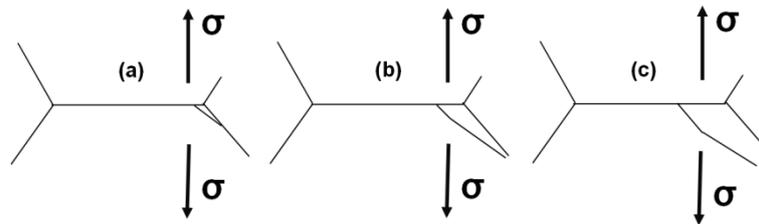


Abbildung 2-23: Schritte der Entstehung und Ausbreitung der interkristallinen Risse während der Korngrenzgleitung [87]

Die Risse (**Abbildung 2-23**) entstehen durch eine kleine Dekohäsion an der Korngrenze [87] und bilden sich durch „den Versetzungsaufstau und Korngrenzgleitung an den Tripel-Punkten von Korngrenzflächen“ weiter aus [75]. Der beschriebene Mechanismus tritt bei hohen Temperaturen (größer als 960 °C) bevorzugt auf [75][87]. Bei diesen Temperaturen weist der Stahl, aufgrund der kleineren Menge an Ausscheidungen an den Austenitkorngrenzen, eine hohe Duktilität auf [75]. Die möglichen Formen der Risse abhängig von der Korngrenzenbewegung der Austenitkörner werden in **Abbildung 2-24** dargestellt.

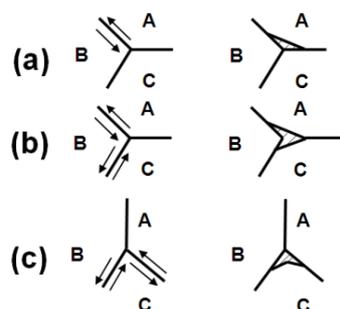


Abbildung 2-24: Verschiedene Formen der Risse an den Austenitkorngrenzen abhängig von der Korngrenzenbewegung [40][146]

Der zweite Mechanismus der Porenbildung bringt beim Stranggießprozess große Probleme mit sich. Dieser Mechanismus tritt bei niedrigeren Temperaturen im Vergleich zum ersten Mechanismus auf. Die Bildung der Poren ist in diesem Fall mit der Blockierung der Versetzungen entlang der Austenitkorngrenzen, der feinen Ausscheidung von Karbiden, und

Nitriden und nichtmetallischen Einschlüssen verbunden [75]. Weiters ist die Bildung von Ferrit entlang der Austenitkorngrenzen unter der Ar_3 – Temperatur und die Entstehung von weichen ausscheidungsfreien Zonen (AFZ) entlang der Ausscheidungen an den Korngrenzen auch für diesen Mechanismus verantwortlich (**Abbildung 2-25**) [6][104][116][123] [146].

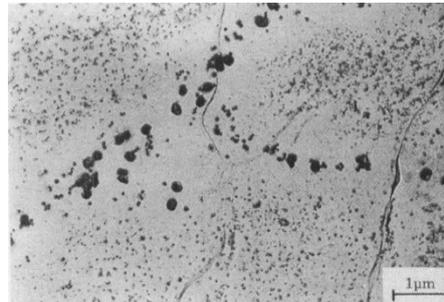


Abbildung 2-25: Ausscheidungsfreie Zone entlang von Austenitkorngrenzen in Nb – haltigem Stahl untersucht bei 950°C. An den Korngrenzen findet man feine Nb(CN) Ausscheidungen und grobe MnS Einschlüsse [52][143]

Diese Phänomene verursachen einen dramatischen Abfall der Stahlduktilität und eine Querrissbildung an der Halbzeugoberfläche. **Abbildung 2-26** zeigen die Erscheinungsformen und Bruchflächen bei der Porenbildung [75][52].

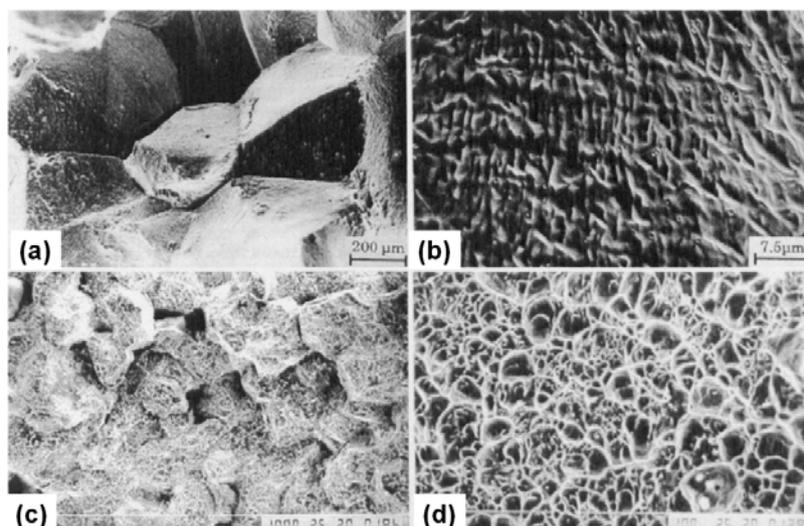


Abbildung 2-26: Arten von Bruchflächen: (a) Glatte interkristalline Bruchfläche typisch für die Porenbildung bei hohen Temperaturen [146] und (b) die Vergrößerung des ersten Bilds zeigt eine kleine Menge an Sulfiden an der Bruchfläche [146]; (c) Zusammenwachsen der Mikroporen [55] und (d) die Vergrößerung der Bruchfläche ist typisch für die Porenbildung aufgrund der Ausscheidungen (REM) [6]

Der typische Ablauf der Bildung von Querrissen an der Halbzeugoberfläche beim Stranggießprozess zwischen ca. 950 °C und 700 °C wird in **Abbildung 2-27** dargestellt. Die Bilder (a) und (d) repräsentieren die dynamische Ausscheidung und eine Spannungskonzentration innerhalb der weicheren Schicht (AFZ und Ferritsäume) entlang der Austenitkorngrenzen im ersten Stadium der Verformung. Die Bilder (b) und (e) zeigen die Porenbildung durch die Dekohäsion der Ausscheidung/Matrix - Grenzflächen. Die Bilder (c) und (f) zeigen das Zusammenwachsen der Poren.

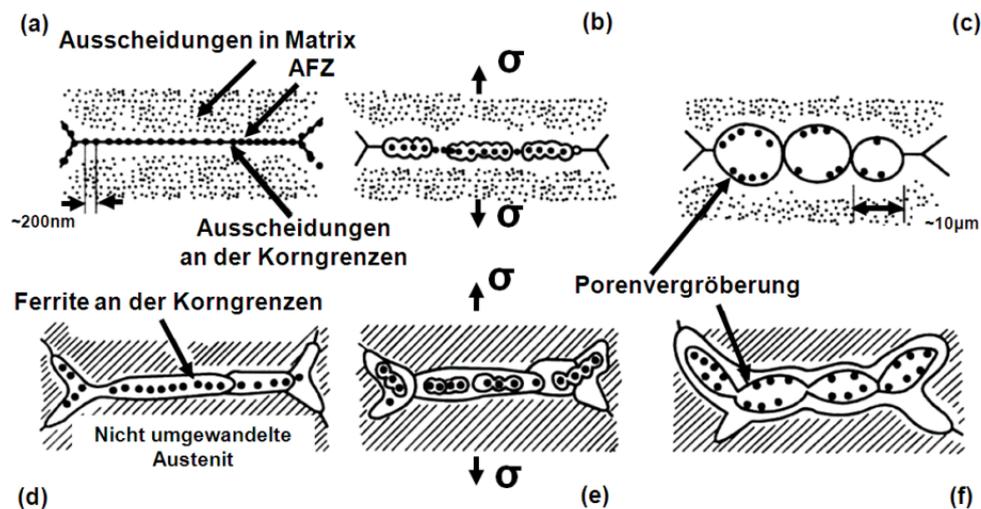


Abbildung 2-27: Die Etappen der interkristallinen Rissbildung durch das Zusammenwachsen der heterogenen Poren bei niedrigeren Temperaturen in Austenit (a-c) und im Zweiphasengebiet γ/α (d-f) [123]

Der Mechanismus der heterogenen Porenbildung beginnt bei niedrigen Temperaturen im Austenit, wo sich Karbonnitride an den Korngrenzen ausscheiden (**Abbildung 2-27a**). Die Ausscheidungen verursachen eine Korngrenzenverfestigung und die Bildung der AFZ auf beiden Seiten der Korngrenzen [106][146]. Die AFZ sind relativ weich und konzentrieren die Spannungen während des Strangrückbiegens. Dadurch entstehen Poren entlang dieser Ausscheidungen (**Abbildung 2-27b**). Die Poren wachsen mit zunehmenden Spannungen zusammen, was weiter zur Oberflächenrissbildung führt (**Abbildung 2-27c**) [6][123]. Unter der A_{r3} – Temperatur konzentrieren sich die Spannungen entlang der Austenitkorngrenzen im weichen und dünnen Ferritfilm (~5-20 μ m) (**Abbildung 2-27d**), der während der Umwandlung gebildet wurde [79][98][106][146]. Die Spannungen konzentrieren sich im Ferritfilm aufgrund der niedrigeren Fließspannung (flow stress) und Verfestigung den Ferrit im Vergleich zum Austenit. Die niedrigere Fließspannung und die Verfestigung ist auf die niedrigere Stapelfehlerenergie des Ferrits zurückzuführen [106][107][168]. Nach der Überschreitung der kritischen Spannungen bilden sich, aufgrund der Dekohäsion der

Teilchen/Ferrit Grenzfläche, Poren. Zu diesen Teilchen gehören grobe nichtmetallische Einschlüsse und feine Ausscheidungen (MnS, AlN, BN, Ti(CN), Nb(CN), V(CN)) die sich an den Austenitkorngrenzen bildeten. Eine weitere Vergrößerung der Spannungen führt zur Vergrößerung und zum Zusammenwachsen der Poren. Dadurch bilden sich interkristalline Risse an der Strangoberfläche in der Rückbiegezone [98][113][123][140][146][151][154]. Der Mechanismus der interkristallinen Rissbildung wird in beiden Fällen durch Elemente verstärkt, die die Oberflächenenergie verringern [213]. Der Stahl erreicht ein Duktilitätsminimum, wenn das Gesamtvolumen des Ferrits ca. 5-10 % beträgt [45][106][107]. Die Risse entlang des dünnen Ferritfilms werden in **Abbildung 2-28** dargestellt.

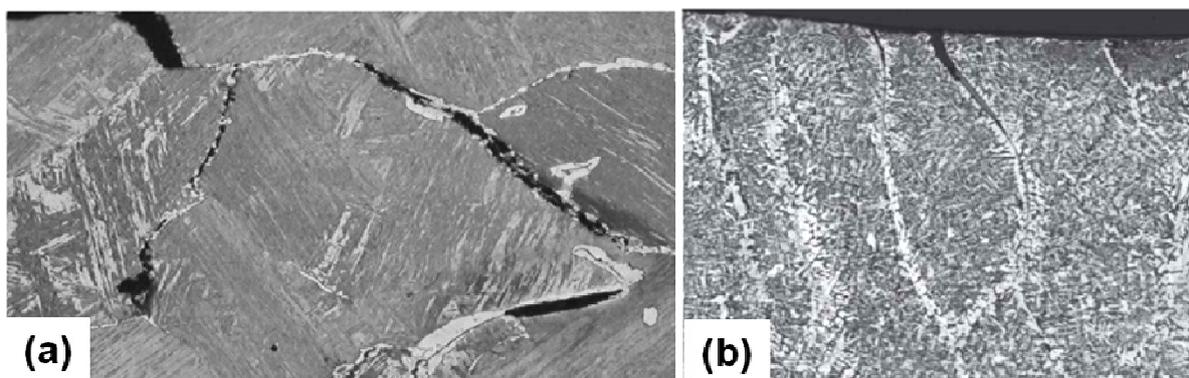


Abbildung 2-28: (a) Interkristalline Risse entlang eines dünnen Ferritfilms [36] und (b) die Ausbreitung der Risse entlang eines dünnen Ferritfilms gebildet an den Austenitkorngrenzen (Brammenprobe) [213]

Durch eine weitere Abkühlung der Halbzeugoberfläche unter die Ar_3 – Temperatur resultiert eine Zunahme der Ferrit-Menge an den Austenitkorngrenzen und eine Verbesserung der Duktilität. Die Verbesserung der Duktilität ist schon ab ca. 30 K unter der Ar_3 - Temperatur bemerkbar, wenn sich 30 % - 50 % des Ferrits an den Austenitkorngrenzen gebildet hat [45][52][55][107][108][136][145][146][153]. Die Erhöhungsgeschwindigkeit der Duktilität ist aber bei 30% Ferrit in Bezug auf das Gesamtvolumen am höchsten [45]. Der Duktilitätsanstieg ist durch die Übertragung der Dehnungen mit dem zunehmenden Gesamtvolumen des Ferrits möglich [45]. Einige Hinweise zeigen [42][52][108][140][150][153][154], dass der Ferrit an den Austenitkorngrenzen nicht nur aufgrund der Phasenumwandlung unter der Ar_3 – Temperatur entstehen kann, sondern auch durch die Deformation induziert werden kann. Mintz [146] hat die möglichen Phänomene zusammengefasst, die zur Bildung von deformationsinduzierten Ferrit (DIF) führen können.

Diese Phänomene wurden nach Auswertungen von Heißzugversuchen festgestellt. Zu diesen gehören:

- Keimbildung an Ausbuchtungen an den Austenitkorngrenzen, aufgrund der lokalen Korngrenzenmigration.
- Lokale Erhöhung der Stapelfehlerenergie wegen der Bildung von Subkörnern neben den Austenitkorngrenzen.
- Erhöhung der Stapelfehlerenergie wegen der Vergrößerung der Versetzungsdichte im deformierten Austenit, was die Ferritbildung begünstigt.

Der deformationsinduzierte Ferrit ist eher ungewöhnlich beim Stranggießprozess. Der Grund dafür sind die niedrigeren Dehnungen (1 – 4 %) und groben Austenitkörner [146], die an der Oberfläche des Halbzeugs während des Stranggießens auftreten. Jedoch zeigen die Ergebnisse von Mintz et al. [150] resultierend aus Heißzugversuchen, dass sich DIF schon bei einer Dehnung von 2 % bei einem Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,1 % und einer Austenitkorngröße von 200 µm bilden kann.

Der Mechanismus der Porenbildung durch die Spannungskonzentration entlang nichtmetallischer Einschlüsse (Sulfide) ist nicht der dominante Mechanismus zum Aufbau von Querrissen bei hohen Temperaturen im Austenit, denn die Stähle mit einem Mn/S - Verhältnis größer als 60 sind nicht empfindlich für Rissbildung. Der Grund dafür ist die geringe Löslichkeit von Mn und S und die Tendenz von MnS zur Ausscheidung in der Austenitmatrix [104]. Diese Ergebnisse wurden nach Untersuchungen mit der Hilfe von 3 – Punkt Biegeversuchen bei wiedererwärmten Proben gefunden. Außerdem wirken sich grobe Sulfide nicht auf die Verringerung der Duktilität aus [146]. Einige Hinweise aus Heißzugversuchen mit bis zur Versuchstemperatur abgekühlten Proben und anschließendem Lösungsglühen bei 1330 °C zeigen, dass grobe Mangansulfide die Ferritbildung begünstigen und dadurch den Duktilitätseinstieg begünstigen [52]. Osinkolu et al. [165] haben den kombinierten Einfluss der AlN und S auf die interkristalline Rissbildung mit der Hilfe vom Heißzugversuch untersucht. Im Rahmen dieser Arbeit wurden Stähle mit Al – Gehalten von 0.0025 % und 0.093 % und S – Gehalten von <5 ppm und 83 ppm untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass S die Korngrenzenfestigkeit verringert und AlN den interkristallinen Widerstand für eine Deformation vergrößert. Dadurch sinken die kritischen Schubspannungen für eine interkristalline Rissbildung [165].

Neben den Mikrolegierungselementen und den Mangansulfiden hat der Kohlenstoff einen wesentlichen Einfluss auf den Start der beiden Mechanismen der Porenbildung. Der Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf beide Mechanismen der Rissbildung wurde mit Hilfe des Heißzugversuchs durch Crowther und Mintz untersucht [60]. Die Ergebnisse zeigen,

dass mit der Überschreitung eines Kohlenstoffgehaltes von 0.28 % ein dominanter Mechanismus für die Rissbildung der interkristalline Bruch ist. Die Erklärung dafür ist die Erhöhung der Aktivierungsenergie mit dem Anstieg des Kohlenstoffgehaltes und der dadurch verbundenen Vergrößerung der kritischen Dehnung für die dynamische Rekristallisation. Es sollte jedoch betont werden, dass eine dynamische Rekristallisation beim Stranggießprozess unmöglich ist. Der Grund dafür sind die zu groben Austenitkörner ($> 1 \text{ mm}$) und die nicht ausreichenden Dehnungen (1 - 4 %) für die dynamische Rekristallisation [53][55][138][146][150][168].

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die dominierten Mechanismen der Bildung von Querrissen an der Halbzeugoberfläche die interkristalline Rissbildung während der Verformung, verbunden mit der Ausscheidung von Mikrolegierungselementen an den Austenitkorngrenzen ist und/oder der Bildung eines Ferrit - Filmes während der γ/α Umwandlung sind. Risse, die durch diesen Mechanismus entstehen, zeigen eine interkristalline Bruchfläche. Diese Bruchfläche zeigt jedoch einige Unterschiede bei einer Untersuchung mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM). Die Bildung von Poren und Rissen ist diffusionskontrolliert [146][150]. Die kritische Temperatur für die Rissbildung beträgt je nach Stahlsorte zwischen $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ und $600 \text{ }^\circ\text{C}$. Die Korngrenzengleitung und die Bildung von Mikroporen ist typisch für eine niedrigere Dehnrate ($10^{-3} - 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), ähnlich jenen, die beim Stranggießprozess in der Rückbiegezone auftreten [123][146][150]. Der Ferrit bildet sich beim Stranggießprozess unter der A_{r3} Temperatur während der γ/α Umwandlung. Besonders gefährlich für die Rissbildung ist das Strangrückbiegen kurz unter A_{r3} Temperatur, wenn sich nur der dünne Ferritfilm an den Austenitkorngrenzen befindet. Ein Auftreten von deformationsinduzierten Ferrit und die dynamische Rekristallisation sind beim Stranggießprozess unwahrscheinlich. Der Auftritt der dynamischen Rekristallisation und die Kornfeinerung des austenitischen Gefüges kurz vor der Rückbiegezone könnte besonders günstig für die Vermeidung von Oberflächenrissen und die Verbesserung der Qualität des gegossenen Halbzeuges sein [231].

Es ist bekannt, dass die Ausscheidungen und die Bildung von Ferrit – Filmen an den Austenitkorngrenzen Schwankungen in der Duktilität verursachen. Zusätzlich werden diese Schwankungen durch Stahlzusammensetzung, Korngrößen sowie von unterschiedlichen Verformungsgeschwindigkeiten beeinflusst. Die Kenntnis dieser Parameter ist notwendig um die Unterschiede in den Rissempfindlichkeit von Stählen unter stranggießnahen Bedingungen besser zu verstehen. Im nächsten Kapitel werden Schwankungen in der Stahlduktilität abhängig von der Temperatur in Form eines Diagramms dargestellt und die Problematik der Oberflächenrissbildung weiter diskutiert.

2.9 Einfluss der Parameter auf die Stahlduktilität und die Oberflächenrissbildung

Die Unterschiede in der Stahlduktilität wurden das erste Mal als „Bruchseinschnürung in Abhängigkeit der Temperatur“ – Diagramm durch Suzuki et al. [205] dargestellt. Die Autoren haben drei Bereiche in diesem Diagramm mit unterschiedlichen Mechanismen der Verminderung der Duktilität dargestellt: zwischen (1) der Nullzähigkeitstemperatur und 1200 °C, (2) 1200° C und 900 °C und (3) 900 °C und 600 °C. Diese Temperaturbereiche sind quantitativ zu sehen, durch die Aufteilung des Diagramms auf drei Bereiche wollten die Autoren die typischen Mechanismen der Verminderung der Duktilität beschreiben, die bei ungefähr diesen Temperaturen einsetzen. Bei jeder Stahlsorte liegen diese Phänomene bei etwas anderen Temperaturbereichen und sind neben der chemischen Zusammensetzung auch von den Versuchsparametern abhängig. Wolf [224] hat zusätzlich den Einfluss niedrigschmelzender Cu-reicher Phasen in Bezug auf den Duktilitätsabfall gezeigt. Thomas et al. [211] haben den Einfluss der γ/α Umwandlung und die Ausscheidung von Fe_3C Karbiden auf den Duktilitätsabfall in dem Diagramm dargestellt. Huchtemann und Wulfmeier [90] haben den Fest-, Flüssig- und Zweiphasenbereich markiert. Alle diese Beiträge werden in **Abbildung 2-29** zusammengefasst.

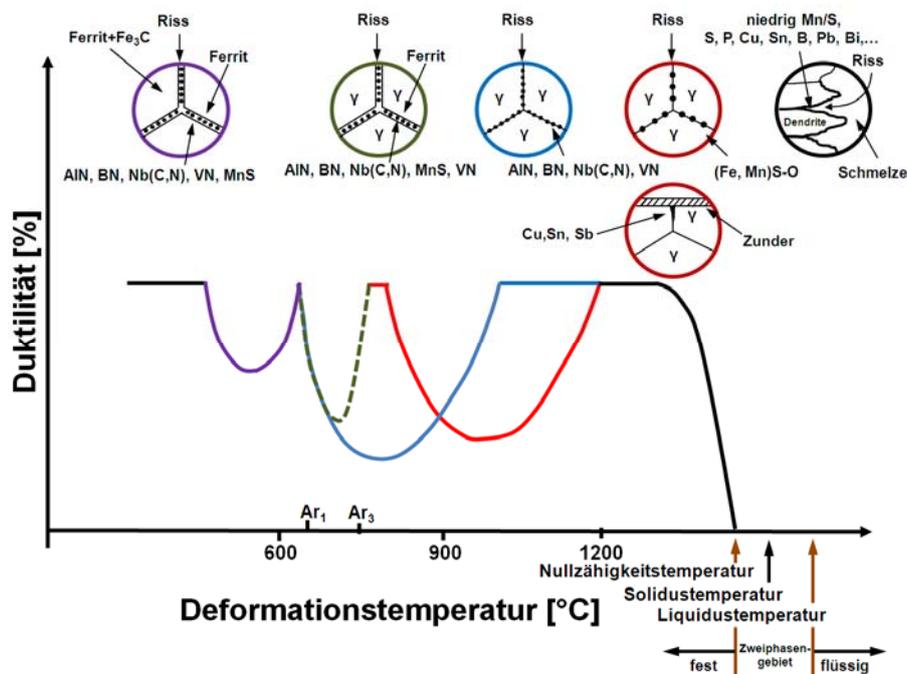


Abbildung 2-29: Änderungen der Stahlduktilität abhängig von der Temperatur
[90][205][211][224]

Das Diagramm wird in zwei Zonen geteilt, in denen der Abfall der Stahlduktilität auftritt:

Hochtemperaturzone

Diese Zone (schwarz markiert) ist durch die Länge des Zweiphasengebiets und die sogenannte Nullzähigkeitstemperatur charakterisiert. Die Nullzähigkeitstemperatur (NZT) ist jene Temperatur, bei welcher Stahl komplett erstarrt ist und keine Restschmelze zwischen den Dendriten existiert [171][188]. Dieser Temperaturbereich ist typisch für die Erstarrung der Schale in der Kokille. Die Überschreitung der kritischen Dehnungswerte bei einer Temperatur kurz über der NZT führt zur Bildung von Heißrissen und interdendritischen Bruchflächen. Die Mechanismen zur Bildung von Heißrissen wurden schon in **Kapitel 2.4** im Detail beschrieben. Mangansulfide und Elemente wie z.B. S, P, Cu, Sn, Pb, B haben einen Einfluss auf die NZT und die Größe des Zweiphasengebiets [90][211]. Nach weiterer Abkühlung der Halbzeugoberfläche steigt die Stahlduktilität an. Beim Stranggießprozess ist der Stahl in diesem Temperaturbereich unempfindlich für eine Rissbildung. Ein Bruch des Stahles ist nur bei sehr hohen Dehnungen möglich. Der gebrochene Stahl zeigt eine transkristalline Bruchfläche mit charakteristischen „Grübchen“ [211]. Mit dem weiteren Temperaturabfall ändert sich der Bruchmechanismus vom transkristallinen zum interkristallinen Bruch. Dieser Bruchmechanismus ist typisch für die Zone der reduzierten Duktilität [211].

Zone der reduzierten Duktilität

Die Zone der reduzierten Duktilität tritt zwischen den Temperaturen von 1200 °C und 600 °C auf, abhängig von der Stahlzusammensetzung sowie den Abkühlungsbedingungen [104][206]. Dieser Temperaturbereich ist in der Fachliteratur als „zweites Duktilitätsminimum“ bekannt [146][168][182]. Dieser Bereich charakterisiert sich durch einen massiven Abfall in der Duktilität. Dieser Abfall ist besonders für die Bildung von Querrissen gefährlich, die während des Biegens oder Richtens des Stranges auftreten können. Die Breite und Tiefe des Abfalls ist abhängig von der Stahlzusammensetzung, dem Temperaturverlauf und der Abkühlungsrate, der Halbzeugoberfläche sowie der Gießgeschwindigkeit [6][37][105]. Die Größe, Menge und Verteilung der Sulfide und Ausscheidungen von Karbonitriden, die Entstehung von niedrigschmelzenden Phasen an der Korngrenzen sowie die weichen Phasen (ausscheidungsfreie Zonen und der Ferritfilm) entlang der Austenitkorngrenzen ist an zweiter Stelle für diesen Abfall verantwortlich [6][52][56][146][153]. Die zusätzlichen Faktoren für den Duktilitätsabfall in diesem Temperaturbereich sind eine niedrigere Dehnungsrate und die groben Austenitkörner [59][146][150][236].

Die Zone der reduzierten Duktilität kann man noch in vier Bereiche teilen:

Bereich 1. (rot markiert): Dieser Bereich befindet sich in einem Temperaturintervall zwischen 1200 °C und 900 °C [57]. Der dominierende Grund zu den Duktilitätsabfall ist die Ausscheidung von (Fe, Mn)S-O an den Austenitkorngrenzen [211]. Dieser Mechanismus charakterisiert sich durch interkristalline Bruchflächen [184]. Crowther [57] denkt, dass die Rissbildung mit der (Fe, Mn)S-O Ausscheidung beim Stranggießprozess aufgrund der zu niedrigeren Dehnraten nicht möglich ist. Der zweite Mechanismus in diesem Temperaturbereich ist das Auftreten von niedrigschmelzenden Cu - reichen Phasen an den Austenitkorngrenzen. Der Auftritt dieser Phasen verursacht die Bildung von Heißrissen und die Entstehung von interdendritischen Bruchflächen aufgrund der Penetration der Austenitkorngrenzen bis zu einer Temperatur von 1080 °C (Liquidustemperatur von Cu) [156]. Die Ergebnisse von Huchtemann et al. [HUC98] zeigen einen schädigenden Einfluss von 0.1 % Kupfer auf die Stahlduktilität bei hohen Temperaturen. Bei niedrigeren Temperaturen sinkt der Einfluss des Kupfers auf die Stahlduktilität. Der Zusatz von Nickel verbessert die Duktilität eines Cu – reichen Stahls, aufgrund der Erhöhung des Löslichkeitslimits (9%) von Cu in Austenit [152][184]. Das Kupfer kann auch in Form von Kupfersulfiden Cu_2S ausgeschieden werden, was den Duktilitätsabfall bei niedrigeren Temperaturen des zweitens Duktilitätsminimums verursacht [152]. Der Zusatz von Zinn in Verbindung mit Cu verschlechtert zusätzlich die Duktilität und vergrößert die Neigung zur Rissbildung bei niedrigeren Temperaturen [90].

Bereich 2. (blau markiert): Der Duktilitätsabfall tritt in diesem Bereich zwischen ca. 900 °C bis zu 600 °C auf. Der Stahl zeigt in diesem Temperaturbereich beim Stranggießprozess einen interkristallinen Mechanismus der Rissbildung [CROa]. Die interkristalline Rissbildung tritt, aufgrund der Dekohäsion entlang von Karbonitriden (AlN , BN , $\text{Nb}(\text{CN})$, VN) an der Austenitkorngrenzen, ein. Besonders schädigend sind Aluminiumnitride und feine deformationsinduzierte $\text{Nb}(\text{CN})$ [6][156]. Der negative Einfluss dieser Ausscheidungen auf die Stahlduktilität kann mit der Zugabe von Titan vermieden werden [MIN99]. Der Grund dafür ist die Ausscheidung von größeren TiN bei höheren Temperaturen, die als Ausscheidungsplätze für $\text{Nb}(\text{CN})$ dienen [3][156]. Weiters bindet Titan den Stickstoff bei hohen Temperaturen [74], dadurch steht weniger Stickstoff für die Bildung der Al- Nb-Ausscheidungen zur Verfügung [14][74]. Mehrere Laborexperimente zeigen, dass durch die Vergrößerung der Ausscheidungen und die Senkung der Abkühlrate die Stahlduktilität steigt und dadurch die Rissempfindlichkeit sinkt [3][35][62][144][146][149].

Bereich 3. (grün markiert): Der Grund für den Abfall in diesem Bereich ist die Bildung eines Ferritfilms während der γ/α Umwandlung unter der A_{r3} - Temperatur [146]. Wenn bei dieser

Temperatur Ausscheidungen vorhanden sind, wird ein zusätzlicher Duktilitätsabfall bewirkt (**Abbildung 2-29c-d**) [57]. Während der γ/α Umwandlung konzentriert der dünne Ferritfilm die Spannungen, was zur Verminderung der Stahlduktilität führt [57][146]. Die Poren entstehen entlang der MnS, eingelagert an der Korngrenzen [74][199]. Mit zunehmender Menge an Ferrit steigt die Stahlduktilität [45][52][55][107][108][136][146][153][155]. Der Grund für diesen Anstieg ist die Reduktion der Unterschiede in der Festigkeit zwischen Austenit und Ferrit mit der Abkühlung unter die Ar_3 – Temperatur [57][74][146]. Der Temperaturbereich, bei dem dieser Abfall auftritt, ist abhängig von der Stahlzusammensetzung und der Abkühlrate, z.B. Kohlenstoff und Mangan verschieben die γ/α Umwandlung zur niedrigeren Temperaturen [38][60][74][83]. Im Gegensatz dazu ist der Anstieg der Temperatur der γ/α Umwandlung durch die Zugabe von Al, Ti, S, P möglich [37]. Die Zugabe von Mn und C vergrößert auch den Bereich verminderter Duktilität [53][138]. Deswegen soll die Senkung der Gehalte der beiden Elemente einen positiven Einfluss auf die Duktilität des Stahles haben [53][138]. Die zunehmende Abkühlrate verschiebt die γ/α Umwandlung zu niedrigeren Temperaturen und vergrößert die Umwandlungsrate [74]. Die typischen Bruchflächen für den Bereich 3 werden in **Abbildung 2-29** dargestellt:

Die **Abbildung 2-30** zeigt die Ergebnisse der metallographischen Untersuchung von Nb – haltigem (**Abbildung 2-30a, b, d**) und Nb – freiem Stahl (**Abbildung 2-30c**) bei Temperaturen zwischen 825 °C und 925 °C. **Abbildung 2-30a** und **Abbildung 2-30b** zeigen glatte Bruchflächen mit interkristallinen Rissen und Keilrissen entlang der Austenitkörner, entstanden während der Korngrenzengleitung - typisch für die Schwankungen der Duktilität in Bereich 2. **Abbildung 2-30c** und **Abbildung 2-30d** zeigen eine durch das Zusammenwachsen von Mikroporen gebildete Bruchfläche . Diese Mikroporen werden am Ferritfilm entlang der Mangansulfide gebildet. Die Risse sind interkristallin und sind typisch für die Schwankungen der Duktilität im Bereich 3.

Bereich 4. (violett markiert): Dieser Bereich zeigt den Duktilitätsabfall, wenn sich die Fe_3C Karbide unter der Ar_1 Temperatur an den Korngrenzen abscheiden [232]. Die Abkühlung der Halbzeugsoberfläche unter diese Temperatur kurz vorm Rückbiegen beim Stranggießprozess ist eher ungewöhnlich. Deswegen wird dieser Bereich nicht weiter diskutiert.

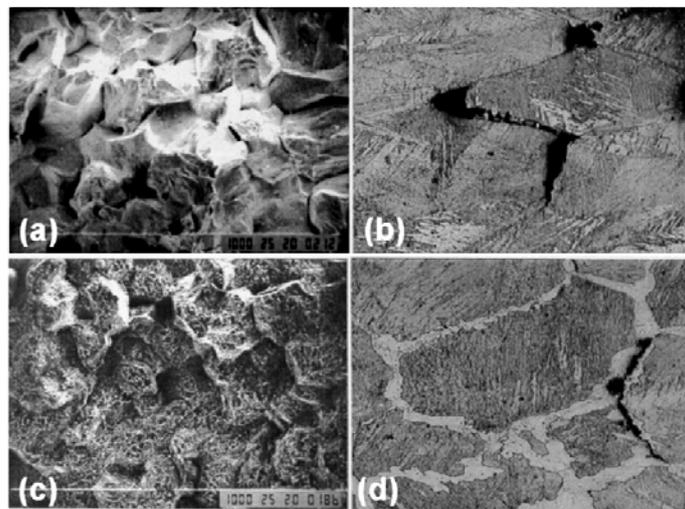


Abbildung 2-30: (a) Metallographische Untersuchung von Nb - haltigem Stahl unter dem REM bei 925 °C: glatte Bruchflächen mit interkristallinen Rissen gebildet während der Korngrenzengleitung, (b) Nb – haltiger Stahl bei 925 °C mit interkristalline Spröbruch, (c) Nb – freier Stahl bei 875 °C zeigt unter REM interkristalliner Verformungsbruch welche beim Zusammenwachsen von Mikroporen entstanden sind und (d) Nb – haltiger Stahl zeigt bei 825 °C einen interkristallinen Bruchmechanismus entstanden beim Zusammenwachsen der Mikroporen innerhalb des dünnen Ferritfilms [52]

Die Beschreibung aller Mechanismen und Parameter, die einen Einfluss auf den Duktilitätsabfall haben, ist eine komplexe Aufgabe. Es wurde festgestellt, dass die chemische Zusammensetzung der Stähle für den Abfall der Duktilität eine entscheidende Rolle spielen. Der Einfluss der chemischen Zusammensetzung kann noch durch spezifische Material- und Abkühlungsbedingungen sowie die Dehnungsrate vergrößert werden. In den nächsten Kapiteln wird der Einfluss aller Parameter auf die Duktilität des Stahles diskutiert. Viele Diagramme die in diesem Kapitel gezeigt werden, stammen aus Laborheizzugversuchen. Diese Versuchsmethode ermöglicht eine Untersuchung der Stahlduktilität unter stranggießnahen Bedingungen. Die Brucheinschnürung der Probe nach dem Zugversuch wird zur Bestimmung der Rissanfälligkeit bzw. Duktilität der Stähle verwendet. Sowohl der Heizzugversuch als auch die Brucheinschnürung haben als Versuchsmethode auch Nachteile. Zu den größten Nachteilen des Heizzugversuchs gehört die Bildung des deformationsinduzierten Ferrits und die dynamische Rekristallisation bei hohen Temperaturen [138]. Die sonstige Mikrostruktur, Ausscheidungs Menge und Ausscheidungsverteilung im Vergleich zum Stranggießprozess soll auch berücksichtigt werden [146]. Trotz dieser Nachteile zeigt der Heizzugversuch eine gute Übereinstimmung der Duktilität von Stählen im Vergleich zum Stranggießprozess. Wichtig ist aber nur der Bereich des Duktilitätsabfalles im Duktilität in Abhängigkeit der Temperatur - Diagramm und nicht die Bereiche, wo ein schneller Anstieg der Duktilität stattfindet. Einen schnellen

Duktilitätsanstieg kann man bei hohen Temperaturen durch die Rekristallisationsphänomene erklären. Der Duktilitätsanstieg ist auf die Bildung des Ferrits an den Austenitkorngrenzen zurückzuführen.

In den nächsten Kapiteln wird der Begriff der „Brucheinschnürung“ durch „Duktilität“ ersetzt. Dadurch wird mehr auf die Duktilität des Stahls beim Stranggießprozess als auf den Heißzugversuch selbst fokussiert. Der Heißzugversuch und die anderen Versuchsmethoden werden erst in **Kapitel 2.10** diskutiert.

2.9.1 Einfluss der chemischen Zusammensetzung

Im folgenden Kapitel wird der Einfluss der Stahlzusammensetzung auf die Stahlduktilität im Temperaturbereich zwischen 1200 °C und 600 °C beim Stranggießprozess diskutiert. Zur Diskussion werden fast nur Ergebnisse von „in-situ“ oder lösungsgeglühten Proben in Versuchen mit Dehnraten typisch für das Stranggießen verwendet. Deswegen sind diese Ergebnisse ähnlich wie beim Stranggießen von Stahl. Wray [226] hat folgendes Diagramm (**Abbildung 2-31**) zur besseren Vorstellung der möglichen Bruchzonen abhängig von der Temperatur und Stahlzusammensetzung im Fe-C Zweistoffdiagramm dargestellt. Das Fe-C Diagramm wird in sieben Zonen (von A bis G) geteilt. Der Schwefel und der Phosphor sind verantwortlich für die interkristalline Versprödung in Zone A. Der dominante Bruchmechanismus in Zone B ist die interkristalline Rissbildung durch die Ausscheidung von MnS, AlN, BN, Ti(CN), Nb(CN), V(CN). Der dominante Mechanismus in Zone C ist der interkristalline Verformungsbruch. Dieser Bruch beginnt bei groben ($> 5 \mu\text{m}$) Teilchen, meistens an Sulfiden und Oxiden. Der Bruch in Zone E ist mit der γ/α Umwandlung und groben MnS – Teilchen verbunden. Die Fe_3C Ausscheidungen sind verantwortlich für den Bruch in Zone F. Der Bruch in Zone G ist mit Perlit- und Zementit - Gefügen verbunden [226].

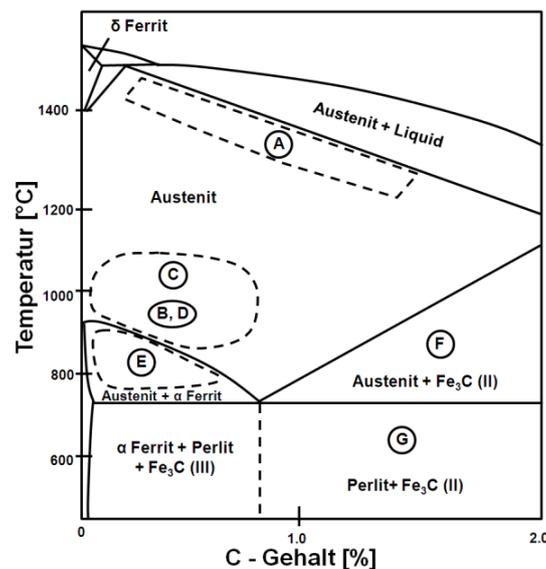


Abbildung 2-31: Schematische Darstellung der möglichen Bruchbereiche bei Verformungsgeschwindigkeiten im mittleren Bereich im Fe-C Zweistoffdiagramm [226]

Mangan und Schwefel

Mangan und Schwefel sind bekannt für die Bildung von groben (Fe, Mn)S und Mangansulfiden. Diese Sulfide bilden sich während der Abkühlung aus der Schmelze. Die Sulfide segregieren sowohl an den Korngrenzen als auch an der Ausscheidung/Matrix Grenzfläche. Dies verursacht eine Dekohäsion der Grenzflächen (ausscheidungs freie Zone oder Ferritfilm), die Bildung von Mikroporen und einen Duktilitätsabfall unter Zugspannungen [98][119]. Der dominante Temperaturbereich für die Bildung von MnS im Fe-C System (**Abbildung 2-31**) sind die Zonen C und E. Bei höheren Temperaturen in der Zone C verursachen die Mangansulfide einen Verformungsbruch [226]. Der interkristalline Verformungsbruch in Zone E kann durch eine Porenbildung entlang der groben Mangansulfide während der γ/α Umwandlung erklärt werden [146][226]. Ein sehr wichtiger Parameter für die Abschätzung des Einflusses der MnS auf die Stahlduktilität ist der S – Gehalt, bzw. das Mn/S – Verhältnis [3][49][77][98][138][145][161][191][226]. Nagasaki et al. [161] berichten, dass ein Verhältnis von Mangan zu Schwefel kleiner 20 oder ein Schwefel Gehalt größer 30 ppm ohne der Zusatz von Mangan eine interkristalline Versprödung verursacht. Ein Mn/S Verhältnis größer als 50 und ein S – Gehalt kleiner als 10 ppm wirken dieser Versprödung entgegen [161]. Diese Erkenntnisse entstammen aus Simulationen des Stranggieß- und direkten Walzenprozesses mit der Hilfe von Heißzugversuchen. Es wurde Stähle mit Mangangehalten von kleiner als 0.01 % bis zu 0.50 % und Schwefelgehalten von kleiner als 5 ppm bis zu 1100 ppm untersucht. Mit der Vergrößerung des Volumenanteils von Mangansulfiden steigt die Tendenz zur Rissbildung durch die Mechanismen der

Hohlraumbildung im Austenit [145]. Diese Aussage wurde nach den Untersuchungen von Stählen mit dem S – Gehalten von 20 ppm bis 300 ppm und Mn – Gehalten von 0.29 % - 1.42 % gefunden. Die Vergrößerung der Abkühlrate nach dem Lösungsglühen bei 1330 °C führt zur Bildung von feineren Sulfiden und dadurch zum schnellen Abfall der Duktilität [5]. Der Schwefel hat einen großen Einfluss auf die Duktilität von Nb – haltigen Stählen [146]. Der Duktilitätsabfall aufgrund Nb(CN) wird deutlich durch die Senkung des S – Gehaltes auf weniger als 10 ppm reduziert [124]. Einige Autoren [83][145][165] haben den kombinierten Einfluss von AlN und S auf die Stahlduktilität beim Heißzugversuch untersucht. Die Ausscheidungen von AlN an den Korngrenzen ermöglicht eine Seigerung des Schwefels. Deswegen verursachen die AlN Ausscheidungen eine Stahlversprödung [145]. In **Abbildung 2-32** wird der Mechanismus der interkristallinen Rissbildung mit dem kombinierten Einfluss von AlN und S dargestellt. Der Schwefel reduziert die Kohäsionsfestigkeit der Korngrenzen. Im Gegensatz dazu verursachen die AlN Ausscheidungen einen Anstieg des interkristallinen Deformations - Widerstandes. Dadurch entsteht eine Konzentration der Schubspannungen t_{gb} entlang der Korngrenzen während der Deformation. Nach der Überschreitung dieser Spannungen bilden sich interkristalline Risse entlang der Korngrenzen. Die notwendigen Schubspannungen für die Initialisierung der Risse sind abhängig von der Schwefelkonzentration an den Korngrenzen und der Temperatur [165]. Ohne dem Schwefel zeigt der Stahl, auch wenn sich viele AlN Ausscheidungen an den Korngrenzen befinden, eine hohe Duktilität [83][145][165].

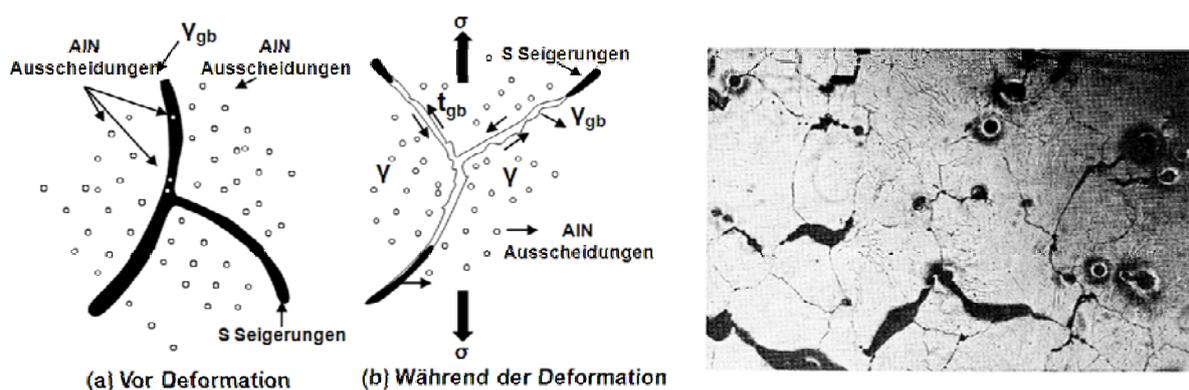


Abbildung 2-32: Schematisches Diagramm des interkristallinen Bruchmechanismus in einer Al-N-S Legierung und interkristalline Dekohäsion aufgrund der S Seigerungen an den Austenitkorngrenzen

[165]

Ruddle [184] gibt an, dass Cu und Sn - Seigerungen an den Mangansulfiden einen Duktilitätsabfall bei Stählen mit mittlerem Kohlenstoffgehalt verursachen können.

Nach Yasumoto et al. [234] steigt die Duktilität der Stähle mit der Vergrößerung von Mangansulfiden bei der niedrigen Abkühlungsraten und längeren Haltezeiten bei der Versuchstemperaturen. Die untersuchten Stähle hatten S – Gehalte zwischen 40 ppm und 160 ppm.

Allgemein kann behauptet werden, dass die Vermeidung von Schwefel im Stahl, eine Zugabe von Mangan, ein Abfall in der Abkühlungsgeschwindigkeit sowie eine Vergrößerung der Dehnungsrate die Duktilität verbessert und somit eine Rissbildung vermeidet [3][5][83][145][155]. Es muss jedoch betont werden, dass das MnS beim Stranggießprozess sehr grob ist und dadurch für die Rissbildung im kritischen Temperaturbereich nicht verantwortlich ist.

Kohlenstoff

Der Kohlenstoff hat einen massiven Einfluss auf die Stahlduktilität bei hohen Temperaturen. Der Einfluss ist besonders gut bei Kohlenstoffstählen mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0.1 % und 0.17 % (peritektische Phasenumwandlung) [57][159][228][236][243] und einem Kohlenstoffgehalt größer als 0,5% sichtbar [172]. Diese Stähle charakterisieren sich durch eine niedrige Duktilität im Temperaturbereich zwischen 900 °C und 700 °C [122][236]. Der Grund dafür sind die groben Austenitkörner, die nach der Erstarrung entstehen [236]. Die groben Austenitkörner entstehen bei den Stählen mit peritektischer Phasenumwandlung aufgrund der niedrigen Menge an δ – Phase, die eine Kornvergrößerung vermeiden kann. Zusätzlich ist die Bildung durch eine hohe Temperatur der δ/γ Umwandlung erklärbar [236]. Die Kornvergrößerung verursacht einen Duktilitätsabfall unter 1200 °C. Der Duktilitätsabfall vergrößert die Gefahr der interkristallinen Rissbildung [236] und ist proportional zur Vergrößerung der Austenitkörner [122]. In **Abbildung 2-33** wird der Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die Duktilität und die Größe der Austenitkörner dargestellt.

Die peritektische Phasenumwandlung verursacht auch eine ungleichmäßige Schrumpfung des Stahles in der Kokille, was weiter zur Verschlechterung des Kontaktes zwischen dem Strang und der Kokille führt. Dadurch sinkt die lokale Abkühlungsgeschwindigkeit. Die niedrigere lokale Abkühlungsgeschwindigkeit verursacht eine lokale Körnervergrößerung [122][183]. Die **Abbildung 2-34** zeigt schematisch die Austenitstruktur in der erstarrenden Schale in der Kokille. Der niedrig oder hoch C – haltige Stahl wird durch eine feinkörnige Struktur charakterisiert. Im Gegensatz dazu zeigt ein Stahl mit einem mittleren Kohlenstoffgehalt ein grobes Gefüge und Stängelkörner [122]. Mohamed [159] hat die maximale Größe der Austenitkörner in Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0.14 % gefunden.

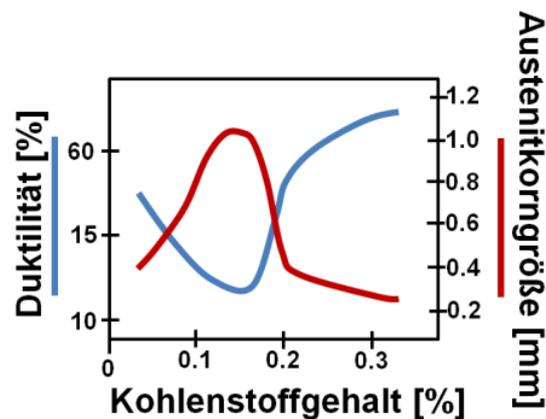


Abbildung 2-33: Effekt des Kohlenstoffgehalts auf die Duktilität und die Austenitkorngröße [122]

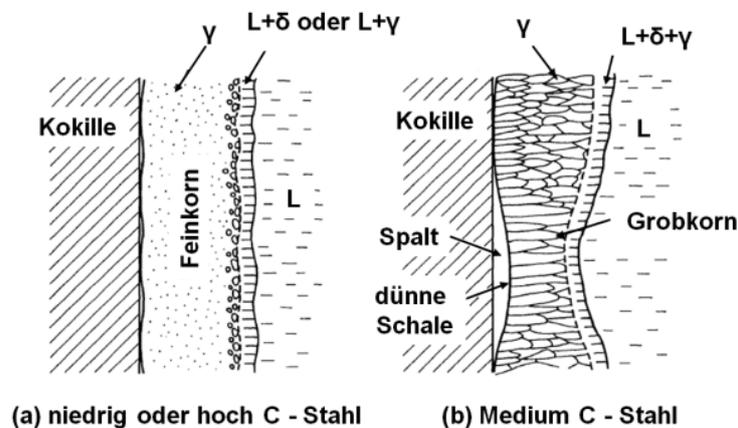


Abbildung 2-34: Schematische Darstellung der Austenitstruktur in der erstarrenden Schale [122]

Neben der peritektischen Phasenumwandlung und der Kornvergrößerung verursacht der Kohlenstoffgehalt auch einen Duktilitätsabfall und einen dramatischen Anstieg der Rissanfälligkeit. Der Grund für diesen Anstieg ist die Ausscheidung von feinen Nb(CN) an den Austenitkorn Grenzen und innerhalb der Körner [83][159]. Dieser Zusammenhang wurde bei Heißzugversuchen mit in – situ [159] oder lösungsbehandelten Proben bei 1300 °C [83] gefunden.

Die Vergrößerung des Kohlenstoffgehalts führt auch zur Verschiebung der γ/α Umwandlung bzw. der Ar_3 – Temperatur und damit zu einer Erweiterung des Duktilitätstiefs bis zu niedrigeren Temperaturen [60][108].

Stickstoff

Der Stickstoff hat einen massiven Einfluss auf die Bildung von Querrissen an der Halbzeugoberfläche. Dieser negative Einfluss auf die Qualität des gegossenen Produkts tritt nur auf, wenn neben dem Stickstoff auch Aluminium, Bor sowie Mikrolegierungselemente

vorhanden sind [36][141][146]. Mit diesen Elementen bildet der Stickstoff Nitride, die sich an den Korngrenzen ausscheiden, dadurch wird ein massiver Duktilitätsabfall des Stahles und die Bildung von Querrissen beim Strangrückbiegen verursacht [57][132][146]. Im Gegensatz dazu hat der Stickstoff in Stählen ohne Al, B und Mikrolegierungselementen fast keinen Einfluss auf die Stahlduktilität, auch wenn der Stickstoffgehalt 130 ppm beträgt [83]. Der kleine Einfluss auf die Stahlduktilität durch die Zugabe von Stickstoff wird in **Abbildung 2-35a** dargestellt. In dieser Abbildung wurde gezeigt, dass die Stahlduktilität aufgrund der großen Stickstoffmenge bei einer Temperatur von 850 °C bis 900 °C leicht fällt. Mintz [141] hat den Einfluss des Stickstoffs auf die Duktilität eines C-Mn-Nb-Al Stahls untersucht (**Abbildung 2-35b**). Seine Ergebnisse zeigen, dass die Zunahme des Stickstoffs einen kleinen Duktilitätsabfall verursacht. Die klare Erklärung warum der Stickstoff so kleinen Einfluss auf die Duktilität beiden Stählen hat, wurde nicht gefunden. Dieser kleine Abfall zeigt aber, dass der Stickstoff in Nb - haltigen Stählen die Möglichkeit der Rissbildung vergrößert [133]. Patrick und Ludlow [169] haben gezeigt, dass der Stickstoffgehalt von Nb – haltigen Stählen nicht größer als 40 ppm sein soll. Sonst verursacht er einen Duktilitätsabfall und somit Rissbildung [57][169].

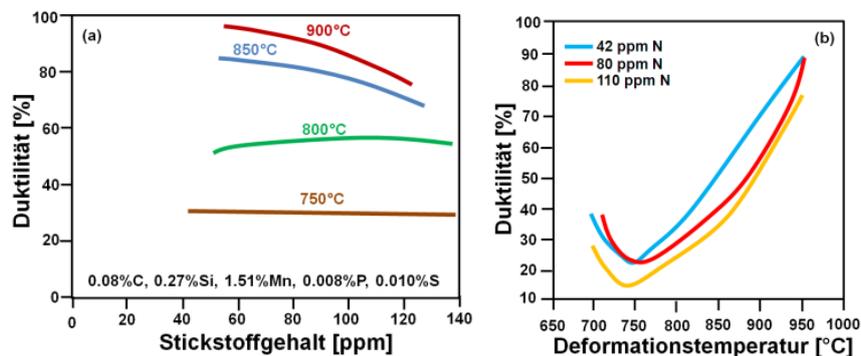


Abbildung 2-35: (a) Einfluss des Stickstoffs auf die Duktilität eines aluminiumfreien Stahls [83], (b) Einfluss des Stickstoffs auf die Duktilität eines C-Mn-Nb-Al Stahls: 0.032-0.042 % Al (gelöst), 0.034 %Nb nach [141] gefunden in [133]

Eine ähnliche Tendenz zeigt der Stickstoff bei Al – haltigen Stählen. Chamont et al. [41] zeigen, dass der Stickstoffgehalt im Stahl kleiner als 100 ppm sein soll, sonst verursacht er durch die Bildung einer großen Menge an Aluminiumnitriden einen Duktilitätsabfall. Neben einem bestimmten Stickstoffgehalt soll auch das Löslichkeitsprodukt $[Al] \cdot [N]$ möglichst klein sein [41][133][166]. Der Einfluss des $[Al] \cdot [N]$ Produkts auf die Stahlduktilität nach Ouchi et al. [166] wird in **Abbildung 2-36a** dargestellt. Mit der Zunahme des Produktes $[Al] \cdot [N]$ fällt die Duktilität ab. Gleichzeitig vergrößert sich der Temperaturbereich der niedrigeren Duktilität. Dadurch steigt die Gefahr der Rissbildung bei höheren Temperaturen [166].

Die gleiche Tendenz zeigen B - haltige Stähle. Ein Stickstoffgehalt von 49 ppm verursacht einen massiven Abfall der Duktilität bei Stahl mit einem Bor - Gehalt von 25 ppm durch die Bildung von BN - Ausscheidungen an den Austenitkorn Grenzen [47]. Ein Einfluss des Stickstoffs bei diesen Stählen ist nur bis zu einer Temperatur von 850 °C sichtbar. Man muss jedoch anmerken, dass diese Stähle lösungsgeglüht wurden [47]. Dadurch könnte es ein Unterschied zwischen dem Verhalten von Stickstoff in den Versuchen und im Stranggießprozess von B - haltigen Stähle geben.

Ein ähnliches Verhalten wie Al und B haltige Stähle zeigt der Stickstoff für V - haltige Stähle. Mit dem Anstieg von $[V] \cdot [N]$ fällt die Duktilität bei niedrigeren Temperaturen. Der Temperaturbereich der niedrigeren Duktilität wird ebenfalls ausgebreitet [149]. Der Grund dafür ist ein Anstieg der vorhandenen VN - Ausscheidungen. **Abbildung 2-36b** zeigt den Einfluss von V und N auf die Stahlduktilität bei 800 °C. Die Ergebnisse zeigen, dass Vanadium - haltige Stähle deutlich empfindlicher für einen Duktilitätsabfall beim Zulegen von Stickstoff als Nb - haltige Stähle sind.

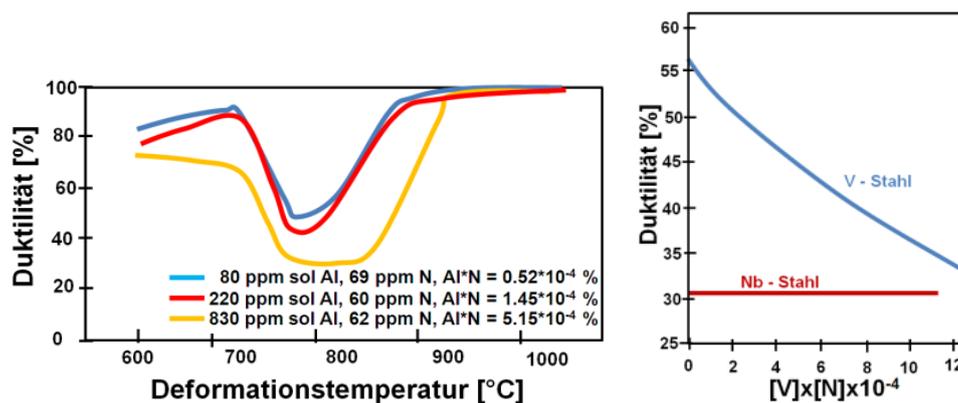


Abbildung 2-36: (a) Einfluss von $[Al] \cdot [N]$ auf die Stahlduktilität [166], (b) Einfluss von V und N auf die Stahlduktilität bei 800 °C [149]

Der Stickstoff hat auch einen großen Einfluss auf Ti - haltige Stähle durch die Bildung von TiN - Ausscheidungen. Abushosha et al. [7] haben den Einfluss des $[Ti]$ zu $[N]$ Verhältnisses und die Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Ausscheidungsgröße und Stahlduktilität untersucht. Ihre Ergebnisse zeigen, dass man die kleinste Ausscheidungsgröße, die größte Menge an Ausscheidungen und dadurch die niedrigste Duktilität mit dem stöchiometrischen $[Ti]$ zu $[N]$ Verhältnis von 3.4 zu 1 findet [7]. Die Duktilität verbessert sich deutlich bei einem Verhältnis von 6.1 zu 1, was durch die Vergrößerung der TiN Ausscheidungen erklärt werden kann [7]. Die niedrigere Abkühlungsgeschwindigkeit verursacht einen Anstieg der Duktilität durch eine Vergrößerung

der TiN Ausscheidungen. In **Abbildung 2-37** wird der Einfluss des Stickstoffs bzw. Ti zu N Verhältnisses und die Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Ausscheidungsgröße dargestellt.

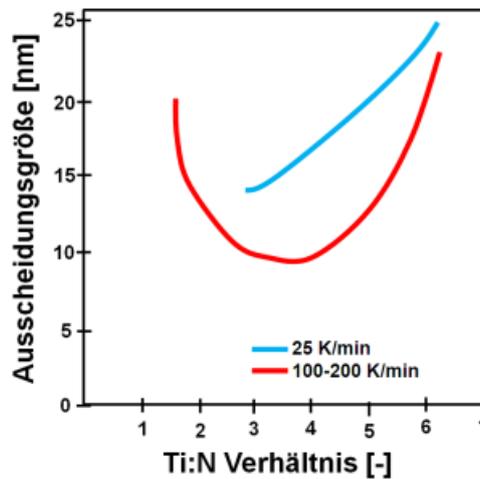


Abbildung 2-37: Einfluss des Ti zu N Verhältnisses und der Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Ausscheidungsgröße für Stahl, untersucht bei 1000 °C [7]

Aluminium

Aluminium nutzt man bei der Stahlherstellung in der ersten Linie als Desoxidationsmittel. Ein Zusatz von Aluminium zum Stahl reduziert bedeutend den Sauerstoffgehalt, was zur „Beruhigung“ des Stahles und dadurch zur Vermeidung von Porenbildung im erstarrten Stahl beiträgt. Das Aluminium bildet in Verbindung mit dem Stickstoff Aluminiumnitride [199]. Diese können während der Wiedererwärmung in einem Ofen das Austenitkornwachstum behindern [21]. Weiters verursachen Aluminiumnitride eine Kornfeinung des Gefüges beim Warmwalzen [21].

Obwohl die Aluminiumnitride einen positiven Einfluss auf den Stahl beim Warmumformen haben, bringen sie viele Probleme beim Stranggießprozess mit sich. Sie scheiden sich an den Austenitkorn Grenzen ab und verursachen eine Ausscheidungshärtung. Die maximale Ausscheidungsrate von Aluminiumnitriden im Austenitgebiet liegt bei einer Temperatur von 1150 °C [218]. Im Zweiphasengebiet γ/α steigt die Ausscheidungsrate aufgrund der unterschiedlichen Löslichkeit und der Diffusion noch deutlicher [218]. Die Ausscheidungen an den Korngrenzen dienen als potenzielle Plätze für die Bildung von Mikroporen und führen zu einer Verminderung der Stahlduktilität bei niedrigeren Temperaturen im Austenitgebiet [116][162]. Die Verminderung der Duktilität führt weiter zur Bildung von Querrissen. Die Ergebnisse der Literatursauswertung von einigen Autoren [87] zeigen, dass sich Querrisse im Mitten- und Kantenbereich der Bramme schon bei einem Aluminiumgehalt von 0.020 % und einem Stickstoffgehalt von 50 - 60 ppm bilden können.

Die zyklische Erwärmung und Abkühlung der Halbzeugoberfläche in der sekundären Kühlzone führt zur Ausscheidung von feinen AlN und zur deutlichen Verminderung der Stahlduktilität [87]. Die Minimierung des Aluminiumgehalts im Stahl kann deutlich die Anzahl von gebildeten Querrissen reduzieren [57].

Neben dem Aluminium soll auch das Produkt von [Al] und [N] berücksichtigt werden [41][83][133][166]. Der Einfluss dieses Produkts auf die Stahlduktilität wurde schon während der Beschreibung des Einflusses von Stickstoffs auf die Stahlduktilität diskutiert. Einige Autoren ([83] von [89]) [218] denken, dass die Aluminiumnitride keinen negativen Einfluss auf die Stahlduktilität haben, wenn sie alleine an den Austenitkorngrenzen ausscheiden. Wenn neben den AlN Ausscheidungen auch andere Elemente zB.: S, Cu, Sn, Sb an den Korngrenzen auftreten, dann fällt die Duktilität ab. Der Mechanismus des kombinierten Einflusses von S und AlN an den Korngrenzen auf die Verminderung der Duktilität wird während der Beschreibung des Einflusses von S auf die Stahlduktilität diskutiert. Der genaue Mechanismus wird in der **Abbildung 2-32** dargestellt. Die Aluminiumnitride können schädlicher für die Stahlduktilität sein, wenn sie kombiniert mit Nb(CN) Ausscheidungen auftreten [251]. Mintz et al. [134] haben den Einfluss von 1 - 2% Al auf die Hochtemperaturduktilität von TRIP Stahl untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass Stahl mit einem Aluminiumgehalt von 2%, aufgrund der groben AlN Ausscheidungen (1 - 2 μm) und der großen Menge an Ferrit, eine gute Duktilität zwischen 1000 °C und 750 °C aufweist. Im Gegensatz dazu zeigen Stähle mit einem niedrigeren Aluminiumgehalt niedrigere Duktilitäten bei tieferen Temperaturen. Der Grund dafür ist einerseits die Verschiebung der A_{r3} - Temperatur zu tieferen Temperaturen [134][219] und andererseits die Bildung von feineren Aluminiumnitriden an den Korngrenzen [61][143]. Ein Beispiel von Wang et al. [219] zeigt, dass der Duktilitätsabfall eines Stahles mit ca. 1 % Al im Temperaturbereich zwischen 1020 °C und 800 °C liegt. Im Gegensatz dazu weist ein Stahl mit 0.03 % Al einen Duktilitätsabfall zwischen 920 °C und 710 °C auf [219].

Durch die höhere Abkühlrate tritt im C-Mn-Al Stahl eine niedrigere Anzahl an Aluminiumnitriden auf [6][95][117]. Die Simulation der Abkühlung der Brammenoberfläche beim Heißzugversuch zeigt, dass aufgrund der schnelleren Ausscheidungsprozesse die Unterkühlung der Probe den Abfall der Duktilität verursacht [200].

Su et al. [202] beweisen, dass der Zusatz von 0.2 - 0.4 % Al zu einem TRIP Stahl zur Bildung von Querrissen beim Stranggießprozess führen kann.

Niob

Niob ist ein sehr einflussreiches Element im Stahl. Die Zugabe von Nb verursacht eine Behinderung des Austenitkornwachstums und der Rekristallisation während der Warmumformung. Das führt zur Kornfeinung und Ausscheidungshärtung und dadurch zum Anstieg der Zähigkeit und Festigkeit des Stahls [21].

Das Stranggießen von Niob – haltigen Stählen ist jedoch sehr problematisch. Viele Autoren haben einen destruktiven Einfluss von Niobcarbonitriden auf die Stahlduktilität und die damit verbundene Bildung von Querrissen beschrieben [3][12][57][62][94][116][117][244]. Diesen Einfluss kann man in drei Punkten zusammenfassen [6][61][146][166]:

1. Nb(CN) Ausscheidungen scheiden sich an Austenitkorngrenzen und in der Matrix vor- und während der Verformung (deformationsinduzierte Ausscheidungen) ab und erhöhen die notwendige Spannung für eine Verformung. Dadurch verursachen sie einen Anstieg der Spannungen in der Nähe von Austenitkorngrenzen.
2. Nb(CN) Ausscheidungen verursachen die Bildung von ausscheidungsfreien Zonen (AFZ) entlang von Korngrenzen. Die AFZ sind weicher, dadurch konzentrieren sich die Spannungen während des Rückbiegens des Halbzeuges auf diese Zone.
3. Es bilden sich während der Korngrenzengleitung Poren und Risse entlang von feinen Nb(CN) Ausscheidungen. Die Nb(CN) Ausscheidungen bilden sich in großer Menge. Sowohl der Abstand zwischen den Nb(CN) Ausscheidungen als auch ihr Volumen ist sehr klein. Dadurch können die Poren vereinfacht zusammenwachsen, was weiters zur Bildung von Querrissen führt.

Der Einfluss von Niob auf die Stahlduktilität wird schematisch in **Abbildung 2-38** dargestellt. **Abbildung 2-38** zeigt, dass schon die Zugabe von 0.017 % Nb zum Duktilitätsabfall führt. Die Duktilität fällt kontinuierlich bis zu einem Nb - Gehalt von 0.074 % ab.

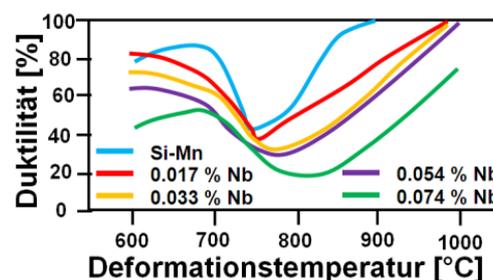


Abbildung 2-38: Einfluss von Niob auf die Stahlduktilität [57]

Neben dem Abfall der Duktilität verursachen die Nb – Ausscheidungen eine Vergrößerung des kritischen Temperaturbereiches für die Rissbildung [62]. Dadurch sind Nb – haltige Stähle sehr anfällig für Rissbildung. Die Duktilität von Nb – haltigen Stählen fällt mit der

Zunahme der Abkühlrate ab [6]. Der Grund für diesen Abfall ist die kleinere Menge an ausgeschiedenen Nb(CN) Teilchen vor der Verformung. Dadurch stehen deutlich mehr Nb – Ausscheidungen während der Verformung zur Verfügung. Der Abfall der Duktilität verbunden mit der Zunahme der Abkühlrate wird schematisch in **Abbildung 2-39** dargestellt. Die Unterkühlung des Stahles verursacht eine Ausscheidung von feineren Nb(CN) Teilchen und dadurch eine Verminderung der Duktilität [200].

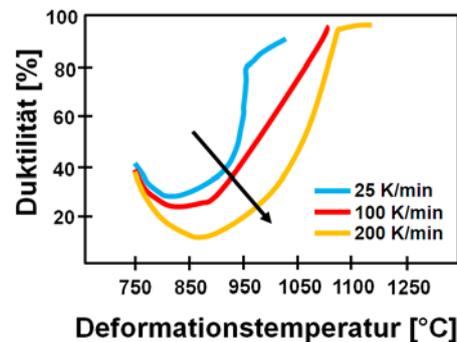


Abbildung 2-39: Einfluss der Abkühlrate auf die Duktilität von C-Mn-Al-Nb Stahl [6]

Die Erhöhung des Stickstoff - Gehalts bei Nb-haltigen Stählen begünstigt die Rissbildung [83][169] von [57]. Dieser negative Einfluss kann vermieden werden, wenn der Stickstoffgehalt nicht mehr als 40 ppm beträgt [169] von [57]. Die Zugabe von Ti zu Nb – haltigen Stählen verbessert die Duktilität. [14]. Die Ergebnisse von Luo et al. [112] zeigen, dass die Zugabe von Ti sowohl einen positiven als auch einen negativen Einfluss auf die Stahlduktilität hat. Die Zugabe von 0.015 - 0.04% Ti zu einem 0.1%C–0.03%Nb–0.005%N Stahl führt zur Verminderung der Duktilität [112]. Diese Ergebnisse wurden in in – situ Heißzugversuchen mit Abkühlraten von 0.4 °C/s bis zu 4 °C/s ermittelt. Im Gegensatz dazu wird die Duktilität eines 0.11 % C – 0.023% Nb – 0.008 % N Stahls nach einer Abkühlung mit 25 K/min durch die Zugabe von 0.02% Ti leicht erhöht [4][112]. Im ersten Fall wird der Duktilitätsabfall durch die Zugabe von Titan aufgrund der Bildung deformationsinduzierter Nb – Ausscheidungen zusammen mit Ti – Ausscheidungen eingeleitet [112]. Im zweiten Fall bilden sich die (TiNb)N - Ausscheidungen bei höheren Temperaturen durch eine kleinere Menge an Ti und eine größere Menge an N im Vergleich zum ersten Fall. Dadurch gibt es gelöste Nitride für die Bildung von deformationsinduzierten Ausscheidungen [112]. Das führt zum Duktilitätsanstieg im zweiten Fall [112].

Die gebildeten Ausscheidungen bei höheren Temperaturen und niedrigeren Abkühlraten sind grob und haben eine irreguläre Form [115]. Diese Ausscheidungen sind meistens Titanitride umgeben mit Nb(CN) [115]. Maehara et al. [118] geben an, dass die Zugabe von Ti die Duktilität beim direkten Walzen der Nb - Stähle, aufgrund der Bildung von groben TiN Ausscheidungen und das Vorkommen von Nb in freier Form, erhöhten.

Bei Nb – haltigen Stählen verursacht Aluminium einen zusätzlichen Duktilitätsabfall [118][244]. Die Gründe dafür sind die Ausscheidungen von AlN und NbC an den Korngrenzen und die Spannungskonzentration entlang der AFZ und/oder des Ferritfilmes während des Strangrückbiegens [245]. Das führt zur Bildung von Mikroporen und einer Dekohäsion der Korngrenzen [251].

Die Zugabe von V zu Ti-Nb Stählen erhöht die Duktilität und vermeidet, durch die Behinderung der feinen NbTi(CN)- Ausscheidungen, die Bildung von Querrissen [14] Bor verbessert der Duktilität von Nb-haltigen Stählen [239]. Diese Verbesserung der Duktilität kann durch die Vergrößerung des Widerstandes für Dekohäsion an den Austenitkorngrenzen mit der Zugabe von Bor erklärt werden. Bor beschleunigt auch die Ausscheidung von NbC durch die Beeinflussung der Diffusion des Niobs ([70] von [197]).

Titan

Titan wird für die Behinderung des Austenitkornwachstums eingesetzt [21][218]. Titan wird auch zum Schützen des Bors gegen eine Bildung von BN Ausscheidungen genützt. Dadurch bleibt das Bor in freier Form im Stahl erhalten [189]. Titan kann auch als Desoxidationsmittel verwendet werden [199].

Es wird beschrieben, dass das Titan die Qualität des gegossenen Halbzeugs beim Stranggießprozess verbessert [199]. Der Grund für diese Verbesserung ist die, bereits in der Schmelze stattfindende, Ausscheidung von groben Titanitriden. Dadurch wird die verfügbare Menge von Stickstoff für die Bildung von feineren AlN- und Nb(CN)-Ausscheidungen bei niedrigeren Temperaturen reduziert.[3][189][199]. Der Einfluss des Titans auf die Stahlduktilität wird schon teilweise während der Diskussion über den Einfluss des Stickstoffs auf die Duktilität beschrieben. Die niedrigste Duktilität wurde bei einer Temperatur von 1000 °C und einem [Ti] zu [N] Verhältnis von 3.4 zu 1 gefunden (**Abbildung 2-37**) [7].

Abushosha et al. [3] haben den Einfluss einer kleinen Menge Titan (0.02 %) auf die Duktilität von C-Mn-Al-Nb Stahl untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass sich mit einer Abkühlungsrate von 25K/min das Niob durch die Zugabe von Titan bei höheren Temperaturen als grobe Titanitride ausscheidet. Dadurch steht weniger Niob für die Ausscheidung während der Deformation im Temperaturbereich zwischen 1000°C und 800 °C zur Verfügung, was einen Anstieg der Stahlduktilität verursacht [4][83][218].

Spradbery und Mintz [200] haben die Duktilität von C-Mn-Al-Ti und C-Mn-Al-Nb-Ti Stählen mit Hilfe des Heißzugversuchs simuliert. Die Proben wurden aus der Schmelze mit einer Abkühlungsrate von 100 K/min direkt zur Versuchstemperatur oder mit Unterkühlungsschritten abgekühlt. Die Aufgabe der Unterkühlungsschritte war die Simulation

der Unterkühlung der Brammenoberfläche während des Ausziehens der Bramme aus der Kokille. Die Ergebnisse zeigen, dass bei einer Erhöhung der Titanmenge bei C-Mn-Al Stählen die Unterkühlung, aufgrund der Bildung von größeren Mengen an TiN Ausscheidungen, einen negativen Einfluss auf die Stahlduktilität hat [200]. Eine Erhöhung des Titangehalts in C-Mn-Al Stählen verursacht einen Duktilitätsabfall bei der direkten Abkühlung zur Versuchstemperatur [200]. Der Duktilitätsabfall wird durch Zugabe von Titan auch bei Nb-haltigen Stählen bemerkt. Diese Ergebnisse stimmen aber nicht mit den praktischen Erfahrungen beim Stranggießprozess überein, weil Titan beim Stranggießen ein positives Mikrolegierungselement zur Vermeidung von Querrissen ist [13][57][199][200].

Eine bessere Untersuchung der Duktilität von Ti - haltigen Stählen ist erst möglich, wenn sowohl das Verhältnis von [Ti] zu [N] als auch die thermische Geschichte richtig ausgewählt werden [13]. Ein günstiger Einfluss des Titans auf die Stahlduktilität wird besonders bei Stählen mit einem höheren Stickstoff- und niedrigem Titangehalt erreicht [112]. Ein höherer Stickstoffgehalt und niedrigerer Ti/N Gehalt resultiert in der höheren treibenden Kraft für die Hochtemperaturausscheidungen. Das verursacht die Vergrößerung der Ausscheidungen und die Reduzierung der feinen deformationsinduzierten Ausscheidungen [112]. Diese groben Ausscheidungen sind für die Vermeidung der Stahlduktilität uneffektiv.

Titan hat auch einen positiven Einfluss auf B-Nb haltige Stähle [48]. Es gibt zwei Gründe dafür:

1. Die BN Teilchen scheiden sich bevorzugt an den TiN Ausscheidungen ab. Das verursacht eine homogenisierte Verteilung der BN Ausscheidungen und verringert dadurch die Tendenz zur Bildung von interkristallinen Rissen [48].
2. Die Homogenisierung der BN Ausscheidungen vergrößert die Volumenfraktion des Ferrits der während der Deformation entsteht. Dadurch werden die Dehnungen entlang der Korngrenzen reduziert [48].

Bor

Der Einsatz von Bor in Stahl vergrößert deutlich die Härbarkeit durch die Behinderung der Bildung von voreutektoidem Ferrit und dadurch eine deutliche Verschiebung der γ/α Umwandlung während des Abkühlens [22][29][109]. Diese Phänomene sind erst möglich, wenn das Bor an den Korngrenzen in freier Form seigert. Die Behinderung der Bildung des voreutektoiden Ferrits verursacht die Entstehung von harten Phasen wie Bainit und/oder Martensit [170]. Bor hat eine große Affinität zu Sauerstoff und Stickstoff [189]. Durch die Verbindung von Bor mit Stickstoff und/oder Sauerstoff verliert der Stahl seine Härbarkeit [189]. Deswegen ist es wichtig dass das Bor in freier Form vorliegt und Sauerstoff bzw.

Stickstoff durch z.B. die Zugabe von Titan abgebunden wird [189]. Deswegen ist die Zulegierung von Bor zum Stahl erst möglich, wenn der Stahl vollständig beruhigt ist [189].

Bor hat auch einen Einfluss auf die Stahlduktilität. Die Ergebnisse präsentiert in **Abbildung 2-40a** zeigen, dass eine Zugabe von geringen Mengen an Bor in freier Form einen Anstieg der Duktilität verursacht [82]. Die Verbesserung der Stahlduktilität findet, aufgrund der Behinderung der Bildung von proeutektoiden Ferrit an den Korngrenzen und der Erhöhung der Kohäsion der Korngrenzen durch die Borseigerungen, statt [82]. Der Duktilitätseinstieg wird jedoch nicht nur durch eine kleine Bormenge bemerkt. Mejía et al. [120] zeigen beispielweise einen Anstieg in der Duktilität durch die Zugabe vom 117 ppm Bor zum Stahl.

Hannerz et al. [83] zeigt eine Verbesserung der Duktilität durch die Zugabe von Bor zu einem Nb freien, 0.02 % Ti und 0.011 % N - haltigen, Stahl. Die Duktilitätsverbesserung kann man durch eine bevorzugte Bildung von BN - Ausscheidungen, Homogenisierung der Verteilung der BN Ausscheidungen, die Zugabe des Titans, die Behinderung der γ/α Umwandlung und die Vergrößerung des Widerstandes gegen Korngrenzengleitung während der Verformung erklären [48][83][239].

Im Gegensatz dazu verursacht die Zugabe von Bor zu Nb – freien, N - haltigen Stählen beim Stranggießprozess durch die Ausscheidung von BN an den Austenitkorngrenzen einen Duktilitätsabfall. Diesen Abfall kann man in **Abbildung 2-40b** sehen. Die Verminderung ist abhängig von Temperaturschwankungen und dem Stickstoffgehalt [47]. Mit der Zunahme des Stickstoffs fällt die Duktilität des B-haltigen Stahls stärker ab [47].

Ein anderes Verhalten zeigen Nb- und N- haltige Stähle beim Zusatz von Bor [48][82][240]. Das Bor verursacht eine Verbesserung der Stahlduktilität bei Temperaturen wo sowohl γ als auch α existiert durch die Bildung von groben $\text{Fe}_{23}(\text{BC})_6$ Ausscheidungen meistens an den Korngrenzen [109][203]. Diese Ausscheidungen enthalten Stickstoff und lassen weniger Stickstoff und Kohlenstoff zur Bildung von feinen Nb(CN) Ausscheidungen zurück [203]. Das verbessert die Duktilität zwischen 900 °C und 700 °C [203]. Der Einfluss des Bors auf die Duktilität der Nb- und N- haltigen Stähle wird in **Abbildung 2-40c** dargestellt. Die groben $\text{Fe}_{23}(\text{BC})_6$ Ausscheidungen dienen auch als bevorzugte Plätze für eine intergranulare Keimbildung des Ferrits [109]. Dies verursacht eine Verminderung der Porenmenge und Hohlräume an den Korngrenzen und macht den inneren Bereich des Austenits verformbarer aufgrund der Bildung von intergranularem weichem Ferrit, was weiters zur Verbesserung der Duktilität führt [109].

Diese Ergebnisse widersprechen den Ergebnissen von Cho et al. [48]. Cho et al. [48] haben gezeigt, dass das Bor bei Nb- und N – haltigen Stählen einen Duktilitätsabfall aufgrund der Bildung von feineren BN Ausscheidungen an den Austenitkorngrenzen verursacht [48].

Diese Ausscheidungen erzeugen einen höheren Duktilitätsabfall als Nb(CN) Ausscheidungen [48].

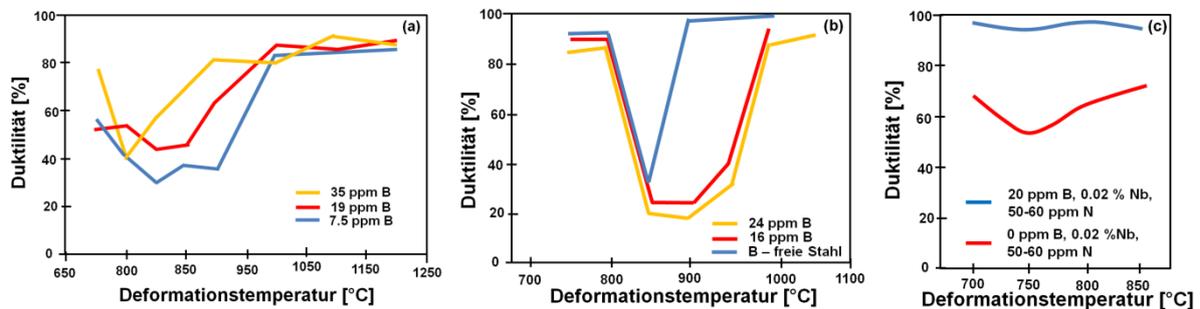


Abbildung 2-40: (a) Einfluss des Bors auf die Duktilität eines Nb- und N – freien Stahls [82], (b) Einfluss des Bors auf die Duktilität eines Nb-freien, N-haltigen Stahls [47], (c) Einfluss des Bors auf die Duktilität eines Nb und N – haltigen Stahls [203]

Vanadium

Vanadium bildet während der Abkühlung feine V(CN) Ausscheidungen und führt dadurch zur Ausscheidungshärtung und zu einem Anstieg der Festigkeit. Die V(CN) Ausscheidungen behindern das Austenitkornwachstum bis ca. 1000 °C [21].

Beim Stranggießprozess verursachen die V(CN) Ausscheidungen eine Verminderung der Duktilität und die Bildung von Querrissen. Der Einfluss des Vanadiums auf die Stahlduktilität wird in **Abbildung 2-41a** dargestellt. Mit der Erhöhung des Vanadiumgehalts bzw. des $[V]*[N]$ Produkts steigt sowohl die Höhe und Breite des Duktilitätsabfalls, was zu einer Erhöhung der Rissanfälligkeit führt (gelbe Linie in der **Abbildung 2-41b**). Der Zusatz von Vanadium zu Nb-haltigen und Ti-Nb haltigen Stählen verbessert die Duktilität und vermeidet eine Rissbildung [14][94][103][158]. Das Beispiel in **Abbildung 2-41b** zeigt genau diese Tendenz [157]. Sowohl C-Mn Stähle als auch V Stähle zeigen eine niedrigere Rissanfälligkeit. Jedoch verursacht der Zusatz von 0.1 % V zu einem 0.031 % Nb Stahl (grüne Linie) eine leichte Verminderung der Rissanfälligkeit im Vergleich zum V-N Stahl (gelbe Linie). Der Grund dafür ist der Abfall der Menge an feinen Nb(CN) Ausscheidungen, was eine Verbesserung der Duktilität und dadurch die Vermeidung der Bildung von Querrissen verursacht [14]. Andere Autoren [103] erklären die Verbesserung der Duktilität durch die Vergrößerung der (Nb,V)(CN) Ausscheidungen. Nb Stahl (braune Linie) zeigt im Vergleich zum V-N und zum V-Nb Stahl die größte Risslänge, aufgrund der feinen Ausscheidungen an den Korngrenzen [157].

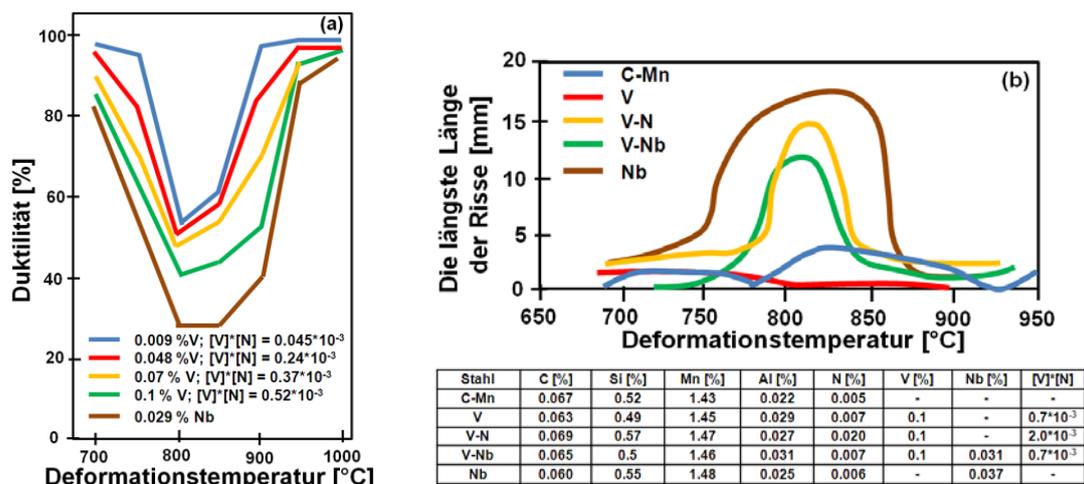
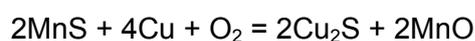


Abbildung 2-41: (a) Einfluss des Vanadiums auf die Stahlduktilität [158], (b) Die Rissanfälligkeit der verschiedenen Stahlsorten abhängig von der Temperatur untersucht durch den Hochtemperaturbiegeversuch [157]

Mintz und Abushosha [149] haben herausgefunden, dass der Zusatz von Vanadium einen größeren Einfluss auf den Duktilitätsabfall als der von Niob hat, wenn das $[V] \cdot [N]$ Produkt im Stahl größer als $1.2 \cdot 10^{-3}$ ist (für einen Stahl mit 0.1 % V und 0.012 % N). Die Autoren [149] empfehlen einen Ersatz des Niobs durch Vanadium, wenn ein Problem mit der Rissbildung beim Stranggießprozess auftritt. Der Anstieg des Stickstoffgehalts in V-haltigen Stählen verursacht (**Abbildung 2-41b**) durch die Erhöhung der Ausscheidungstemperatur von VN Ausscheidungen, eine Vergrößerung der Rissanfälligkeit [103][157].

Kupfer, Zinn, Nickel

Der Einfluss des Kupfers auf die Bildung von Längs- und Sternrissen während des Stranggießprozesses wird schon in **Kapitel 2.5** beschrieben. Das Kupfer kann auch Innenrisse beim Warmwalzen verursachen aufgrund der Penetration der Austenitkorn Grenzen durch die flüssige Cu – reiche Phase im Temperaturbereich zwischen 1100 °C und 1200 °C [50]. Das Kupfer hat zusammen mit Zinn und Nickel einen Einfluss auf die Stahlduktilität und die Bildung von Querrissen. Mintz et al. [152] haben gezeigt [31], dass die Zugabe von 0.25 % Cu und 0.25 % Ni die Gefahr der Bildung von Querrissen beim Stranggießprozess vergrößert. Dabei tritt der Duktilitätsabfall durch die feinen Cu_2S Ausscheidungen an den Korngrenzen auf. Die Untersuchungen haben gezeigt, dass die Cu_2S Ausscheidungen in der festen Phase gebildet werden [152]. Die Mangansulfide und der Sauerstoff sind notwendig zur Bildung dieser Ausscheidungen [152]. Sie bilden sich durch folgende Reaktion [121] von [152]:



Der Duktilitätsabfall in einem C-Mn-Al Stahl durch die Zugabe von 0.51 % Cu wird in **Abbildung 2-41a** dargestellt. Die Ergebnisse von Hannerz [83] zeigen jedoch nicht diese Abhängigkeit. Der mögliche Grund dafür ist die eingestellte Argonatmosphäre statt der Sauerstoffatmosphäre bei diesen Versuchen. Dadurch können sich die feinen Cu₂S Ausscheidungen nicht bilden [152].

Ohtsuka et al. [246] haben eine andere Erklärung für den Duktilitätsabfall durch die Zugabe von Cu zum Stahl gefunden. Nach ihrer Meinung verursacht die Zugabe von Cu eine Verminderung der Keimbildungs- und Wachstumsgeschwindigkeit des Ferrits [246]. Die Torsionsversuche mit Argonatmosphäre von Martin [125] zeigen, dass sich das Duktilitätsminimum mit der Erhöhung des Cu Gehalts nicht mehr kurz unter der Ar₃ – Temperatur befindet, sondern bei deutlich tieferen Temperaturen.

Andere Laborversuche [163] zeigen, dass der größte Duktilitätsabfall bei dem kombinierten Einfluss von AlN und Nb(CN) Ausscheidungen mit einer Seigerung von Cu, Sn, Sb in Verbindung steht.

Die Ergebnisse von Heißzugversuchen in Argonatmosphäre [51] zeigen, dass die Erhöhung des Cu - Gehalts von 0.1 % auf 0.5 % bei Ti – haltigen Stahl mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit von 25 °C/min einen Duktilitätsabfall verursacht. Mit dem Anstieg der Abkühlungsgeschwindigkeit auf 100 °C/min ist fast kein Abfall bemerkbar.

Die Ergebnisse von Comineli et al. [50] für einen Ti-Nb Stahl, abgekühlt mit einer Geschwindigkeit von 24 °C/ min, zeigen, dass eine Zugabe von 0.3 % Cu auch einen positiven Einfluss auf die Duktilität haben kann. Die Autoren argumentieren, dass man den Anstieg der Duktilität durch die Vergrößerung von den (Ti, Nb)(CN) Ausscheidungen durch die Zugabe von Cu erklären kann [50].

Die Gefahr der Rissbildung steigt eindeutig bei der Kombination von Cu und Sn. Der Anstieg der Rissintensität durch die Zugabe von Cu und Sn abhängig von der Deformationstemperatur bei unlegierten Stählen wird in **Abbildung 2-42b** gezeigt. Es ist zu sehen, dass eine geringe Menge von 0.05 % Sn die Neigung zur Rissbildung stark vergrößert [90][246][247]. Ruddle [184] schreibt, dass Cu und Sn an den MnS Ausscheidungen seigern und dadurch den Duktilitätsabfall von Kohlenstoffstählen vergrößern. Nachtrab und Chou [162] zeigen, dass die Zugabe von Sn selbst zu Cu – freiem Stahl einen Duktilitätsabfall verursacht.

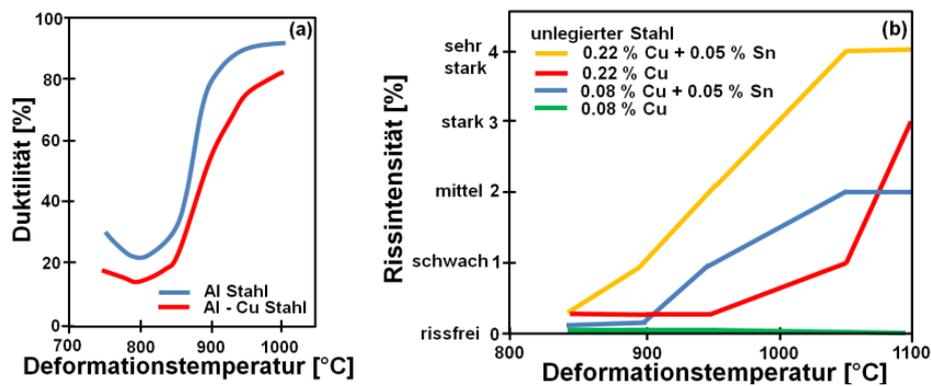


Abbildung 2-42: (a) Einfluss des Kupfers auf die Stahlduktilität [152], (b) Einfluss der Zugabe von Kupfer und Zinn auf die Rissintensität [90]

Ein Duktilitätsabfall aufgrund des Kupfers im Stahl kann entweder durch die Senkung des Schwefelgehalts oder durch die Zugabe der gleichen Menge an Nickel vermieden werden [65][152][184]. Nickel stabilisiert den Austenit und vergrößert die Löslichkeit des Kupfers und hat dadurch einen positiven Einfluss auf die Duktilität [152].

Eine Erhöhung des Nickel - Gehalts bei Cu und Sn – freien Stählen verursacht durch die Verschiebung der Ar_3 (Ae_3) Temperatur eine Verschiebung des Duktilitätsabfalls zu tieferen Temperaturen [97][229].

Molybdän

Die Ergebnisse von Hannerz [83] zeigen, dass Molybdän, außer bei einer Zugabe von 0.59 % Mo zu Nb – haltigem Stahl, keinen Einfluss auf die Duktilität hat. Dagegen zeigen die Ergebnisse des von [111], dass eine Zugabe von 0.4 % Mo zu einem 0.2% C – Mn – Al Stahl, durch die Bildung von M_3C Ausscheidungen, einen Duktilitätsabfall bewirkt [111].

Calcium

Calcium verbessert die Duktilität von C-Mn-Al Stählen durch die Reduzierung der Schwefelmenge [144]. Die Zugabe von 0.004 % Ca zum Stahl verbessert deutlich die Stahlduktilität [148]. Der Vergleich der Duktilität von Ca – haltigem Stahl mit anderen Stählen wird in **Abbildung 2-43** dargestellt. Die chemische Zusammensetzung dieser Stähle wurde in der **Tabelle 2-2** dargestellt.

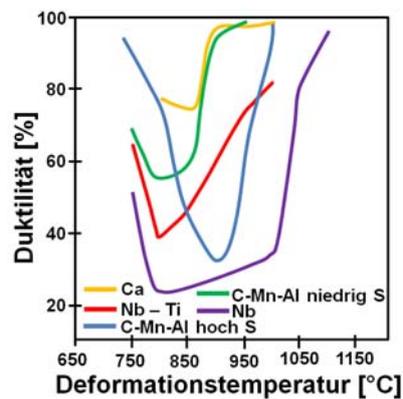


Abbildung 2-43: Vergleich der Duktilität von Ca –haltigem Stahl mit anderen Stählen [148]

Stahl	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	N [%]	Nb [%]	Ti [%]	Ca [%]
C-Mn-Al hoch S	0.0056	0.42	1.46	0.007	0.012	0.034	0.0075	-	-	-
C-Mn-Al niedrig S	0.100	0.30	1.37	0.011	0.002	0.024	0.0040	-	-	-
Ca	0.065	0.46	1.42	0.007	0.004	0.042	0.0066	-	-	0.004
Nb-Ti	0.115	0.38	1.48	0.019	0.004	0.023	0.0080	0.023	0.02	-
Nb	0.100	0.30	1.43	0.010	0.016	0.029	0.0040	0.030	-	-

Tabelle 2-2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stahlsorten [148]

2.9.2 Einfluss der Größe der Austenitkörner

Die Korngröße des austenitischen Gefüges beeinflusst stark die Stahlduktilität im Heißzugversuch. Die feineren Austenitkörner weisen im Stranggießprozess eine bessere Duktilität auf, dafür können folgende Gründe ausgeführt werden [146][148]:

1. Die Ausbreitung der gebildeten Risse während der Korngrenzengleitung an den Triple-Punkten ist schwieriger als bei einer groben Austenitstruktur [148] [178] von [148]:
2. Das Rissflächenverhältnis (crack aspect ratio) ist reduziert. Dadurch senken sich die Spannungen an der Risspitze. Weiters wird die Möglichkeit der Rissausbreitung vermindert [178] von [148].
3. Sulfide und Karbonitride besitzen, aufgrund der vermehrten Anzahl an Korngrenzen, mehr potenzielle Plätze für Ausscheidungen. Dadurch sinkt die Ausscheidungsdichte an den Korngrenzen und zugleich wird der Abstand zwischen den Ausscheidungen vergrößert [76][148]. Diese beiden Phänomene führen gleichzeitig zum Anstieg der Duktilität [142].

4. Der Duktilitätsabfall wird im Stahl mit den feineren Austenitkörnern zu höheren Temperaturen, im Vergleich zum Stahl mit der groben Austenitkörnern, verschoben. Der Grund für diese Verschiebung ist der Auftritt der γ/α Umwandlung bei höheren Temperaturen beim Stahl mit den feineren Körnern [59]. Der Anstieg der Duktilität ist auch deutlich schneller bei den Stählen mit feinkörnigem, austenitischem Gefüge.
5. Die Form und die Verteilung des Ferrits beim feineren austenitischen Gefüge sind auch anders als beim grobkörnigen Gefüge. Der Ferrit der sich an den feinen Austenitkörnern bildet ist feiner als jener der beim grobkörnigen, austenitischen Gefüge entsteht [182].

Der Einfluss der verschiedenen Austenitkorngrößen auf die Stahlduktilität gemessen mit dem Heißzugversuch wird in **Abbildung 2-44** dargestellt. Die Körner an der Oberfläche beim Stranggießprozess sind deutlich gröber als die Körner untersucht durch Crowther et al. [59]. Trotzdem zeigt die **Abbildung 2-44** bereits den Abfall der Stahlduktilität durch die Kornvergrößerung.

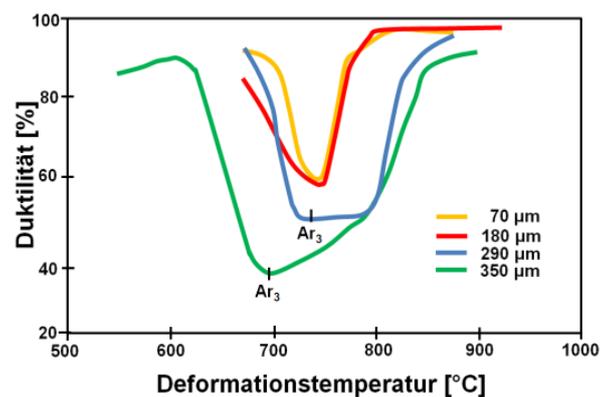


Abbildung 2-44: Einfluss der Austenitkorngröße auf die Duktilität von einem 0.19 % C Stahl [59]

2.9.3 Einfluss der Abkühlrate und der thermischen Geschichte

C-Mn-Al und C-Mn-Al-Nb Stähle sind besonders empfindlich auf einen Duktilitätsabfall durch einen Anstieg der Abkühlrate [6]. Der Grund für den Duktilitätsabfall bei C-Mn-Al Stählen sind sowohl die feineren Ausscheidungen an Aluminiumnitriden als auch die feineren Mangansulfide. Bei C-Mn-Al-Nb Stählen behindert ein Anstieg der Abkühlrate die Bildung von Nb(CN) Ausscheidungen, weil das ganze Nb in Lösung bleibt. Dadurch scheiden sich deutlich mehr und feinere deformationsinduzierte Ausscheidungen während der Verformung ab, was zum Abfall der Duktilität führt [6]. Der Einfluss der Abkühlrate auf die Duktilität eines C-Mn-Al-Nb Stahls wird in **Abbildung 2-45** dargestellt. Die Duktilität wurde mit einer Abkühlrate zwischen 25 K/min und 200 K/min untersucht. Die typische Abkühlrate für den

Stranggießprozess beträgt zwischen 300 K/min in der Kokille und 30 K/min in der Strahlungskühlzone bzw. Rückbiegezone [192].

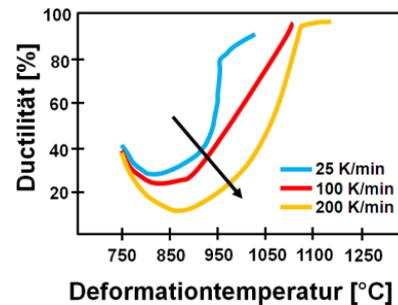


Abbildung 2-45: Einfluss der Abkühlrate auf die Duktilität eines C-Mn-Al-Nb Stahls [6]

Die Ergebnisse von Abushosha et al. [5] mit C-Mn Stahl zeigen, dass ein Anstieg der Abkühlrate von 10 K/min auf 60 K/min aufgrund der feineren MnS im Ferrit der die Austenitkörner umgibt, zum Duktilitätsabfall führt. Eine Untersuchung mit dem LSCM zeigt, dass eine Abkühlrate größer als 180 K/min die Bildung des proeutektoidischen Ferrits behindert [114]. Das kann eine effektive Methode zur Vermeidung der Bildung von Querrissen sein [114]. Die Abkühlrate hat einen Einfluss auf die Form, Menge und die Verteilung der Ausscheidungen [115].

Einen wesentlichen Einfluss auf die Stahlduktilität im Temperaturbereich zwischen 1200 °C und 600 °C hat die Unterkühlung der Halbzeugoberfläche unterhalb der Kokille. Die Laborversuche von Lee et al. [105] zeigen eindeutig diesen Einfluss (**Abbildung 2-46**). Die Proben von einem C-Mn-Nb-Ti-Al Stahl wurden in den zwei unterschiedlichen Zyklen (A und B) erwärmt und bis zur Versuchstemperatur abgekühlt. Der Zyklus A repräsentiert einen klassischen Lösungsbehandlungsversuch, bei dem die Ausscheidungen während einer Haltetemperatur von 1300 °C aufgelöst werden. Zyklus B simuliert die Unterkühlung der Halbzeugoberfläche in der Kokille und die anschließende Wiedererwärmung nach dem Verlassen der Kokille. Die Probe von Zyklus B zeigt eine bessere Duktilität unter 950 °C als die Probe von Zyklus A. Der Grund für die bessere Duktilität ist die doppelte Phasenumwandlung $\gamma/\alpha/\gamma$, die dadurch unterschiedliche Gefügeentwicklung und der Ausscheidungszustand [105]. Die Unterschiede in der Gefügeentwicklung der beiden Zyklen wird in **Abbildung 2-47** dargestellt. Bei Zyklus A werden alle Ausscheidungen bei 1300 °C gelöst. Bei der nachfolgenden Abkühlung scheiden sich die Ausscheidungen meistens an den Korngrenzen aber auch in der Matrix oberhalb und unterhalb der A_{r3} Temperatur ab. Unter der A_{r3} Temperatur bildet sich zusätzlich ein Ferritfilm an den Korngrenzen und entlang der Ausscheidungen innerhalb der Austenitkörner. Bei einer weiteren Abkühlung der Probe unter die A_{r3} Temperatur bildet sich der Ferrit schon in großer Menge (Bild IV bei

Zyklus A). Hier wird der thermische Zyklus A beendet. Bei dieser Temperatur sind das Gefüge und der Ausscheidungszustand ähnlich wie bei Zyklus B.

Nach der Wiedererwärmung über die Ae_3 Temperatur bis zu 1100 °C im Zyklus B (Bild IV bei Zyklus B) bildet sich ein feiner Austenit. Die Gründe für die Bildung des feinen austenitischen Gefüges sind sowohl die doppelte Phasenumwandlung als auch die feinen Ausscheidungen, die als potenzielle Keime für die Austenitbildung dienen [105]. Während der nachfolgenden Abkühlung unter die Ar_3 Temperatur bildet sich ein dünner Ferritfilm an den feinen Austenitkorngrenzen. Ferrit bildet sich auch entlang der Ausscheidungen in den Austenitkörnern, dadurch führt er zusätzlich zur Verfeinerung der Struktur [105]. Anschließend bildet sich weit unter der Ar_3 Temperatur ein sehr feines Gefüge [105]. Diese Unterschiede in den beiden thermischen Zyklen verursachen die Erzeugung einer ganz anderen Struktur und eines Ausscheidungszustandes, was zu einer höheren Stahlduktilität führt. Die Ergebnisse von Baba et al. [9] zeigen, dass eine zusätzliche Abkühlung unterhalb der Kokille zur Verfeinerung der Mikrostruktur und dadurch zur Verminderung der Bildung von Querrissen führt. Andere Ergebnisse [96] zeigen, dass die Unterkühlung unterhalb der Kokille zu einer transkristallinen Ausscheidung von NbTi(CN) und zur Verbesserung der Oberflächenqualität der Brammen führt.

Ein ganz anderes Verhalten zeigen C-B Stähle [47]. Die lokale Unterkühlung eines B – haltigen Stahles bis zu 600 °C führt zur intensiven Ausscheidung von BN an den Korngrenzen und später zur Vergrößerung des Bereiches der niedrigeren Duktilität in der reinen Austenitregion [47].

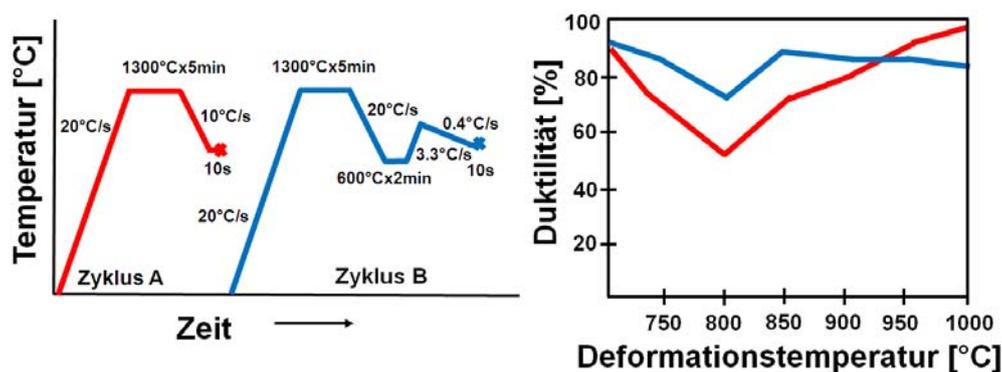


Abbildung 2-46: Einfluss der thermischen Behandlung auf die Duktilität eines C-Mn-Nb-Ti-Al Stahls (0.085 % C, 1.47 % Mn , 0.013 % Nb, 0.015 % Ti, 0.035 % Al) [105]

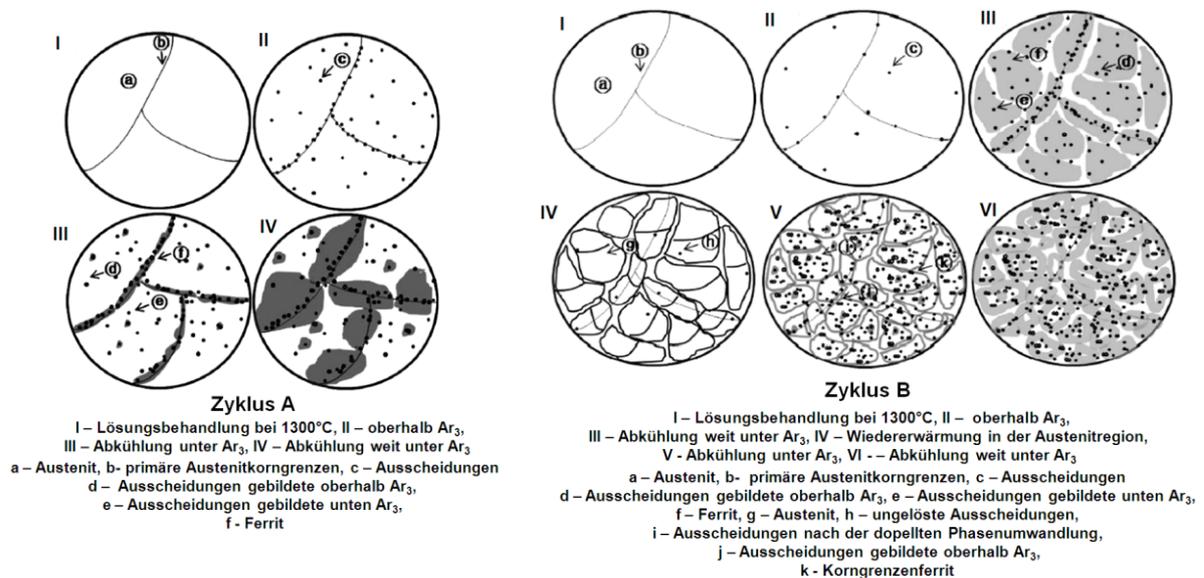


Abbildung 2-47: Die Gefügeentwicklung in der einzelnen (γ/α) Phasenumwandlung (Zyklus A) und doppelten ($\gamma/\alpha/\gamma$) Phasenumwandlung (Zyklus B) [105]

El-Wazri et al. [222] haben den Zusammenhang zwischen der Unterkühlungstemperatur (T_{\min}) und der Temperatur während des Brammenrückbiegens (T_u) beim Stranggießprozess eines Ti-B Stahls mit Hilfe des Heißzugversuchs gefunden. Die Ergebnisse dieser Untersuchung werden in **Abbildung 2-48** dargestellt. Als Zonen mit höherer Duktilität (HDZ) werden jene mit einer Duktilität größer als 50 % bezeichnet. Im Vergleich dazu weisen die Zonen mit einer niedrigeren Duktilität (LDZ) eine Duktilität kleiner oder gleich 34 % auf. In dieser Abbildung kann man sehen, dass eine große T_{\min} und eine T_u kleiner als 1020 °C oder eine niedrige T_{\min} und eine T_u größer als 1020 °C eine hohe Stahlduktilität gewährleistet. Dieses Diagramm zeigt auch, wie schwierig die Anpassung der richtigen Temperatur beim Stranggießprozess ist.

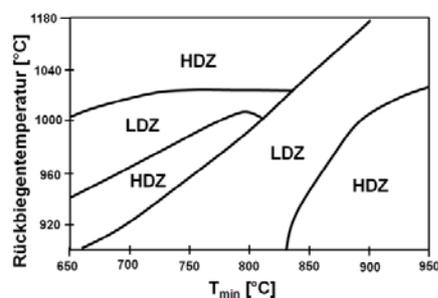


Abbildung 2-48: Einfluss der T_{\min} und Rückbiegetemperatur auf die Ti-B Stahlduktilität [222]

Nicht nur die Unterkühlung unterhalb der Kokille sondern auch die Erhöhung der lokalen Abkühlrate in der Sekundärkühlzone und Rückbiegezone kann einen positiven Einfluss auf

der Qualität des gegossenen Halbzeugs haben [126][127]. Der positive Einfluss der Unterkühlung der Brammenoberfläche in diesen Bereichen der Stranggießanlage liegt bei der Verfeinerung des Gefüges in der Nähe der Oberfläche. Das führt zur Behinderung der Ausbreitung von Mikrorissen an der Brammenoberfläche [126][127]. Neben der Unterkühlung der Halbzeugoberfläche in der Sekundärkühlzone haben Temperaturschwankungen während der Abkühlung in dieser Zone einen Einfluss auf die Stahlduktilität. Das Beispiel in **Abbildung 2-49a** zeigt die vier thermischen Zyklen. **Abbildung 2-49b** präsentiert den Einfluss der verschiedenen Zyklen auf die Stahlduktilität [37]. Die beste Duktilität zeigt Zyklus C, aufgrund der niedrigen Abkühlrate von 100 °C/min und der kleinen zyklischen Temperaturschwankungen von 50 °C. Der Anstieg der Abkühlgeschwindigkeit auf 200 °C/min bei Temperaturschwankungen von 50 °C (Zyklus A) oder die Erhöhung der beiden Parameter (Zyklus B) führt zum Abfall der Duktilität [37]. Der Grund für die bessere Duktilität bei Zyklus C sind die gröbere NbTi(CN) Ausscheidungen im Vergleich zu den anderen Zyklen. Die konstante Abkühlung von 200 °C/min ohne Temperaturfluktuationen führt zur niedrigsten Duktilität („Melt 200“) [37]. Man kann aus diesen Ergebnissen schließen, dass die Temperaturfluktuationen einen positiven Einfluss auf die Stahlduktilität haben.

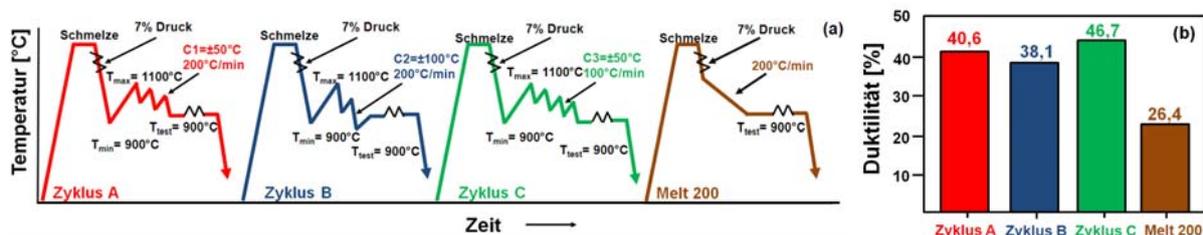


Abbildung 2-49: Einfluss der thermischen Zyklen an die Stahlduktilität bei 900 °C [37]

2.9.4 Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit

Die Verformungsgeschwindigkeit beim Stranggießprozess während des Strangrückbiegens beträgt zwischen 10^{-3} s^{-1} und 10^{-4} s^{-1} [87][146]. Mit der Vergrößerung der Verformungsgeschwindigkeit steigt die Stahlduktilität [146][206]. Der Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die Duktilität wird in **Abbildung 2-50** dargestellt.

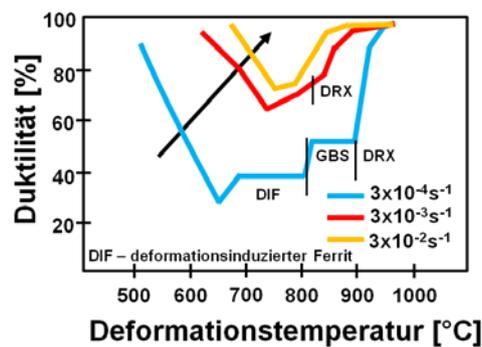


Abbildung 2-50: Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die Stahlduktilität eines 0.4 % C Stahls [150]

Der Grund für die Verbesserung der Stahlduktilität mit der Erhöhung der Verformungsgeschwindigkeit hat Mintz et al. [146] in vier Punkten zusammengefasst:

1. Es bleibt weniger Zeit für die Bildung der deformationsinduzierten Ausscheidungen.
2. Der Mechanismus der Korngrenzengleitung wird vermindert.
3. Es ist zu wenig Zeit für die Bildung und Vergrößerung der Poren entlang der Ausscheidungen.
4. Die Menge des deformationsinduzierten Ferrits (DIF) sinkt mit der Erhöhung der Verformungsgeschwindigkeit.

Maehara et al. [123] haben gezeigt (**Abbildung 2-51**), dass die dynamischen Ausscheidungen der Karbonitride nur in bestimmten Bereichen auftreten und Hochtemperaturversprödung verursachen. Mit der Erhöhung der Verformungsgeschwindigkeit von 10^{-1} s^{-1} auf 10 s^{-1} (typisch für das Warmwalzen) finden keine dynamischen Ausscheidungen von Karbonitriden statt.

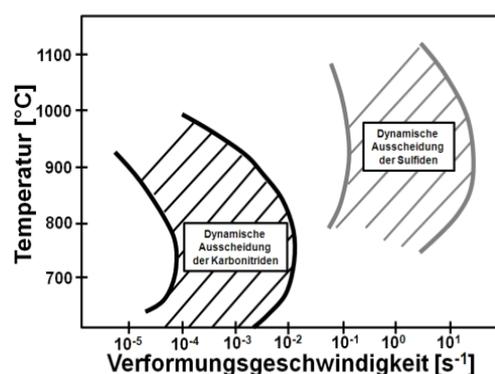
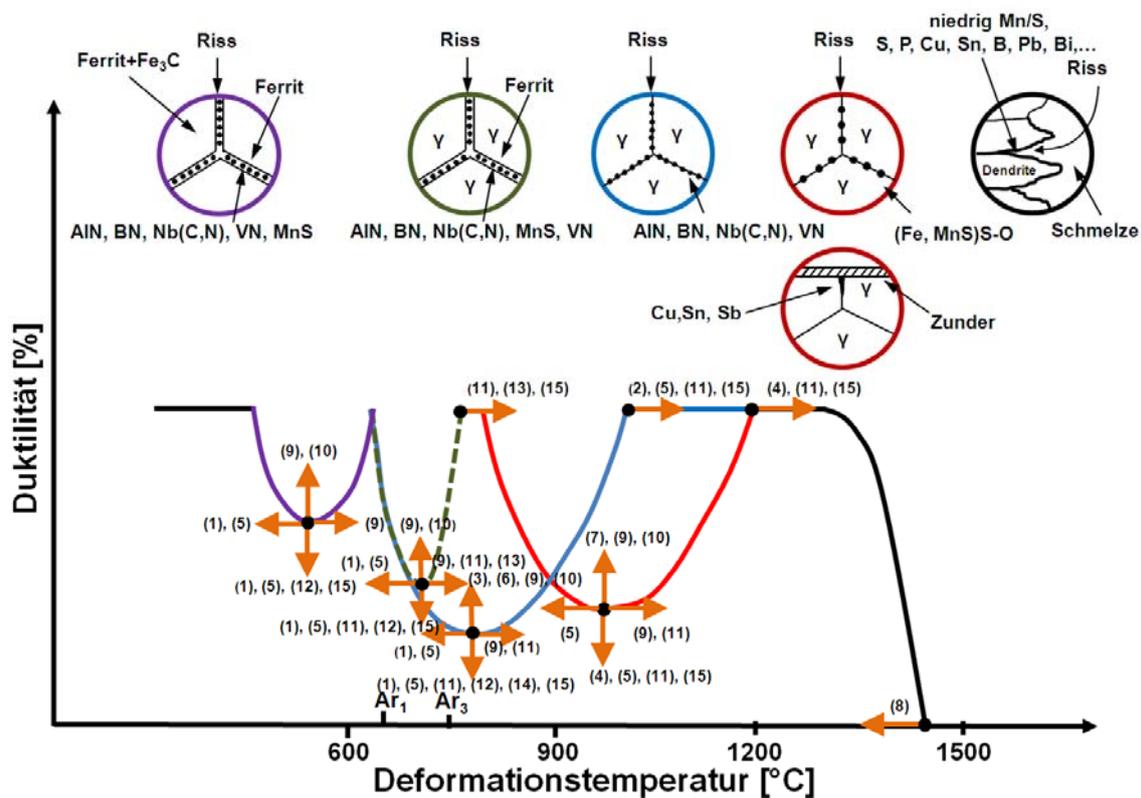


Abbildung 2-51: Bereiche der Hochtemperaturversprödung aufgrund der dynamischen Ausscheidung von Karbonitriden und Sulfiden abhängig von der Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit [123]

2.9.5 Zusammenfassung der Einflüsse der Parameter auf die Stahlduktilität

Die Literaturlauswertung der möglichen Einflussparameter auf die Stahlduktilität und die Bildung von Querrissen während des Stranggießprozesses zeigt, wie schwierig und komplex dieser Prozess ist. Die chemische Zusammensetzung der Stähle hat einen entscheidenden Einfluss auf die Qualität des gegossenen Halbzeugs. Die Ausscheidung von feinen Karbonitriden (AlN, Nb(CN), BN, V(CN)) an den Austenitkorngrenzen oder die Bildung eines Ferritfilms unterhalb der A_{r3} Temperatur können während des Stranggießprozesses massive Probleme (Rissbildung) verursachen. Die TiN Ausscheidungen verbessern dagegen die Stahlduktilität, weil sie sich bei höheren Temperaturen als grobe Teilchen ausscheiden. Die Ergebnisse des Heißzugversuches zeigen, dass die feinen MnS Ausscheidungen besonders gefährlich während der γ/α Umwandlung sind. Der Grund dafür ist die bevorzugte Bildung von den Mikroporen entlang dieser Ausscheidungen. Die Strangußpraxis zeigt jedoch komplett andere Ergebnisse. Die MnS beim Stranggießprozess sind sehr grob, da dass sie schon im flüssigen Stahl ausscheiden und dadurch für die Rissbildung nicht anfällig sind Kohlenstoff verursacht in Verbindung mit Mikrolegierungselementen die Bildung von Karbiden und verursacht Kornvergrößerung durch die peritektische Phasenumwandlung (bei ca. 0.1 % - 0.17 % C). Die Kornvergrößerung bewirkt einen Duktilitätsabfall und die Bildung von Rissen aufgrund der Spannungskonzentration an einer kleinen Menge von Triple-Punkten. Die Gehalte von Cu und Sn sollen möglichst niedrig sein, weil diese beiden Elemente die Neigung zur Rissbildung vergrößern. Der Zusatz von Ca zum Stahl verbessert die Duktilität, weil Ca die Schwefelmenge im Stahl reduziert. Mit der Vergrößerung der Abkühlgeschwindigkeit und der Temperaturfluktuationen in der Sekundärkühlzone fällt die Duktilität ab. Mit dem Anstieg der Verformungsgeschwindigkeit sinkt die Neigung zur Bildung von Querrissen. Alle Parameter, die einen Einfluss auf den Duktilitätsabfall sowie auf die Bildung von Querrissen zwischen den 1200 °C und 600 °C haben, werden in **Abbildung 2-52** zusammengefasst.



- (1): C, AlN, BN, Nb(C,N), VN; (2): AlN, BN, Nb(C,N), VN; (3): Al~1.5-2%; (4): Cu, Sn, Sb; (5): MnS; (6): TiN; (7): Ca; (8): S, P, B; (9): Einstieg der Verformungsgeschwindigkeit; (10): Verfeinerung der Austenitkörner; (11): Einstieg der Abkühlungsgeschwindigkeit; (12): Verfeinerung der Ausscheidungen; (13): deformationsinduzierter Ferrit; (14): Temperaturoszillierung während der Abkühlung; (15): Einstieg der Erwärmungstemperatur vor Abkühlung zur Versuchstemperatur

Abbildung 2-52: Zusammenfassung aller Einflussparameter auf die Stahlduktilität

[37][137][144][156][205][211][224]

Die möglichen Versuchsmethoden zur Untersuchung der Stahlduktilität und der Rissanfälligkeit unter 1200 °C werden im nächsten Kapitel präsentiert.

2.10 Versuchsmethoden zur Untersuchung der Stahlduktilität

Die Idee des Stranggießprozesses ist schon mehr als 100 Jahre alt. Trotz dieser langen Zeit wurden nur wenige Versuchsmethoden zur Untersuchung der Stahlduktilität während des Rückbiegens entwickelt. Viele dieser Methoden wurden nur in einzelnen Veröffentlichungen beschrieben, was eindeutig zeigt, dass die Methodenentwicklung nicht gänzlich erforscht wurde. Außerdem zeigt keine dieser Methoden absolut prozessnahe Bedingungen zum Stranggießprozess. Im diesem Kapitel werden alle zur Verfügung stehenden Versuchsmethoden beschrieben. Diese Versuchsmethoden kann man in vier

Hauptgruppen teilen: Heißzugversuche, Hochtemperatur - Biegeversuche, Torsionsversuche und Stauchversuche.

2.10.1 Heißzugversuche

Der Heißzugversuch ist die populärste Methode zur Untersuchung der Stahlduktilität. Der Grund für diese Popularität ist die einfache Vorbereitung der Proben für die Experimente, die schnelle Durchführung der Untersuchungen, die Möglichkeit der Einstellung des gewünschten thermischen Verlaufs, der Abkühlungs- sowie der Verformungsgeschwindigkeit des Versuchs und die hohe Reproduzierbarkeit der Ergebnisse. Eine zylindrische Probe mit einem Durchmesser zwischen 5 und 20 mm [78][189] wird mittels Induktiv- (zB. Instrom [92]) oder Widerstandserhitzen (zB. Gleeble [78]) erwärmt. Die Proben können mit dieser Erhitzung zu Temperaturen bis oberhalb der Solidustemperatur erwärmt werden. Der Heißzugversuch erlaubt die Durchführung der drei grundlegenden thermischen Strategien des Heißzugversuchs [81]. Diese Strategien werden in **Abbildung 2-53** dargestellt. Die Lösungsbehandlung oder „In-situ“ Strategie wird am häufigsten zur Simulation des Stranggießprozesses verwendet. Der Heißzugversuch erlaubt auch die Einstellung von Temperaturfluktuationen während der Abkühlung [37] oder den Unterkühlungsschritten [105]. Während der Erwärmung/Abkühlung ist es möglich die Probe mit zusätzlichen Zug-/ Druckspannungen [36] zu belasten. Dadurch kann man noch prozessnähere Bedingungen zum Stranggießprozess einstellen.

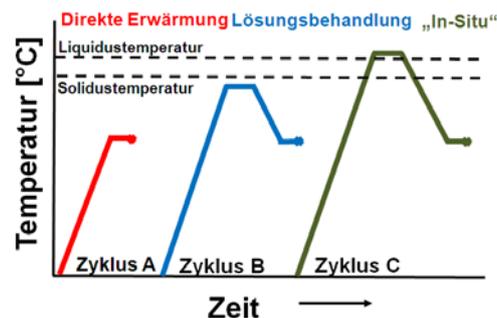


Abbildung 2-53: Drei grundlegende thermische Strategien beim Heißzugversuch [81]

Der Versuch beginnt mit der Erwärmung der Probe zur maximalen Temperatur und dem Halten der Probe bei dieser Temperatur in einer definierten Zeit. Dann wird die Probe mit einer definierten Abkühlgeschwindigkeit bis zur Versuchstemperatur abgekühlt. Nach einem kurzen Halten (die Temperaturverläufe ohne Verweilen sind auch möglich) bei dieser Temperatur wird die Probe mittels Zugversuchs bis zum Bruch gestreckt. Nach dem Zugversuch wird die Querschnittsfläche A_B gemessen. Der Unterschied zwischen der

Querschnittsfläche vor dem Bruch A_0 und nach dem Bruch A_B , in Bezug auf die Querschnittsfläche A_0 in Prozent, wird als Brucheinschnürung bezeichnet (sogenannte „Reduction of area“ (RA) aus der Literatur). Die Brucheinschnürung repräsentiert die Fähigkeit des Stahls zur Energieabsorption bei einer lokalisierten Deformation und ist ein Maßparameter für die Untersuchung der Stahlduktilität beim Heißzugversuch [232]. Nach der Durchführung von einer repräsentativen Menge an Zugversuchen, bei definierten Temperaturen, wird das Brucheinschnürung in Abhängigkeit der Temperatur – Diagramm gebildet. Dieses Diagramm ermöglicht die Identifizierung der Bereiche mit den niedrigsten Brucheinschnürungswerten. Werte zwischen 40 - 50 % (abhängig von der Stahlsorte) sind Maßparameter für die Bildung von Querrissen beim Stranggießprozess [139][153]. Alle „Duktilität in Abhängigkeit der Temperatur“ – Diagramme in den vorherigen Kapiteln wurden mittels dieser Versuchsmethode hergestellt.

Die Heißzugmaschine mit induktiver Erwärmung wird in **Abbildung 2-54a** dargestellt. Bei den „in-situ“ Versuchen wird die Probe geschmolzen. Man nutzt Glasrohre aus Quarz zur Verhinderung eines Ausfließens des Stahls. **Abbildung 2-54b** präsentiert das Brucheinschnürung in Abhängigkeit der Temperatur - Diagramm.

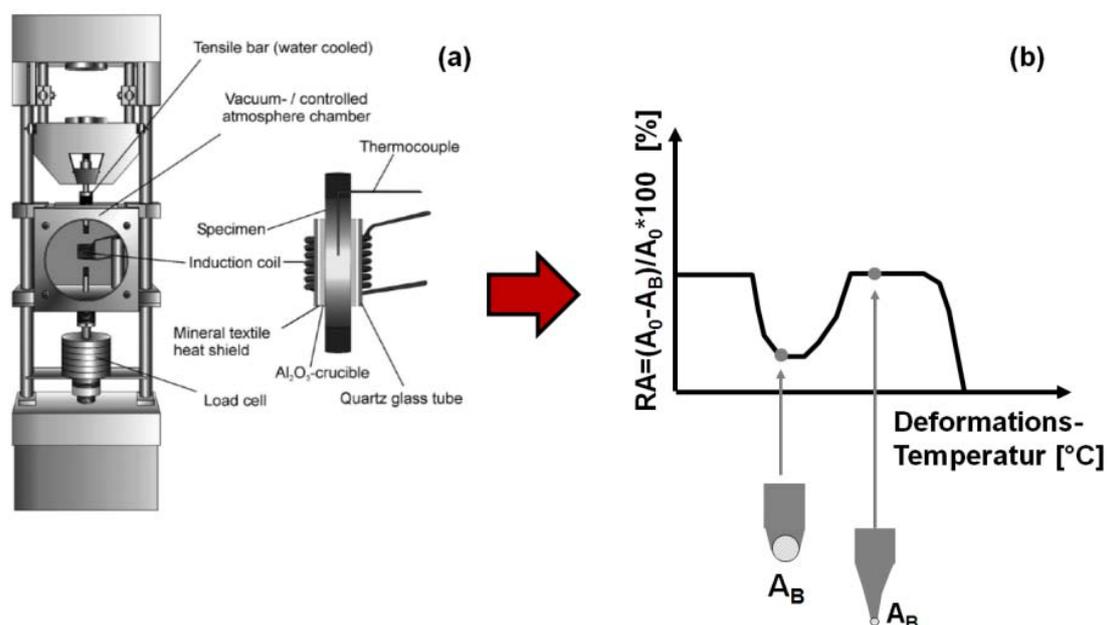


Abbildung 2-54: (a) Heißzugmaschine und (b) Brucheinschnürungskurve [30]

Die Auswahl der thermischen Strategie hat eine sehr wichtige Bedeutung für den Verlauf der Brucheinschnürungskurven. **Abbildung 2-55** zeigt eine Brucheinschnürungskurve für drei verschiedene Strategien. Die Autoren [81] haben Nb-Ti Stähle mit 0.03 % Nb und 0.015 % Ti untersucht. Die Proben die direkt zur Versuchstemperatur erwärmt wurden, zeigten nur einen minimalen Duktilitätsabfall. Die Proben die bis 1480 °C erwärmt wurden, zeigten

dagegen die niedrigste Brucheinschnürung. Der Grund für diese Unterschiede liegt in der Grobkornbildung und bei dem anderen Ausscheidungszustand der Nb – Ausscheidungen [81]. Dieses Beispiel zeigt eindeutig, dass die Auswahl der Erwärmungstemperatur für die Ergebnisse des Heißzugversuchs entscheidend ist.

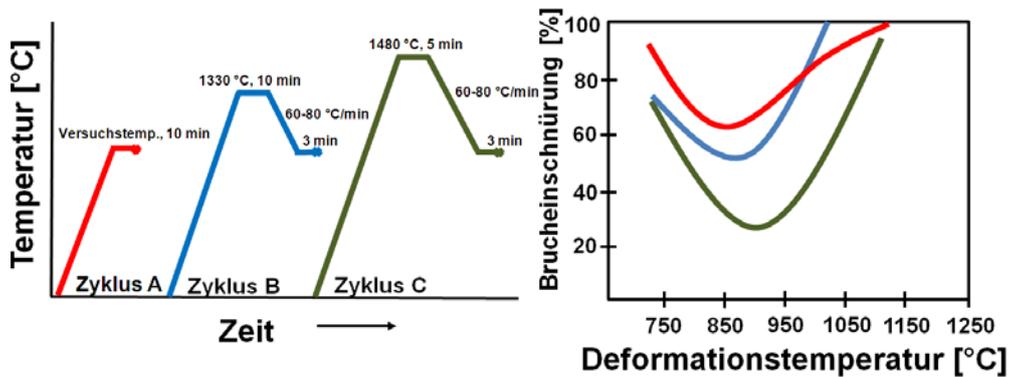


Abbildung 2-55: Einfluss der thermischen Strategien auf die Brucheinschnürungskurve von Nb-Ti Stählen [81]

Die Untersuchung des Einflusses von manchen Elementen wie zB. S und Ti auf die Stahlduktilität ist nur möglich mittels der „in-situ“ Versuche. Das Beispiel in **Abbildung 2-56** zeigt die Ergebnisse von zwei verschiedenen thermischen Strategien und die dadurch ermittelten Brucheinschnürungskurven. Die blaue Probe zeigt eine Lösungsbehandlung, die grüne Probe stellt den in-situ Versuch dar. Die Ergebnisse zeigen (rot markiert), dass ein Schwefelgehalt zwischen 0.001 % und 0.008 % beim Versuch mit der Lösungsbehandlung keine Rolle für die Stahlduktilität bei 900 °C und 950 °C spielt. Die in-situ Versuche zeigen dagegen eine große Streuung bei diesen Temperaturen. Als Grund werden die groben MnS, die direkt aus der Schmelze kommen, angegeben [148].

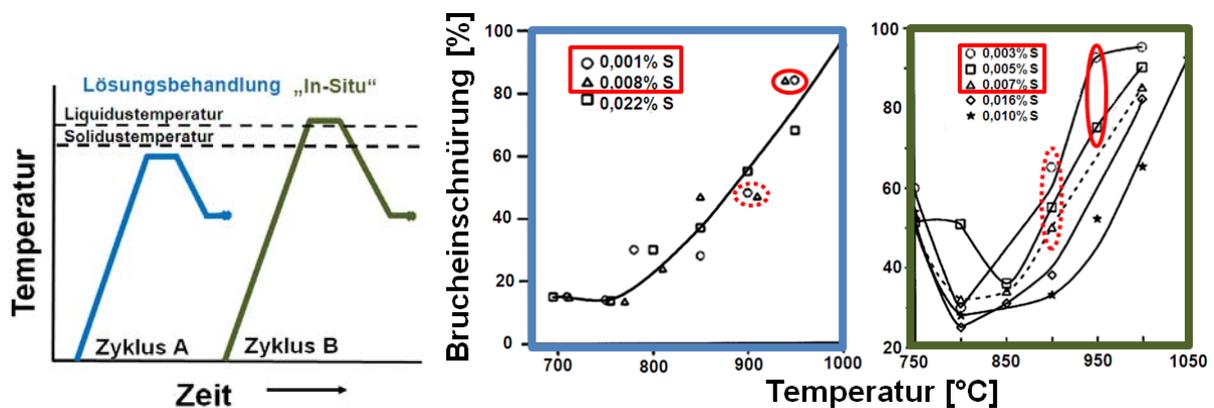


Abbildung 2-56: Einfluss der thermischen Strategie auf die Duktilität von C-Mn-Nb-Al Stählen mit verschiedenen Schwefelgehalten [143][148]

Der Heißzugversuch ist auch in Bezug auf die Größe der Austenitkörner empfindlich. Das Beispiel von Mintz et al. [132] zeigt Bruchdehnungskurven in Abhängigkeit der Korngröße (**Abbildung 2-57**). Die Proben wurden direkt aus der Bramme geschnitten. Die größte Duktilität zeigen die Proben, bei denen die Zugrichtung parallel zur langen Richtung der Stängelkörner liegt (Beispiel A). Die hohe Duktilität ist auf eine große Anzahl an Korngrenzen zurückzuführen. Die Zugproben mit säulenförmigen Körnern, die sich senkrecht zur Zugachse ausgebildet haben, besitzen die niedrigste Duktilität (Beispiel C). Der Riss im Beispiel C kann sich sehr einfach und lang ausbreiten, bevor er auf die anderen Körner trifft und zur Änderung der Richtung gezwungen sein wird [132]. Beispiel C beschreibt die Situation während des Brammenrückbiegens, wo der Strang senkrecht zur Gießrichtung belastet wird. Die Erreichung dieser Situation ist, aufgrund der nicht gerichteten Erstarrung während der Abkühlung aus der Schmelze, beim in-situ Heißzugversuch nicht möglich.

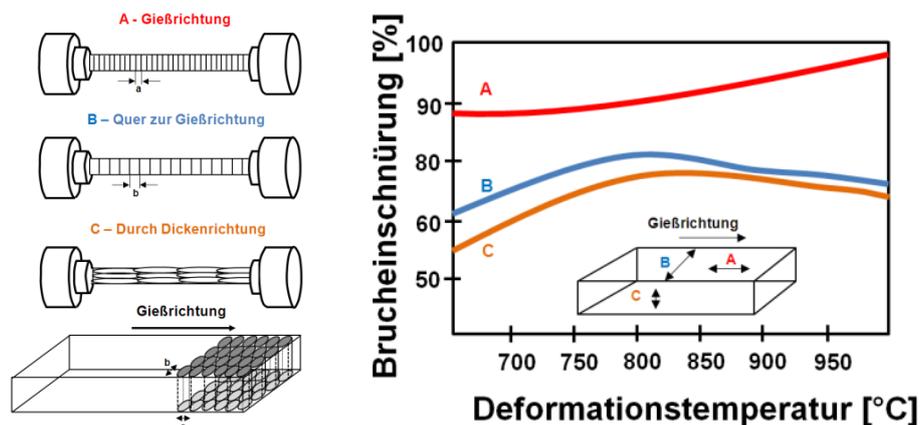


Abbildung 2-57: Die Bruchdehnungskurven abhängig von der Versuchsrichtung [132]

Trotz seiner Vorteile hat der Heißzugversuch auch viele Nachteile. Zu den größten Nachteilen gehören die sehr großen Dehnungen (5 - 100 % [146]), die deutlich größer als beim Stranggießens während des Brammenrückbiegens (1 - 2 %) sind [43][49][86][116][146]. Diese sehr großen Dehnungen in Verbindung mit kleineren Austenitkörnern und einem anderen Ausscheidungsstatus (Größe, Menge und Verteilung der Ausscheidungen) führen zur Bildung des deformationsinduzierten Ferrits zwischen der A_{r3} und der A_{e3} Temperatur und zur dynamischen Rekristallisation während des Heißzugversuchs [36][54][107][135][146]. Keines dieser beiden Phänomene wurde beim Stranggießprozess gefunden. Das bringt oft Probleme mit der Interpretation der Ergebnisse vom Heißzugversuch und deren Anpassung an den Stranggießprozess mit sich.

Weitere Probleme des Heißzugversuchs sind die inhomogene Verteilung der Mikroseigerungen und die Mikroschrumpfung während der Erstarrung [3][33][34][53][143][147]. Diese führt zur Bildung von Vorschädigungen. Diese

Vorschädigungen verursachen, bei Proben die bei einer Temperatur unter 950°C bis zum Bruch gestreckt werden, eine Bildung von interdendritischen Bruchflächen [33][143]. Es ist klar, dass diese Art der Bruchfläche untypisch für diese Temperatur und die niedrige Verformungsrate ist. Dieser Fehler passiert ziemlich selten, birgt jedoch noch viele Fragen in Bezug auf den Heißzugversuch.

2.10.2 Hochtemperatur Biegeversuche

Yasunaka et al. [233] haben Biegeversuche bei erstarrten Blöcken durchgeführt (**Abbildung 2-58**). Dabei wurde 60 kg flüssiger Stahl in eine Kokille gegossen. Nach ca. 3 Minuten wurde die Kokille gestrippt. Der Block wurde weiter mit Wasser bis zur Versuchstemperatur abgekühlt. Nach dem Erreichen der Versuchstemperatur wurde der Block mit einer definierten Verformungsgeschwindigkeit zwischen 10^{-2} s^{-1} und 10^{-3} s^{-1} mit einem hydraulischen Zylinder gebogen. Die Dehnungen im Block wurden berechnet. Die Temperatur wurde durch das an den Block geschweißte Thermoelement gemessen. Die Risse wurden nach der Abkühlung des Blockes untersucht [233].

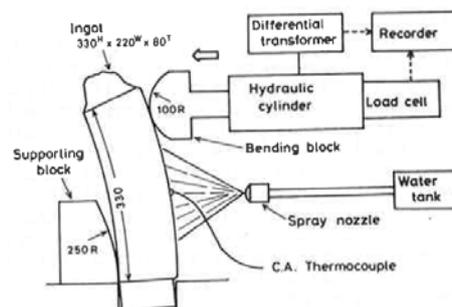


Abbildung 2-58: Hochtemperatur Biegeversuch nach Yasunaka et al. [233]

Yasumoto et al. [235] hat den Einfluss der Vorverformung während der Abkühlung auf die Stahlduktilität bzw. die Bildung der Querrisse bei definierten Temperaturen untersucht. Die Versuche wurden „as cast“ durchgeführt. Der flüssige Stahl wurde im Induktionsofen geschmolzen und durch einen Verteiler und ein Quarzrohr in die Kokille gegossen. Die Kokille war aus zwei getrennten Teilen aufgebaut. Nach dem Gießen und der Erstarrung, wurde der Block aus der Kokille ausgebaut und mit der Hilfe einer Feuerfestmatte isoliert. Der Block mit den Dimensionen von 600x220x40 mm (LxBxH) hatte zu dieser Zeit eine Temperatur von ca. 1300 °C. Bei Temperaturen zwischen 1220 °C und 1050 °C wurde der Block mit einem elektrischen Hammer vorverformt, dabei betrug die Dehnung der Vorverformung 10 %. Die Deformation des Blockes wies einen Wert von ca. 3 mm auf. Dann wurde der Block in die Biegeapparatur gelegt. Der verformte Teil lag auf der

gegenüberliegenden Seite zum Biegestempel. Bei einer Temperatur zwischen 1025 °C und 680 °C wurde der Block mit einer Stempelgeschwindigkeit zwischen 0.1 und 40 mm/s und einer Dehnung von 9 % gebogen. Die Kokille, die Biegeapparatur und der Temperaturbereich der Vorverformung und des Biegens wird in **Abbildung 2-59** dargestellt [235].

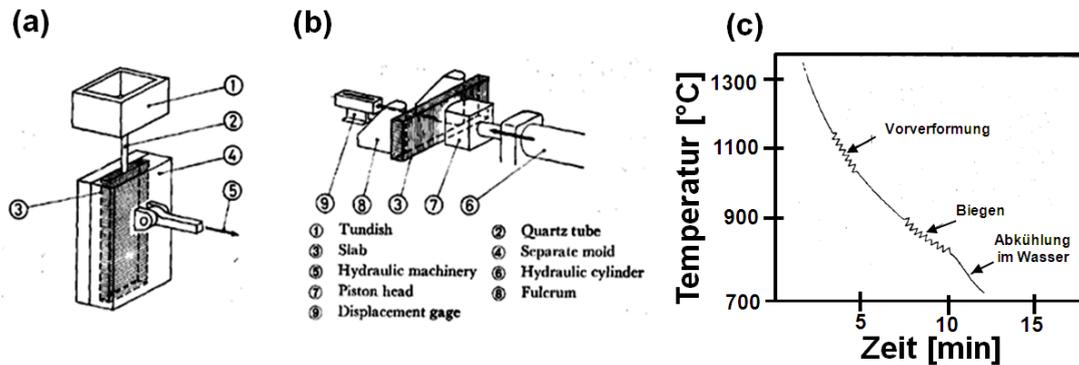


Abbildung 2-59: Hochtemperatur Biegeversuch nach Yasumoto et al. (a) Kokille, (b) Biegeapparatur, (c) Temperaturbereich der Vorverformung und des Biegens [235]

Crowther et al. [63][157] haben den Einfluss der Dehnung auf die Duktilität von mikrolegierten Stählen mittels "as-cast" Bedingungen untersucht. Die spezielle Kokille wurde für die Simulation der prozessnahen Bedingungen (Erstarrungsstruktur, Abkühlgeschwindigkeit) beim Dünnbrammengießen entwickelt. Der flüssige Stahl wurde in die Kokille gegossen. Nach der Erstarrung des Stahls in Form des Blocks in der Kokille und der kontrollierten Abkühlung wurde der Block zur Biegeapparatur transportiert. Die Abmessungen des Blockes waren 350x150x50 mm (LxBxH). Dann wurde der Block mit einer Verformungsgeschwindigkeit von $9 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ und einer maximalen Dehnung von 19.2 % bei definierten Temperaturen gebogen. Es wurde eine Versuchstemperatur zwischen 1030 °C und 680 °C ausgewählt [157]. Nach dem Versuch wurden die Biegeproben geschnitten, poliert und geätzt. Die Länge jeden Risses wurde gemessen. Der längste Riss ist bei dieser Versuchsmethode der Messparameter für die Stahlduktilität [58][63][157]. Ein Beispiel der Ergebnisse wird in **Abbildung 2-60** dargestellt.

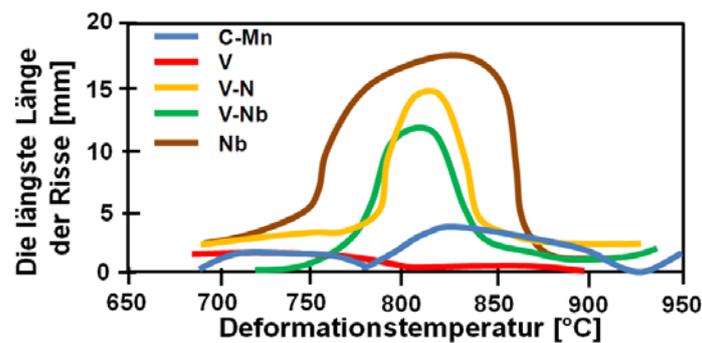


Abbildung 2-60: Rissanfälligkeit von verschiedenen Stahlsorten in Abhängigkeit der Temperatur untersucht mittels des Hochtemperaturbiegeversuchs [63][157]

Lankford [104] hat wiedererwärmte Proben mittels 3 – Punktbiegeversuche untersucht. Die Proben mit den Dimensionen von 153x25x12.5 mm (LxBxH) wurden bei einer Temperatur bis 1430 °C wärmebehandelt. Die Wärmebehandlung der Proben fand bei dieser Methode in getrennten Öfen unter Argonatmosphäre statt. Nach der Wärmebehandlung wurde die Probe unverzüglich zum Ofen inklusive Biegeapparat transportiert. Die Probentemperatur wurde mit optischen Pyrometern gemessen, dabei wurden sie bis zu einer Temperatur von 1260 °C in einer Zeit von 30 s und weiter bis zu 927 °C in einer Zeit von ca. 120 s abgekühlt. Die Versuche wurden auch bei Temperaturen von 1100 °C und 1260 °C durchgeführt. Nach den Versuchen mit kohlenstoffarmen - Stahl mit verschiedenen Mn/S – Verhältnissen wurde die Häufigkeit der Rissentstehung visuell gemessen. Die Ergebnisse vom Hochtemperatur Biegeversuch wurden mit den Ergebnissen vom Heißzugversuch (as-cast) verglichen [104]. Die drei-Punktbiegeapparat nach Lankford wird in **Abbildung 2-61** dargestellt.

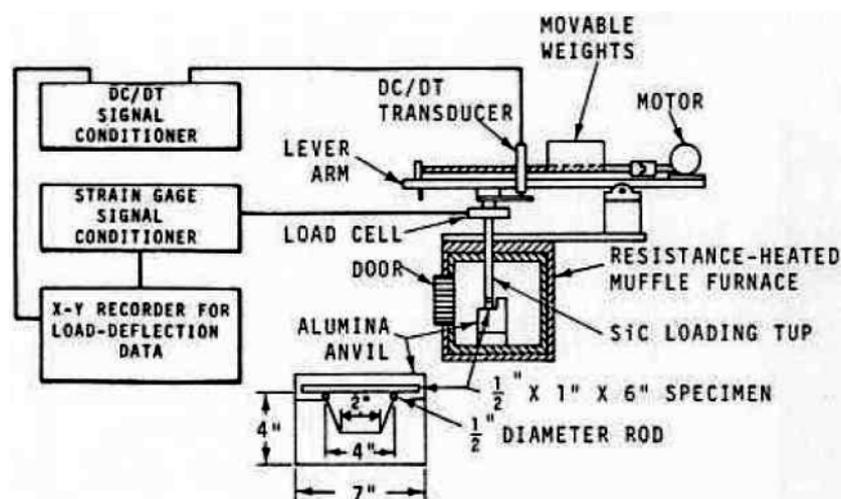


Abbildung 2-61: Die Biegeapparat nach Lankford [104]

2.10.3 Torsionversuche

Cepeda et al. [39] hat Torsionsversuche unter Argonatmosphäre mit Verformungsgeschwindigkeiten von 10^{-3} s^{-1} , 0.16 s^{-1} und 1 s^{-1} durchgeführt. Das Material für die Torsionsversuche war mit Aluminium beruhigter Stahl. Die Proben wurden bei hohen Temperaturen durch deformierte Rohre bearbeitet und entweder direkt zur Versuchstemperatur erwärmt und 30 min wärmebehandelt oder bei einer Temperatur von $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ über eine Zeit von 30 min im Widerstandsofen wärmebehandelt. Nach der Wärmebehandlung wurden die Proben bis zur Versuchstemperatur abgekühlt und noch weitere 30 min wärmebehandelt. Die Versuche wurden im Temperaturbereich zwischen $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ und $850 \text{ }^\circ\text{C}$ durchgeführt. Nach jedem Versuch wurde die Hälfte der Proben in Wasser abgeschreckt. Die Dehnung bis zum Bruch abhängig von der Temperatur war der Messparameter für die Duktilität. Die niedrigste Duktilität hat sich bei Proben die mit einer Verformungsgeschwindigkeit von 10^{-3} s^{-1} und jene die direkt zur Versuchstemperatur erwärmt wurden eingestellt.

2.10.4 Stauchversuche

Xie et al. [229] haben die Rissanfälligkeit von Nb – haltigen und Ni - haltigen Stählen im Stauchversuch untersucht. Die Rundproben mit einer Länge von 15 mm und einem Durchmesser von 10 mm wurden aus der Bramme parallel zur Gießrichtung ausgeschnitten. Die Proben wurden mit einer Erwärmungsgeschwindigkeit von $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$ auf $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ aufgeheizt. Nach einer Wärmebehandlung von 5 min bei dieser Temperatur wurden die Proben mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit von $60 \text{ }^\circ\text{C/min}$ bis zur Versuchstemperatur abgekühlt und bei dieser Temperatur 5 min gehalten. Dann folgte die Durchführung der Versuche bei Temperaturen zwischen $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ und $700 \text{ }^\circ\text{C}$ und einer Verformungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Nach der Versuchsdurchführung wurden alle Proben mit Wasser abgeschreckt. Der Stauchversuch wurde unter Argonatmosphäre durchgeführt. Die Messparameter für die Stahlduktilität sind die kritische Ringdehnung (critical hoop strain), die Rissdichte auf Stickrahmenkreis und die maximale Risstiefe. Die niedrigste kritische Rissdehnung bei den Nb – haltigen Stählen hat einen Zusammenhang mit den Ausscheidungen von NbTi(CN) an den Austenitkorngrenzen. Die Ti(CN) und Cu_2S Ausscheidungen und die groben Austenitkörner verursachen einen Duktilitätsabfall bei Ni – haltigen Stählen [229].

Fu et al. [76] haben die Rissanfälligkeit von mikrolegierten Stählen mit dem Stauchversuch untersucht. Der Stahl für die Probe wurde im Induktionsofen aufgeschmolzen und in

spezielle Kokillen gegossen. Die bestimmte Kokillenkonstruktion erzielte eine gerichtete Erstarrung des Stahls und dadurch eine Simulation der Erstarrungsstruktur in der Nähe der Strangoberfläche beim Stranggießprozess. Nach der Erstarrung des Stahls in der Kokille wurden die Proben aus der kolumnaren oder dendritischen Zone des Blocks ausgeschnitten und bearbeitet. Die Proben wurden so ausgeschnitten, dass sich die Deformationsachse parallel zur dendritischen oder kolumnaren Struktur des Blockes befand. Die Proben wurden binnen zwei Minuten bis zu Temperaturen zwischen 950 °C und 1300 °C erwärmt. Die Auswahl der Temperatur war abhängig von der Stahlzusammensetzung. Nach der Erwärmung wurden die Proben bis zur Versuchstemperatur (zwischen 1000 °C und 750 °C) abgekühlt und mit einer Verformungsgeschwindigkeit zwischen $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und $5 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ gestaucht. Die kritische Ringdehnung zur Rissinitialisierung ist bei diesem Versuch der Messparameter für die Stahlduktilität [76].

Lewis [106] hat Proben von warmgewalzten Blechen für den Stauchversuch verwendet. Die Proben wurden geschnitten und bis 600 °C in einer Zeit von 5 Minuten und anschließend bis entweder 920 °C oder 1200 °C erwärmt. Die Temperatúrauswahl war abhängig von dem gewünschten Gefüge (fein oder grob) nach der Erwärmung. Die Proben wurden bei dieser Temperatur 15 Minuten wärmebehandelt und dann mit einer Abkühlrate von 60 °C/min bis zur Versuchstemperatur abgekühlt. Bei dieser Temperatur wurden die Proben 5 Minuten gehalten. Dann wurden die Proben gestaucht und mit Wasser abgeschreckt. Die Verformungsgeschwindigkeiten betragen $3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und $3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Die wahre Dehnung befand sich zwischen 0.05 und 0.8. Die Apparatur des Stauchversuchs nach Lewis wird in **Abbildung 2-62** dargestellt.

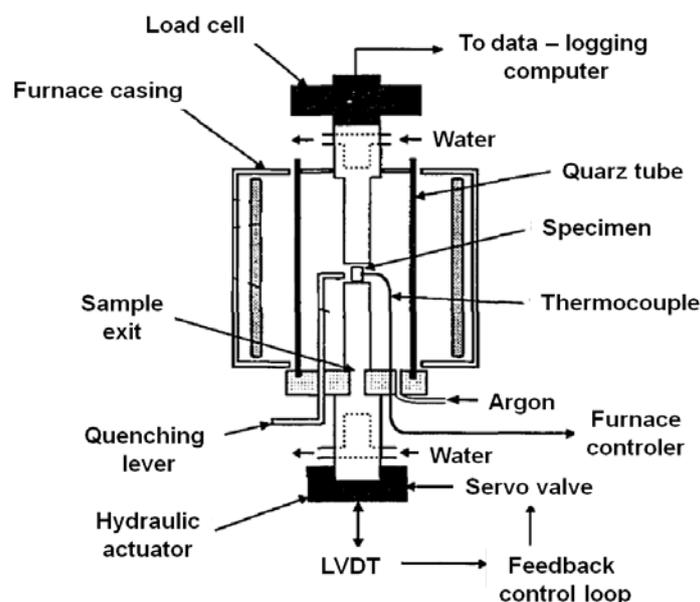


Abbildung 2-62: Apparatur des Stauchversuchs nach Lewis [106]

2.10.5 Zusammenfassung der Versuchsmethoden

Im vorherigen Kapitel wurden die Versuchsmethoden zur Untersuchung der Stahlduktilität zwischen 1200 °C und 600 °C dargestellt. Diese Versuchsmethoden nutzen verschiedene Parameter zur Bestimmung der Rissanfälligkeit des Stahles unter prozessnahen Bedingungen zum Stranggießen. Zur diesen Parametern gehören:

1. Brucheinschnürung (Heißzugversuch).
2. Dehnungen zur Rissbildung (Hochtemperatur Biegeversuch).
3. Größte Risslänge (Hochtemperatur Biegeversuch).
4. Häufigkeit der Rissentstehung (Hochtemperatur Biegeversuch).
5. Dehnung zum Bruch (Torsionsversuch).
6. Kritische Ringdehnung zur Rissinitialisierung – critical hoop strain (Stauchversuch).

Jeder von diesen Parametern ist stark abhängig vom Materialzustand bzw. der Austenitkorngröße, Menge und Verteilung der Ausscheidungen sowie der thermischen Geschichte. Der Zustand der Probe (as-cast, in-situ, oder wiedererwärmte Proben), die Art der Erstarrungsstruktur (gerichtet oder ungerichtet) der Proben, der Winkel zwischen der Spannungsrichtung und Erstarrungsrichtung während des Versuchs sowie die Verformungsgeschwindigkeit spielen eine wesentliche Rolle für die Messergebnisse.

Die Literaturlauswertung der Versuchsmethoden zeigt eindeutig, dass keine von diesen Versuchsmethoden (vielleicht außer der Stranggießanlage im Labormaßstab) alle notwendigen Parameter zur Simulation eines realen Stranggießprozesses erfüllt. Trotzdem hat jede Versuchsmethode viele Vorteile. Die Vor- und Nachteile werden in **Tabelle 2-3** bis **Tabelle 2-6** dargestellt.

Heißzugversuche

+ Durchführung der in-situ Versuche	- Erstarrung nicht gerichtet
+ Relativ niedrige Versuchskosten	- Austenitkorngröße
+ Schnelle Durchführung der Versuche	- Größe, Menge, Verteilung der Ausscheidungen
+ Anpassung der Versuchsparameter (Temperatur, Abkühlung- und Verformungsgeschwindigkeit)	- zu große Dehnungen (5-100 %)
+ Zahlreiche Referenzversuche	- Deformationsinduzierter Ferrit
+ Eindimensionale Spannung	- Rekristallisation
	- Temperaturmessung über Probenquerschnitt

Tabelle 2-3: Vorteile und Nachteile der Heißzugversuche [186]

Hochtemperatur Biegeversuche

+ Einfache Probengeometrie	- Kosten
+ As cast Versuche möglich	- Erstarrung nicht gerichtet
+ Anpassung der gewünschten Dehnungen	- Aufwand (Versuchsdauer)
+ Niedrige Verformungsgeschwindigkeiten	- Wenige Vergleichsversuche
+ Direkte Rissauswertung	- Temperaturführung
+ Ausscheidungsverhalten	- Oberflächentemperaturmessung
+ Austenitkorngröße	

Tabelle 2-4: Vorteile und Nachteile der Hochtemperatur Biegeversuch [186]*Torsionsversuche*

+ Anpassung der gewünschten Verformungsgeschw.	- Proben aus Rohre
+ Einfache Anpassung des Temperaturzyklus'	- dreidimensionaler Spannungszustand
+ Möglichkeit zur Abschreckung der Probe	- Zu große Dehnungen
+ Niedrige Versuchskosten	- Rekristallisation

Tabelle 2-5: Vorteile und Nachteile der Torsionsversuche*Stauchversuche*

+ Einfache Probengeometrie	- Nicht gleichmäßige Spannungsverteilung
+ Niedrige Versuchskosten	- Nicht einachsiger Spannungszustand
+ Probe mit einer gerichteten Erstarrung möglich	- Rekristallistaion
+ Schnelle Durchführung der Versuche	
+ Anpassung der gewünschten Dehnungen	
+ Anpassung der gewünschten Verformungsgeschw.	
+ Einfache Anpassung des Temperaturzyklus'	
+ Möglichkeit zur Abschreckung der Probe	

Tabelle 2-6: Vorteile und Nachteile der Stauchversuche

3 Experimenteller Teil

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei Versuchsmethoden zur Untersuchung der kritischen Parameter für die Rissbildung im Temperaturbereich des zweiten Duktilitätsminimums von Stählen neu bzw. weiter entwickelt. Eine grundlegende Vorgabe für die Versuchsentwicklungen war eine möglichst hohe Ähnlichkeit in den Versuchsparametern zum Stranggießprozess. Diese Forderung bedingt eine Untersuchungsdurchführung unmittelbar nach der Erstarrung der Proben und schließt die Verwendung von wiedererwärmten Probenmaterial aus. Zusätzliche Rahmenbedingungen bzw. Anforderungen, welche an das Probenmaterial und an den die Methode gestellt werden, sind in der **Tabelle 3-1** aufgelistet.

Die Erfüllung der Anforderungen wurde in den folgenden Versuchsmethoden verwirklicht:

1. Der In - Situ Characterization - Tensile (IMC-T) Methode
2. Der In - Situ Characterization - Bending (IMC-B) Methode

Die IMC-T Versuchsmethode war in der zeitlichen Abfolge die Erstentwicklung und beruht auf der Weiterentwicklung einer bereits bestehenden Anlage. Die Basis für diese Versuchsmethode ist ähnlich dem Submerged Split - Chill Tensile Test (SSCT), welcher seit längerem am Lehrstuhl für Metallurgie verwendet wird. Der SSCT-Test liefert Messwerte für die Berechnung von kritischen Dehnungen während der Erstarrung (In Situ). Die Versuchsdurchführung mit der IMC-T Anlage wurde bereits im Jahr 2005 patentiert [44] und im gleichen Jahr der erstes Mal präsentiert [214] Diese Versuchsmethode hatte, bedingt durch ihre Neuheit, einige Kinderkrankheiten. Zur den größeren Problemen zählen die Bildung von Vorschädigungen in der erstarrenden Schale und die nicht veränderbaren Abkühlbedingungen. Die genannten Probleme konnten im Rahmen dieser Arbeit deutlich

minimiert werden und führten aber auch zu der Neuentwicklung der bereits genannten IMC-B Methode. Dieser Versuchsaufbau besitzt wesentliche Vorteile gegenüber dem IMC-T Versuch. Im Rahmen dieser Arbeit werden die größten Entwicklungsschritte bei beiden Versuchsmethoden, Messungen der kritischen Parameter, sowie die ersten Ergebnisse der Versuchsserien beschrieben. Zusätzlich werden die Ergebnisse von metallographischen Untersuchungen mittels der Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie angeführt. Die Untersuchung der γ/α Umwandlung wird mit Hilfe der Laser Scanning Confocal Mikroskopie durchgeführt. Zur Berechnung der kritischen Dehnungen wurden die Finite Elemente Modelle in Abaqus entwickelt.

<i>Anforderungen an die Proben</i>	<i>Anforderungen an die Versuchsmethode</i>
<ul style="list-style-type: none"> • Probe wird direkt nach dem Eintauchen in die Schmelze oder dem Abguss verformt 	<ul style="list-style-type: none"> • Möglichkeit die Verwendung der Probe direkt nach Erstarrung (keine Wiedererwärmung)
<ul style="list-style-type: none"> • Keine weiteren Nachbehandlungen 	<ul style="list-style-type: none"> • Kenntnis der Temperaturverhältnisse in der Probe
<ul style="list-style-type: none"> • Definierte Geometrie 	<ul style="list-style-type: none"> • Ähnliche Abkühlbedingungen wie beim Stranggießprozess
<ul style="list-style-type: none"> • Erstarrungsstruktur des Stahls ähnlich dem stranggegossenem Produkt 	<ul style="list-style-type: none"> • Handhabung der Probe
<ul style="list-style-type: none"> • Austenitkorngröße ähnlich im Stranggießprozess 	<ul style="list-style-type: none"> • Reproduzierbarkeit
<ul style="list-style-type: none"> • Gerichtete Erstarrung 	<ul style="list-style-type: none"> • Keine Gefährdung für Personal und Gerätschaften
<ul style="list-style-type: none"> • Fehlerfreie Probe (Keine Poren, Lunker, Einschlüsse) 	<ul style="list-style-type: none"> • Geringe Herstellkosten
<ul style="list-style-type: none"> • Keine Vorschädigung der Proben (Vermeidung von Kontraktionsspannungen) 	<ul style="list-style-type: none"> • Messung der Probentemperatur während des Versuchs
	<ul style="list-style-type: none"> • Möglichkeit der Durchführung mehrerer Versuche pro Tag
	<ul style="list-style-type: none"> • Messung der kritischen Parameter (Spannungen/Dehnungen) für die Oberflächenrissbildung

Tabelle 3-1: Anforderungen an das Herstellkonzept [186]

3.1 Beschreibung des Prinzips des IMC-T Versuchs

Die Versuchsanlage und der verwendete IMC-T Prüfkörper werden in **Abbildung 3-1** dargestellt. Die Gesamtanlage ist horizontal schwenkbar und wird erst unmittelbar vor Versuchsbeginn über die Stahlschmelze im Induktionsofen eingeschwenkt. Der vertikal bewegliche IMC-T Prüfkörper besteht im Wesentlichen aus zwei Teilen. Der untere Teil des Prüfkörpers kann während des Versuchs durch ein hydraulisches System zusätzlich vertikal

verfahren werden. Der massive Oberteil bildet im Versuch ein statisches Widerlager für eine Zugbeanspruchung. Entsprechende Software und Sensoren ermöglichen definierte Vorgaben von Versuchsparameter und auch die Aufnahme von Messwerten wie Kräfte und Verfahrensweg. Neben den mechanischen Kennwerten werden mittels Thermoelementen Temperaturverläufe an bestimmten Positionen aufgezeichnet und gespeichert. [102].

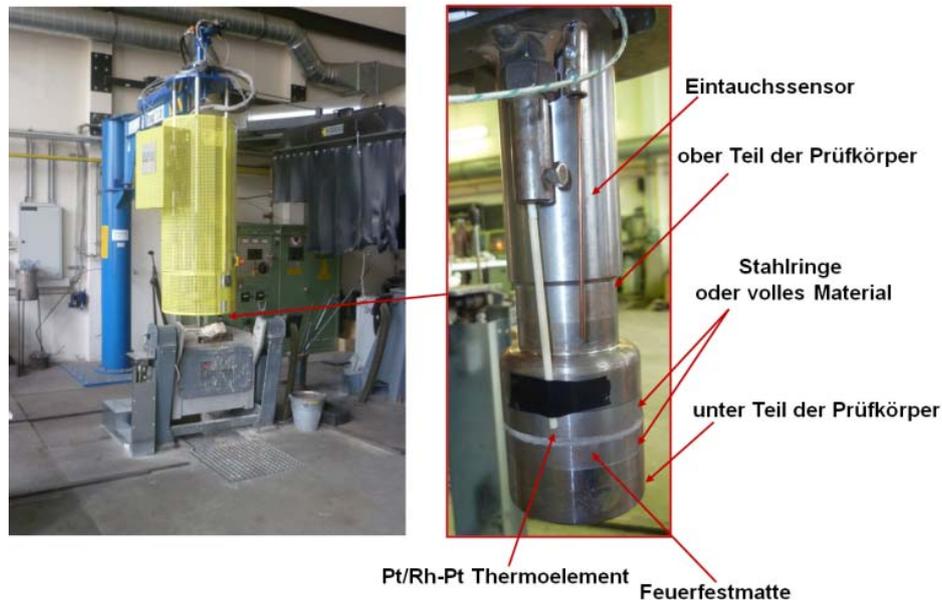


Abbildung 3-1: Ausrüstung und Prüfkörper für den IMC-T Versuch

Die Versuchsdurchführung wird schematisch und mit Bildern in der **Abbildung 3-2** dargestellt. Vor dem Erreichen einer definierten Schmelztemperatur wird die Anlage über das Schmelzbad im Induktionsofen geschwenkt und zentriert. Mit dem Erreichen der Temperatur beginnt der Versuch mit dem Eintauchen des Prüfkörpers in die Schmelze (**Abbildung 3-2a**), wobei die Eintauchtiefe u.a. vom absoluten Schmelzbadspiegel abhängt. Die Temperatur während des Versuchs wird mit einem Thermoelement des Typs S gemessen. Die Position des Elements befindet sich in der Trennebene von Ober- und Unterteil des Prüfkörpers (**Abbildung 3-1**). Innerhalb einer definierten Haltezeit in der Schmelze beginnt der Stahl an der Prüfkörperoberfläche zu erstarren und es entsteht eine durcherstarrte Schale um den Prüfkörper (**Abbildung 3-2b**). Entsprechend der Wärmeabfuhr und bedingt durch einen immer positiven Temperaturgradienten an der Wachstumsfront bildet sich eine dendritisch transkristalline Erstarrungsmorphologie. Mit zunehmender Schalenstärke treten Schrumpfkkräfte, in radialer und axialer Richtung, auf. Zwischen den oberen und unteren Prüfkörpern wird eine elastische Feuerfestmatte gelegt. Durch den Einsatz der Feuerfestmatte kann der Aufbau von Schrumpfkkräften in der Probe durch die Bewegung des unteren Teils des Prüfkörpers nach oben vermeiden werden. Das Servohydraulik – System

hält die Anlage frei von Kräften in der axialen Richtung. Nach der Haltezeit in der Schmelze wird der Prüfkörper mit der anhaftenden Schale aus der Schmelze gezogen (**Abbildung 3-2c**) und die Gesamtanlage vom Ofenbereich weg geschwenkt. Das System von Prüfkörper und Schale kühlt mit freier Konvektion und Strahlung bis zur gewählten Versuchstemperatur ab (**Abbildung 3-2d**). Mit dem Erreichen dieser Temperatur beginnt der Zugversuch (**Abbildung 3-2e**), in dem der Unterteil mit definiertem Weg und definierter Geschwindigkeit vertikal verfahren wird. Da die Schale während des Versuchs weiter abkühlt, ist es nicht möglich den Versuch bei konstanter Temperatur durchzuführen [102]. Als ein aussagekräftiger Wert (kritischer Parameter) für die Stahlduktilität wird die Verlängerung Δl bis zur Erreichung einer maximalen Zugkraft F_{\max} angesehen. Diese Festlegung begründet sich mit der Annahme, dass ab diesem Punkt Risse im Material entstehen. Die Werte von augenblicklicher Verlängerung und zugehöriger Kraft werden im Messsystem aufgezeichnet. Die Darstellung der kritischen Verlängerung bei F_{\max} als Funktion der Temperatur, beschreibt die Rissempfindlichkeit.

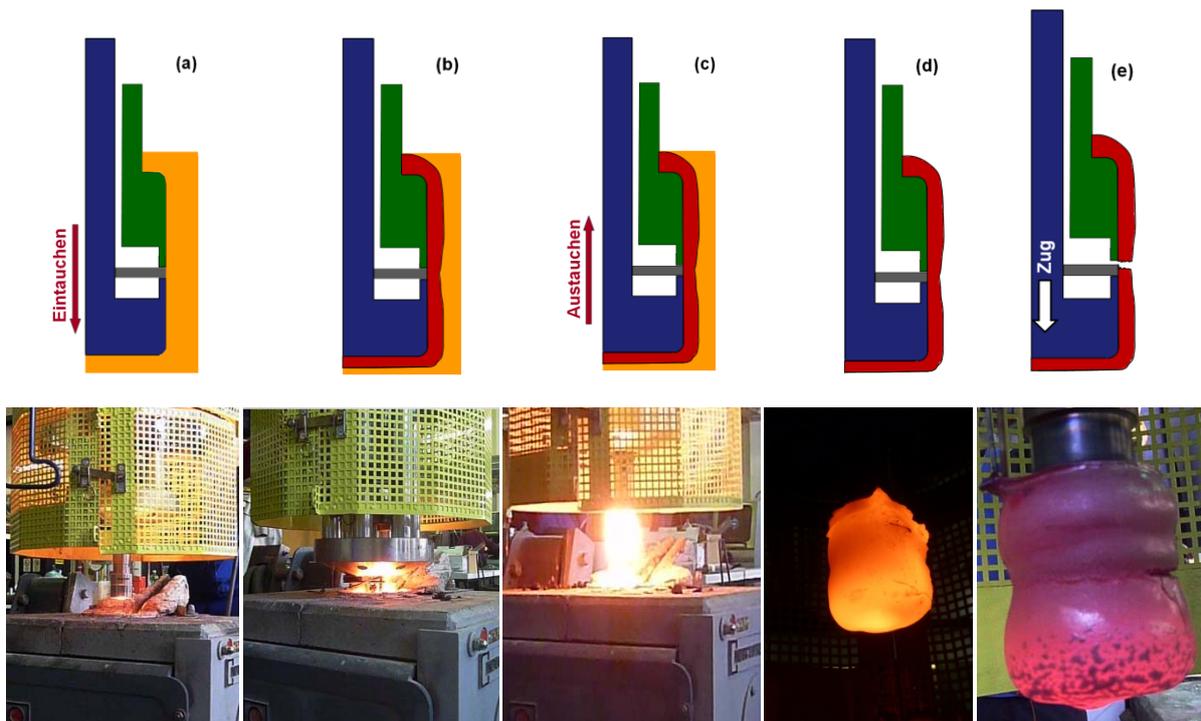


Abbildung 3-2: Durchführung des IMC-T Versuchs

3.2 Vorstellung der Probleme bei der Entwicklung des IMC-T Versuchs

Die ersten Versuche mit der IMC – T Apparatur wurden im Rahmen eines FFG - Projekts durchgeführt. Im Rahmen dieser Arbeit wurde u.a. das Verhalten unterschiedlicher Prüfkörpergeometrien untersucht. Die Ergebnisse zeigten, dass die Vorschädigungen in der Schale ein nicht einfach zu lösendes Problem darstellen. Sie bilden sich bereits während der Erstarrung in der Schale und zeigen eine freie dendritische Oberfläche in den Risszonen nach dem Zugversuch bei Temperaturen unter 900 °C. Die freie dendritische Oberfläche, dargestellt im linken Teil der **Abbildung 3-3b** und in einer Vergrößerung in **Abbildung 3-3a**, ist gut sichtbar. Die Vorschädigungen bilden sich vorwiegend im inneren Bereich der Schale d.h. im Bereich der Anfangserstarrung. Der äußere Bereich in **Abbildung 3-3c** zeigt einen interkristallinen Sprödbbruch - typisch für niedrigere Dehnraten und Temperaturen unter 1200 °C. In einigen Bereichen war die Bruchfläche ständig dendritisch oder zeigte sich den interkristallinen Wabenbruch. Es wurde festgestellt, dass die Vorschädigungen durch Spannungsinkontraktionen verursacht werden, welche sich in der erstarrenden Schale durch eine ungünstige Prüfkörpergeometrie aufbauen. Zusätzlich verstärken die auftretenden Schrumpfkkräfte in der erstarrenden Schale die Fehlerbildung. Bei den Versuchsdurchführungen wurde noch keine Feuerfestmatte eingesetzt, um die Schrumpfkkräfte in axialer Richtung abzufedern.

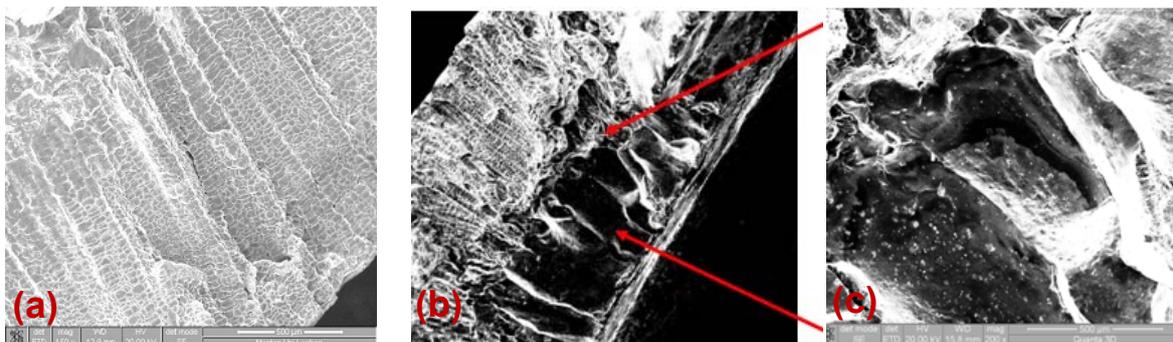


Abbildung 3-3: (a) freie dendritische Oberfläche in der Schale gezogen bei 800 °C, (b) Bruchfläche mit interdendritischem und interkristallinem Anteil, (c) Vergrößerung der interkristallinen Bruchfläche

[215]

Die Vorschädigungen haben sich sowohl bei den unbeschichteten, als auch bei den beschichteten Prüfkörpern gebildet. Die Beispiele in der **Abbildung 3-4** zeigen zwei Typen der Vorschädigungen bzw. Risse bei „no load“ Versuchen: in der Querrichtung (rot markiert) und in der Längsrichtung (grün markiert). Die Gründe für die Bildung des ersten Typs ist die

Spannungskonzentration in der Schale während der Erstarrung aufgrund einer ungünstigen Prüfkörpergeometrie. Im zweiten Fall sind die Schrumpfkkräfte in der Umfangsrichtung für die Rissbildung verantwortlich. Die Risse in Querrichtung erleichtern die Bildung und das Wachstum von Rissen im eigentlichen Zugversuch und beeinflussen so das Ergebnis.

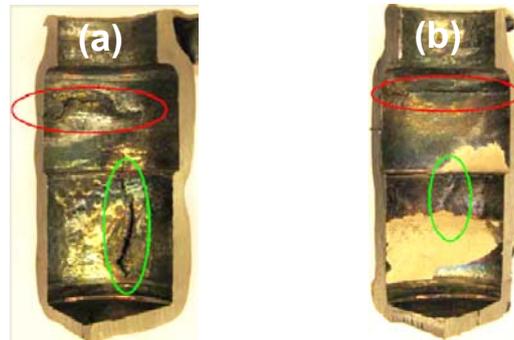


Abbildung 3-4: Beispiele der Vorschädigungen in den erstarrten Schalen bei „no load“ Versuchen: (a) unbeschichteter Prüfkörper und (b) beschichteter Prüfkörper [215]

3.3 Entwicklungsschritte bei der Optimierung der IMC-T Versuch

Zu den ersten Aufgaben dieses Projekts zählten die Minimierung der Menge der Vorschädigungen in den Probenschalen und die Optimierung der Steuerung der IMC-Anlage. Eine Darstellung unterschiedlicher Prüfkörperkonzepte zeigt **Abbildung 3-5**.

Nr.	1	2	3	4	5
Prüfkörper- geometrie					

Abbildung 3-5: Vorstellung der verschiedenen Konzepte der Prüfkörper zur Optimierung im IMC-T Versuch

Ein gemeinsames Merkmal aller Prüfkörper ist die zylindrische Ausführung und eine Verjüngung der Durchmesser im Oberteil. Da die Körper bis in diese Verjüngungszone in das Schmelzbad getaucht werden, besitzt die gebildete Erstarrungsschale an diesen abgerundeten Stufen ein Stützlager für den späteren Zugversuch.

Die Erstaussführung des Prüfkörpers (Nr. 1) war vom Gedanken geleitet, mit einer massiven Ausführung Zugkräfte bis zu 250 kN im Versuch schadlos zu überstehen. Zusätzlich gab es Konstruktionsmerkmale zur Verminderung von axialen Schrumpfspannungen während des Erstarrungsvorgangs. Der untere Teil des Prüfkörpers wurde konstruktionsbedingt in zwei Teilen ausgeführt. Der Durchmesser der beiden Teile betrug 62 mm und die Höhe 20 und 13 mm. Die beide Teile wurden mit dem Innenstempel (Durchmesser 30 mm) verschraubt. Der Außendurchmesser des Oberteils wurde um 5 mm größer als der Unterteil ausgeführt und besaß an der Unterseite eine Ausdrehung von 2 mm Tiefe mit dem nahezu gleichen Durchmesser des Unterteils. Die Startpositionierung von Ober- und Unterteil wurde derart gewählt, dass kein Spalt vorhanden war und die 2 mm als Kontraktionsweg zur Verfügung standen. Die Steuerung der Anlage wurde in dieser Phase auf kraftlos gestellt. Trotz dieser konstruktiven Ausführung kam es zu Vorschädigungen in der erstarrenden bzw. bereits erstarrten Schale. Der Unterschied in den Durchmessern von Ober- und Unterteil erzeugte eine Kerbwirkung in den Schalen mit entsprechenden Spannungskonzentrationen. Die Erstversuche wurden noch von dieser Arbeit mit dieser Prüfkörperausführung (Nr. 1) durchgeführt.

In der Ausführung Nr. 2 wurden Ober- und Unterteil mit gleichen Durchmessern von 62 mm und mit Höhen von jeweils 33 mm gefertigt. Die Verkleinerung des Oberteildurchmessers bedingte auch einen kleineren Verjüngungsdurchmesser (44 mm). Die Menge der Vorschädigungen in den Prüfschalen ging zwar zurück, jedoch kam es bei höheren Kräften zur Verformung des Prüfkörpers. Bei Belastungen von ca. 110 kN begann sich der Unterteil zu verbiegen.

Die Entwicklung von Prüfkörper Nr. 3 war geleitet von einem besseren Ausgleich der axialen Kontraktion und der Erzeugung von gleichmäßigeren Erstarrungsschalendicken. Da ein Versuch mit Vorspalt unmöglich ist, wurden Feuerfestmatten zwischen Ober- und Unterteil eingearbeitet. Die Dicke des Materials wurde so gewählt, dass die Kompressibilität der Matten den Kontraktionsweg ohne sonderlichen Kraftaufbau schlucken konnte. Für die Erzeugung einer gleichmäßigeren Schale während der Erstarrung, wurde ein Stahlring mit dem Durchmesser von 62 mm und einer Höhe von 20 mm zwischen dem oberen und unteren Teil der Prüfkörpers eingesetzt. Alle anderen geometrischen Abmessungen entsprachen den Körpern der Serie 2. Es wurde festgestellt, dass sich die Qualität der Schale verbessert. Die Problematik der Prüfkörperverformung blieb jedoch erhalten.

Das naheliegende Anliegen für die Änderungen der Prüfkörper Nr. 4 war die Vermeidung von Prüfkörperverformungen. Das zweite Ziel war das Erreichen von noch gleichmäßigeren Schalen während der Erstarrung. Dazu wurde die mittige Stahlhülse auf

zwei Teile aufgeteilt, jede mit einer Höhe von 10 mm. Die Hülsen wurden jeweils an den oberen und unteren Prüfkörpern befestigt. Eine einzelne Feuerfestmatte wurde zwischen den beiden Hülsen angebracht und gleichzeitig wurde der Unterteil um 7 mm vergrößert. Die Ergebnisse zeigten, dass der untere Prüfkörper verformungsfrei blieb und die Schalen in ihrer Stärke gleichmäßiger erstarrten. In der vorliegenden Arbeit wurden die Versuche mit diesem Prüfkörpertyp durchgeführt.

Einige Versuchsergebnisse mit dem Prüfkörper Nr. 4 (nicht dargestellt in dieser Arbeit) haben gezeigt, dass ein Prüfkörper aus Stahl mit einer höheren Fließspannung sinnvoll ist. Für die letzten Versuchsserien kam der Kunststoff - Formenstahl Böhler 310M zum Einsatz. Gleichzeitig wurden die Wandstärken der mittigen Hülsen erhöht und konstruktive Änderungen in der Verbindungsart von Unterteil mit dem Innenstempel durchgeführt. Diese Maßnahmen führten zu einer wesentlich höheren mechanischen Stabilität. Die Geometrie und die Ausführung der Prüfkörper Nr. 4 und 5 wird im **Anhang A** dargestellt. Für die Versuche in dieser Arbeit wurden diese beiden Versionen verwendet.

3.4 Beschreibung des Prinzips des IMC-B Versuchs

Der IMC-B Versuch stellt eine Neuentwicklung dar und unterscheidet sich vom IMC-T Versuch grundsätzlich in der mechanischen Probenbelastungsform (Biegeversuch) und in den verwendeten Proben. Der grundsätzliche Anspruch, eine Analogie zum Strangguss, erforderte die Entwicklung einer Probenherstellung mit einem entsprechenden Kokillenkonzep. Die dendritische Erstarrungsstruktur im Strangguss weist über weite Bereiche, entsprechend der Wärmeentzugsrichtung und den Erstarrungsbedingungen, eine gerichtete dendritische Wachstumsform auf. Schematisch zeigt **Abbildung 3-6 links** die Wachstumsverhältnisse in einer Kokille. Um in einem Kokillenabguss ähnliche geometrische Verhältnisse zu erreichen, sollte die Wärmeabfuhr möglichst eindimensional erfolgen (**Abbildung 3-6 rechts**).

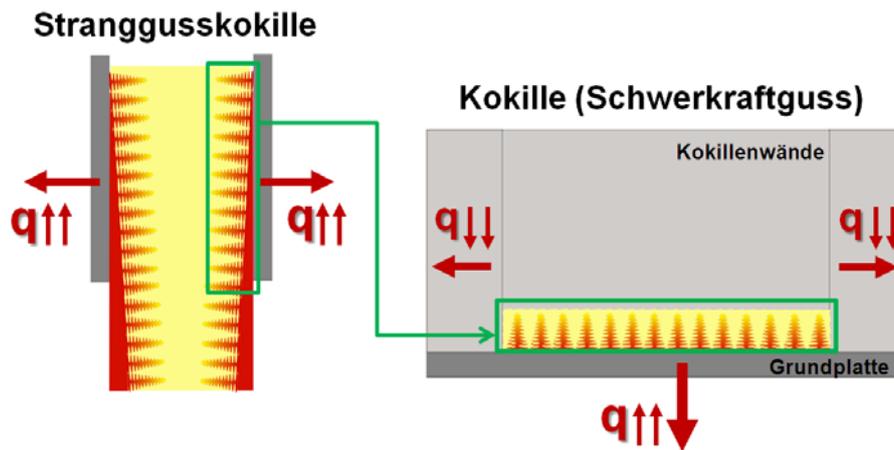


Abbildung 3-6: Erstarrung in einer Stranggusskokille und in der Kokille des Schwerkraftgusses [186]

Zusätzlich sollten die dendritischen Größenparameter und auch die Austenitkorngrößen im vorgegebenen Messbereich von Strangguss liegen. Um diese Anforderungen zu erfüllen ist es notwendig, den Wärmeentzug steuerbar zu machen. Für die Verwirklichung dieser Ziele wurde eine neue Kokille entwickelt. Das Kokillensystem besteht aus einer 30 mm starken Grundplatte aus Stahl und der eigentlichen Kokille. Diese Grundplatte wurde in der Mitte ausgefräst und kann die Kokillengrundplatte zur Gänze aufnehmen. Diese Ausführung gewährleistet einen ausreichenden Wärmeentzug durch die Grundplatte, bei einfacher Manipulation der Gesamtkokille durch Ausführung des Kokillenbodens als leicht wechselbare Einschubplatte. Für die Anpassung des Wärmeentzugs wird diese Einschubplatte mit 0.4 mm Zirkoniumoxid beschichtet (**Abbildung 3-7**). Diese Beschichtungsstärke ermöglicht ähnliche Temperaturverhältnisse wie im Strangguss und daher auch ähnliche Austenitkorngrößen. Auf die Einschubplatte können Leisten mit z.B. Dreiecksquerschnitt montiert werden, welche im Abguss eine Oberflächenstörung erzeugen. Dadurch ist es möglich den Einfluss von Oberflächendefekten auf die Stahlduktilität bzw. die Rissbildung zu untersuchen. Die inneren Kokillenwände werden mit Vakuumpressteilen aus Aluminiumoxid (RATH, Kerform KVS 154) aufgebaut. Diese Platten besitzen eine Stärke von 10 mm und sollen eine seitliche Wärmeabfuhr weitgehend verhindern und werden für diesen Zweck noch mit Bornitrid beschichtet. Die äußeren Kokillenwände werden aus einem Ytong - Stein gefertigt. Die Temperatur während des Versuchs wird mit zwei S-Typ Thermoelementen gemessen. Die Thermoelemente werden in die Kokille so eingebaut, dass sie während der Erstarrung in der Probe verbleiben. Die Kokille besitzt ein spezielles Öffnungssystem, welches eine zügige Manipulation ermöglicht. Das Gesamtsystem von Kokille, Dämmung und Grundplatte wurde kippbar auf einen einfachen Wagen aufgebaut. Das vorgestellte Kokillenkonzzept wurde im Rahmen einer Bachelorarbeit entwickelt [186]. Die für einen

Versuch vorbereitete Anlage mit aufgesetzten Trichter und Positionierung vor dem Induktionsofen, wird in der **Abbildung 3-8** dargestellt.

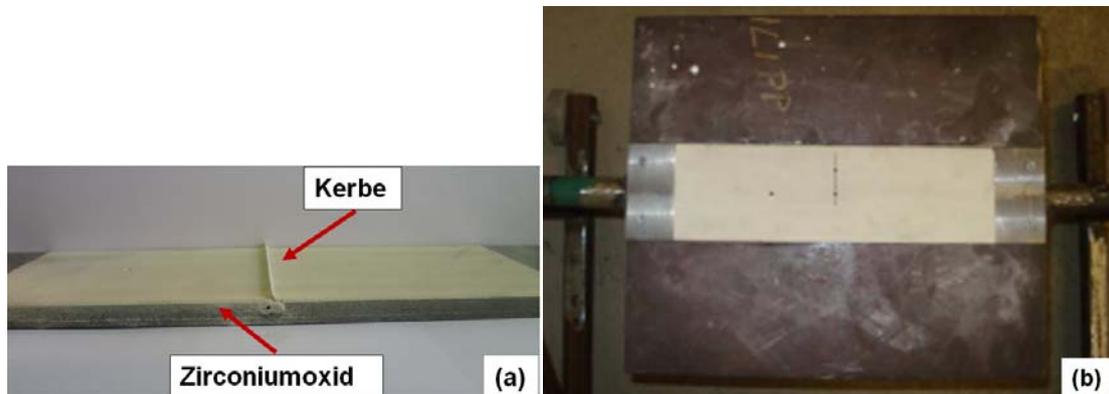


Abbildung 3-7: (a) Beschichtete Einschubplatte mit der Kerbe, (b) Grundplatte mit beschichteter Einschubplatte

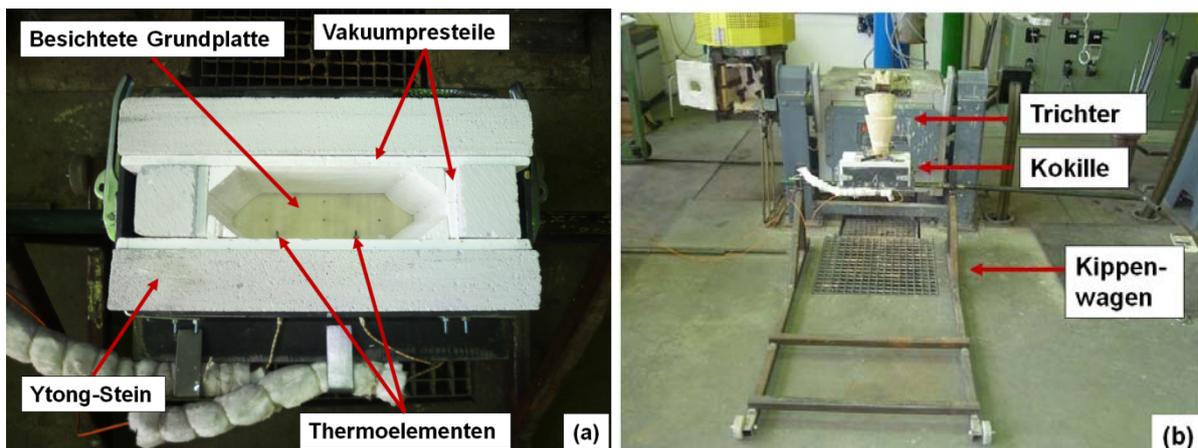


Abbildung 3-8: Anlage zur Probenherstellung: (a) spezielle Kokille, (b) Kokille mit kippbaren Wagen

Der Versuchsablauf beginnt mit dem Abguss des flüssigen Stahls (ca. 17 kg) aus dem Induktionsofen über einen Trichter in die spezielle Kokille (**Abbildung 3-9**). Die Überhitzungstemperatur der Schmelze wird ca. 100 °C höher angesetzt als die errechnete Liquidustemperatur. Der Grund dafür, ist die rasche Abkühlung des freien Gießstrahls. Die Kokille wird bis zu einer Höhe von rund 150 mm befüllt. Nach einer festgelegten Erstarrungszeit wird die Kokille gekippt und die noch flüssige Restschmelze ausgeleert [186]. Die Erstarrungszeit steuert daher direkt die Höhe der Probe. Der Grund für das Entfernen der Restschmelze ist die Vermeidung der Lunkerbildung in den Proben. Nach dem Kippvorgang wird die Probe (250x60xHöhe mm) aus der Kokille entnommen und umgehend in die sogenannte „Thermobox“ transportiert. Diese Vorrichtung ist direkt mit der Apparatur für den 3-Punkt Biegeversuch verbunden (**Abbildung 3-10**) und besteht aus einem

geschlossenen Stahlblechgehäuse mit einer Innenisolierung aus Feuerfestwolle. In der Zugangsklappe befindet sich ein kleines Fenster für die Beobachtung des Biegeversuchs. Zur Verhinderung einer raschen Probenabkühlung werden erhitzte Schamottesteine in die Thermobox gelegt. Diese Maßnahme verzögert zwar die Probenabkühlung, aber eine konstante Versuchstemperatur kann dadurch nicht erzielt werden. Die Temperatur im Thermobox wird mit einem Thermoelement (K-Typ) kontrolliert. Die 3-Punkt Biegeapparatur aus zwei zylindrischen Auflagern und einem zylindrischen Druckstempel mit gleichen Durchmessern von 30 mm. Der Abstand zwischen den Auflagern beträgt je nach Versuchsprogramm, zwischen 110 mm und 130 mm. Die Probe wird so auf die Auflagerzylinder gelegt, dass der Stempel die Probe in Gegenrichtung zum Wachstum der Dendriten verformt (gleich wie bei der Rückbiegung der Bramme in der Rückbiegzone beim Stranggießprozess). Nach der Abkühlung bis zur Versuchsstarttemperatur wird die Probe durch den Druckstempel mit definiertem Weg und Geschwindigkeit gebogen. Die maximale Stempelgeschwindigkeit beträgt 5mm/s und der größtmögliche Weg liegt bei 77 mm. Die Zugspannungen bilden sich während die Verformung an der unteren Probeoberfläche und Druckspannungen an der oberen Probeoberfläche. Nach dem Biegeversuch wird die Probe aus der Thermobox ausgenommen und die weitere Abkühlung erfolgt an der Luft. Die kritischen Dehnungen kann man mit der Hilfe von Abaqus berechnen.



Abbildung 3-9: Durchführung des IMC-B Versuchs

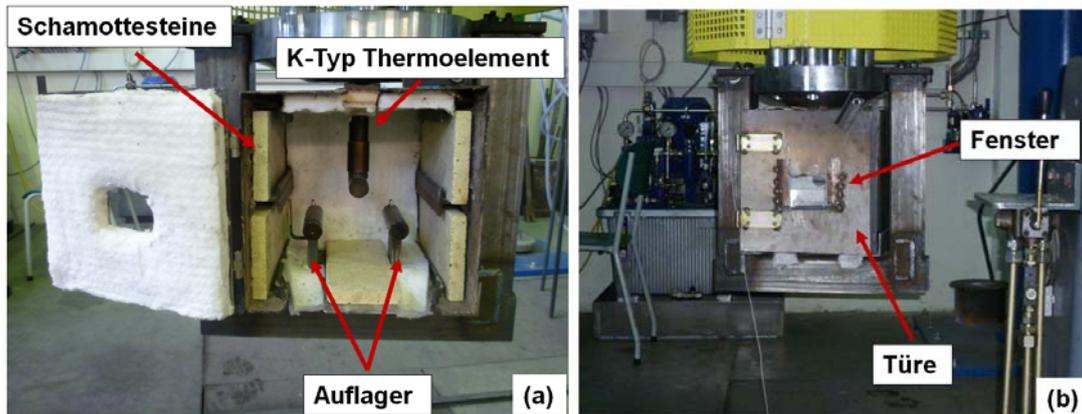


Abbildung 3-10: Aufbau der Thermobox und der 3-Punkt Biegeapparatur

3.5 Beurteilung der Ergebnisse

Für die spezifischen Eigenschaften der Proben werden folgende Parameter verglichen:

IMC-T Versuch

1. Versuchsparameter: Versuchs-Temperatur, kritische Verlängerung, Verformungsgeschwindigkeit.
2. Erstarrungsstruktur.
3. Probengeometrie.
4. Bruchfläche und die Vorschädigungen.
5. Probengefüge.

IMC-B Versuch

1. Versuchsparameter: Versuchstemperatur, Stempelweg, Stempelgeschwindigkeit.
2. Erstarrungsstruktur.
3. Probengeometrie.
4. Risse und Bruchflächen.
5. Probengefüge.

3.6 Metallographische Auswertung der Ergebnisse und benutzte Versuchsmethoden

Die Proben wurden einer umfassenden metallographischen Auswertung unterzogen. Die lichtmikroskopischen Untersuchungen von offenen Rissen (ungeätzte Proben) wurden mit

einem Stereomikroskop durchgeführt. Für die Sichtbarmachung der dendritischen Strukturen im Auflicht, sowie generell für Konzentrationsanreicherungen (Seigerungen) wurden Ätzlösungen auf Pikrinsäure-Basis verwendet. Diese Lösungen entwickeln, neben der Primärstruktur, häufig auch sehr gut die Ferritsäume entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen. Für die Entwicklung des Sekundärgefüges wurde 3%-iges Nital verwendet. Die Bilder der Lichtmikroskopie wurden mit der Bildanalysesoftware Clemex digitalisiert und mit den entsprechenden Software-Routinen bearbeitet und ausgewertet. Die Bestimmung von Austenitkorngrößen wird im Folgenden kurz skizziert. In den vorliegenden Digitalabbildungen werden die Korngrenzen mit der Hand nachgezeichnet, als Orientierung dient der Korngrenzenferrit und bekannte Kornwachstumsformen. Die Software ermöglicht automatisierte Pixelmanipulationen um etwaige Fehler innerhalb des Zeichenvorgangs aufzuzeigen und zu korrigieren. Mit einer entsprechenden Auswerteroutine werden aus den Grenzen die zugehörigen Flächen errechnet und können als Daten-File einer statistischen Beurteilung zugeführt werden. Die einzelnen Schritte zur Auswertung der Austenitkornflächen werden in der **Abbildung 3-11** dargestellt.

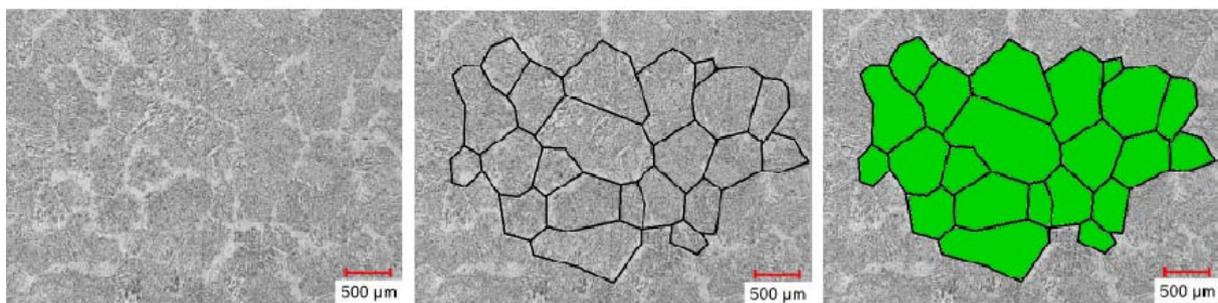


Abbildung 3-11: Graphische Auswertung der Austenitkornflächen [187]

Diese Software wurde auch verwendet für die zahlenmäßige Beurteilung von möglicherweise unterschiedlichen Rissformen innerhalb einer Bruchfläche. Gleichfalls wurden damit auch Rissdimensionen, wie Länge, Breite und Tiefe ausgemessen. Die Unterschiede in den einzelnen Bruchflächen werden mit der Rasterelektronenmikroskopie (Quanta 200 Mk2 FEI Company) mit EDX- Ausstattung (INCA Energy 200 Oxford) untersucht. Dabei wurden die verschiedenen Vergrößerungen eingesetzt um der Bruchfläche besser interpretieren zu können. Die Elementkonzentrationen in der Proben werden mit der Hilfe der Mikrosonde untersucht. Die Phasentransformationen bei verschiedenen Abkühlungsbedingungen wurden mit Hilfe eines Laser-Scanning Confocal Mikroskops (LSCM) untersucht. Für die γ/α Umwandlungstemperaturen wurden dilatometrische Methoden angewandt.

3.7 Software-Einsatz für die Simulation des Materialverhaltens

Die folgenden Programme werden für die Simulation des Materialverhaltens im Rahmen dieser Arbeit verwendet:

- **Abaqus/CAE** (ver. 6.9-1): ist eine Software für eine FEM – Analyse bzw. generell für mathematische Lösungen innerhalb „Computer-Aided Engineering“. Der Hersteller ist die Firma Dassault Systèmes. Dieses Programm wurde zur Simulation der Abkühlungsbedingungen und zur Berechnung der Dehnungen im IMC – T Versuch verwendet.
- **AGG-tool** (ver.1.1): ist ein Programm für die Berechnung von Austenitkorngrößen. Dieses wurde am “Christian Doppler Labor for Metallurgical Fundamentals of Continuous Casting Processes” und am Lehrstuhl für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben entwickelt. Dieses Programm wurde für die Berechnung der Austenitkorngröße an den Schalenoberfläche während der Abkühlung beim IMC – T Versuch verwendet.
- **FactSage**® (ver.6.2.): ist ein modular aufgebautes Programm für thermodynamische Berechnungen. Die Hersteller sind Center for Research in Computational Thermochemistry (CRCT) and GTT – Technologies. Dieses Programm wurde für die Berechnung der Solidustemperatur von Schlacken verwendet.
- **IDS Solidification Analysis Package** (ver.1.3.1): ist ein Programm zur Berechnung von Erstarrungs- und Umwandlungsvorgängen bei vorgegebenen Kühlraten. Der Hersteller ist das Labor für Metallurgie an den TU Helsinki. Mit dieser Software wurden thermo-physikalische Stahldaten errechnet, welche für die Abaqus-Simulationen notwendig sind.
- **JMat-Pro** (ver.3.0): ist ein Programm zur Berechnung der temperaturabhängige Werkstoffeigenschaften, ZTU – Schaubilder, Härtemessung usw. Dieses Programm wurde hier zur Berechnung der mechanischen Eigenschaften der Stähle benutzt.
- **MatCalc** (ver.5.44): ist ein modular aufgebautes Programm für thermodynamische Simulationen. Er ermöglicht u.a. die Berechnung von zeitabhängigen Ausscheidungsvorgängen. Das Programm wird gegenwärtig am Institut für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie der TU Wien weiter entwickelt. Die Berechnung der Ausscheidungsvorgänge während der Probenabkühlung wurde mit dieser Software durchgeführt.

4 Experimentelle Arbeiten

Im Rahmen dieser Arbeit werden die wichtigsten Ergebnisse der entwickelten Versuchsmethoden dargestellt. Die Ergebnisse der IMC-T und IMC-B Methoden werden getrennt analysiert und am Ende der Arbeit verglichen. In **Tabelle 4-1** und **Tabelle 4-2** werden die Versuchsserien der IMC-T und IMC-B Methode mit den jeweiligen Zielen dargestellt.

Bezeichnung	Versuchsmenge	Ziel
Serie A	2	<ul style="list-style-type: none"> • Bestimmung des Ausgangszustands der Schale vor dem Versuch.
Serie B	3	<ul style="list-style-type: none"> • Messung der kritischen Verlängerung. • Bestimmung der Versuchsreproduzierbarkeit.
Serie C	11	<ul style="list-style-type: none"> • Experimentelle Versuchsserie mit unterschiedlichen Prüfkörpern. • Metallographische Untersuchung der Schalengefüge. • Optische Untersuchung der Gefügeentwicklung während der Abkühlung. • Untersuchung der γ/α Umwandlung.

Tabelle 4-1: Die Versuchsserien und ihre Ziele bei der IMC-T Methode

Bezeichnung	Versuchsmenge	Ziel
Serie E	1	<ul style="list-style-type: none"> Analyse einer nicht verformten Probenschale Metallografische Untersuchung der Primärstruktur.
Serie F	1	<ul style="list-style-type: none"> Metallografische Untersuchung der interkristallinen Risse bei Stählen mit leicht erhöhtem Nb-Gehalt.
Serie G	1	<ul style="list-style-type: none"> Ziele der Serie F und Temperaturmessung
Serie H	4	<ul style="list-style-type: none"> Prüfung der Reproduzierbarkeit und Flexibilität des Versuchs
Serie I	7	<ul style="list-style-type: none"> Vorstellung der Problematik der Temperaurmessung.
Serie J	1	<ul style="list-style-type: none"> Herstellung der „as cast“ Probe mit Kerben.
Serie K	2	<ul style="list-style-type: none"> Biegeversuche mit „as cast“ Proben

Tabelle 4-2: Die Versuchsserien und ihre Ziele bei der IMC-B Methode

4.1 Ergebnisse der IMC-T Versuche

Im Rahmen dieses Kapitels werden die wichtigsten Ergebnisse und die jeweiligen Versuchsserien, der weiterentwickelten IMC-T Methode, dargestellt. Am Beginn stand die Beurteilung des Ausgangszustands der Schalen vor den Versuchen und es wurden dazu zwei „no load“ Versuche durchgeführt. Die Informationen über Vorschädigungen, Poren, Heißrisse und Heißrisseigerungen dienen auch für ein besseres Verständnis der Bruchmechanismen infolge einer Verformung. Es wurde auch grundsätzlich überprüft, ob man mit der neuen IMC-T Methode reproduzierbare Ergebnisse erzielen kann. Es wird dabei nachgewiesen, dass die Angabe einer kritischen Verlängerung eine sinnvolle Beschreibung der Rissanfälligkeit innerhalb der neuen Methode ist. Weiter wurden zwei Versuchsserien mit Prüfkörpern aus verschiedenen Stahlsorten und mit unterschiedlicher Geometrie durchgeführt. Für diese Versuchsserien wurde niedrig legierter Stahl mit 0.18 % C verwendet. Es wurde eine intensive metallographische Auswertung der Ergebnisse durchgeführt. Im Rahmen die Entwicklung der IMC-T Methode wurden insgesamt 15 Versuche durchgeführt. Die Schmelze Nr. 1 – 2 wurden für die Prüfung des Ausgangszustands der Schalen vor einer Verformung benutzt (Serie A). Die Schmelzen Nr. 3 - 5 der Serie B wurden für die Prüfung der Versuchsreproduzierbarkeit verwendet. Die Schmelzen Nr. 3, 6 - 11 und 12 - 15 wurden für die Durchführung der Versuche der Serie C benutzt.

4.1.1 Serie A

Das Ziel der Serie A ist die Bestimmung des Ausgangszustandes der Schalen vor den Zugversuchen. Im Rahmen dieser Serie wurden zwei Versuche (Prüfkörpergeometrie Nr. 4) durchgeführt. Für den ersten Versuch wurde 15 s Haltezeit in der Schmelze festgelegt, dieser Wert wurde für den zweiten Versuch auf 6 s reduziert. Die Zusammensetzung der Schmelzen beinhaltet die **Tabelle 4-3**.

Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
1	0.170	0.185	0.758	0.00380	0.00610	0.0187	0.00651	0.0221	0.0343
2	0.183	0.207	0.784	0.00378	0.00385	0.0175	<0.0050	0.0218	0.0344
	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Sn	Fe	
1	<0.0100	0.0166	0.00270	<0.00100	0.00265	<0.0100	0.00312	Rest	
2	<0.0100	0.0215	0.00202	<0.00100	0.00196	<0.0100	0.00203	Rest	

Tabelle 4-3: Chemische Zusammensetzung der Schmelzen aus der Serie A, in Masse-%

Nach dem Austauschen der Prüfkörper wurden die Prüfkörper von der Anlage entfernt und an Luft bis Raumtemperatur abgekühlt. In weiterer Folge wurden die Prüfkörper mit den aufgestarteten Schalen in Teile zerschnitten und Schliffproben hergestellt. Die Ergebnisse von ungeätzten und geätzten (Pikrinsäure-Lösungen) Schliffproben beider Versuche sind in **Abbildung 4-1** und **Abbildung 4-2** dargestellt. Die Auswertung der Schliffbilder ergab für beide Versuche eine bestimmte Anzahl von sehr feinen Fehlern. Zu diesen gehören hauptsächlich Poren und offene/geschlossene Heißrisseigerungen. Die Poren sind in gleichmäßiger Verteilung auf der ganzen Schale zu finden. Für die mittlere Porengröße wurde ein Wert von 8 µm ausgemessen. In den Schalen sind auch Heißrisseigerungen und offene Heißrisse vorhanden, letztere sind häufiger in den äußeren Schalenbereichen auffindbar. Die Heißrisseigerungen auf der Innenseite (Versuch Nr. 1) bilden sich in der Umgebung der eingelegten Feuerfestmatte. Im Bereich der Matte wird der Wärmefluss von Schmelze zu Prüfkörper herab gesetzt. Dieser Umstand führt zu einer lokalen Änderung in der Erstarrungsstruktur bzw. zu Oberflächendefekten welche eine Kerbwirkung erzeugen können. Diese „Kerben“ erleichtern die Bildung von Heißrisseigerungen während der Erstarrung. Dieser Effekt verstärkt sich, wenn sich die Durchmesser von Prüfkörper und Feuerfestmatte leicht unterscheiden. Man kann diese Kerbe in der Schale bei der Serien B und C (Versuche Nr. 1 – 7) sehen. Derartige Kerben werden ebenfalls als Vorschädigung der Schalen betrachtet. Der Versuch Nr. 2 der Serie B zeigt dagegen keine Kerbe in der Schalenoberfläche. Der Grund dafür ist der gleiche Durchmesser des Feuerfestmaterials und der beiden Teilen der Prüfkörper. Die Spannungen werden außerhalb dieses Bereichs konzentriert. In den Versuchen der Serie C (Versuche Nr. 8 – 11) gibt es keine Kerben in den Schalen. Die Erfahrungen aus weiteren in dieser Arbeit dargestellten Versuchsserien zeigen, dass die oben beschriebenen Fehler keinen großen Einfluss auf die Messung der kritischen

Parameter zur Rissbildung haben. Aufgrund des Auftretens dieser Fehler sind die Materialbedingungen noch ähnlicher zu den Bedingungen an der Halbzeugoberfläche beim Stranggießprozess. Die beiden untersuchten Proben zeigen des Weiteren eine gerichtete Erstarrungsstruktur wie sie auch, in weiten Bereichen, bei Proben aus dem Stranggießprozess zu finden sind.

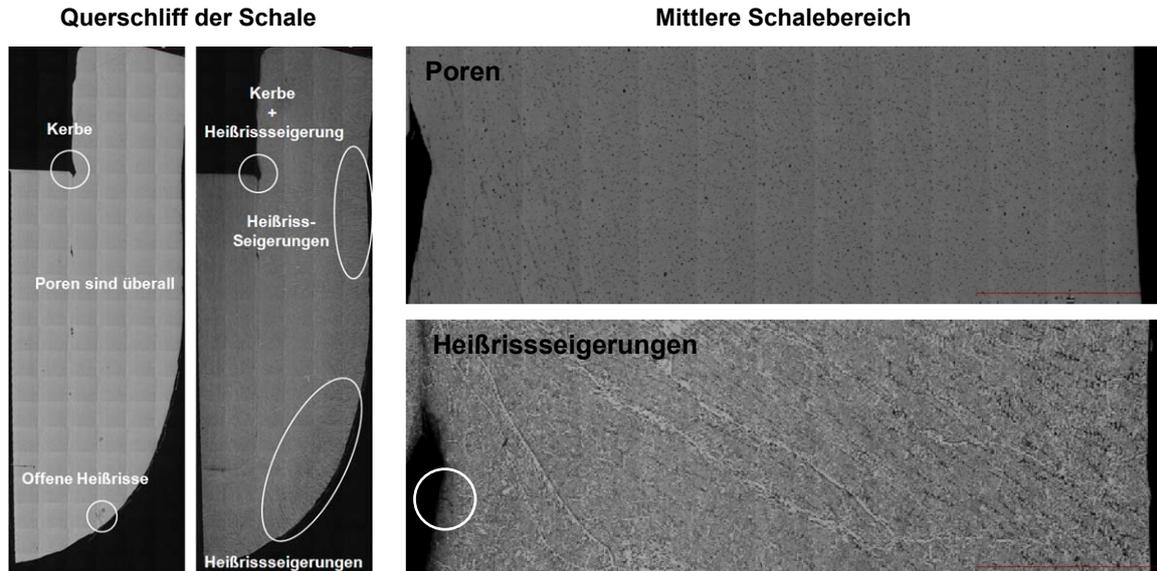


Abbildung 4-1: Schalenzustand, „no load“ Versuch, Schmelze Nr. 1

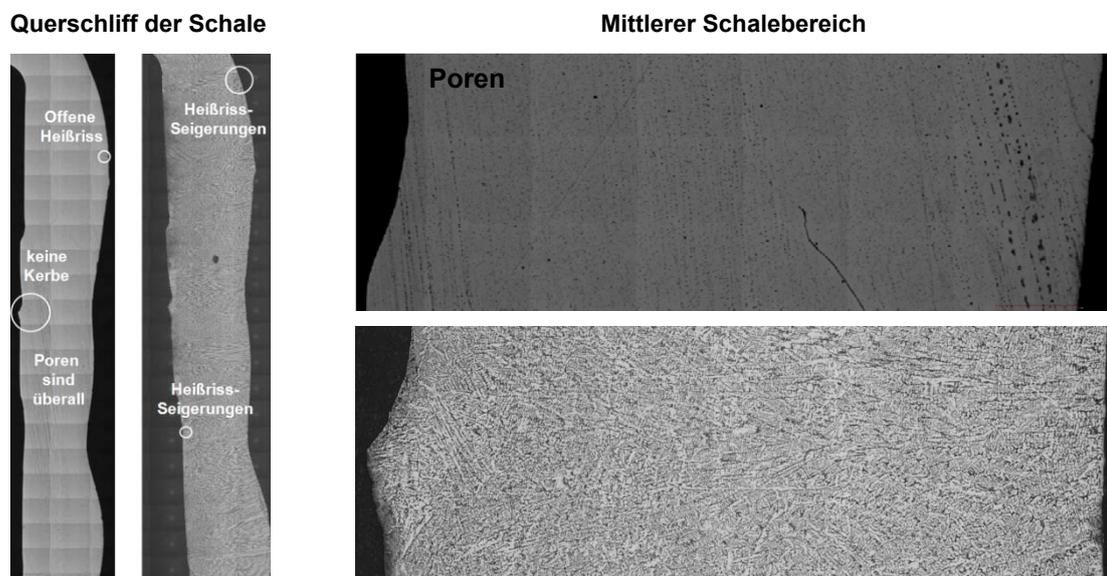


Abbildung 4-2: Schalenzustand, „no load“ Versuch, Schmelze Nr. 2

Erkenntnisse aus der Serie A:

- Poren, Heißrisseigerungen und die offene Heißrisse bilden sich in den Schalen während der Erstarrung und zählen zu den Vorschädigungen im Probenmaterial.
- Eine mangelhafte Ausführung der Feuerfestmatte kann eine Kerbwirkung verursachen.

- Die Erstarrung der Schalen erfolgt gerichtet.

4.1.2 Serie B

Ziel der Serie B war es „kritische Verlängerungen“ bei konstanten Temperaturen zu messen und diese Werte hinsichtlich ihrer Aussagekraft für eine Rissanfälligkeit zu hinterfragen. Weiters sollte die Reproduzierbarkeit der Abkühlungsbedingungen in der Schale beurteilt werden.

4.1.2.1 Messung der kritischen Verlängerung

In dieser Serie wurden, mit der Prüfkörpergeometrie Nr. 4, drei Versuche durchgeführt. Im Interesse der Versuchsziele wurden die Versuchsbedingungen möglichst konstant gehalten. Die Tauchtemperaturen wurden, mit 30 °C über den errechneten Liquidustemperaturen, auf rund 1550 °C estgesetzt. Die chemischen Zusammensetzungen der Schmelzen, aufgelistet in der **Tabelle 4-4**, zeigen nur geringfügige Abweichungen untereinander.

Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
1	0.175	0.176	0.757	0.00374	0.00590	0.0190	0.00662	0.0214	0.0340
2	0.180	0.201	0.795	0.00394	0.00613	0.0191	0.00717	0.0208	0.0367
3	0.174	0.197	0.757	0.00375	0.00604	0.0193	0.00683	0.0215	0.0372
	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Sn	Fe	
1	<0.0100	0.0171	0.00261	<0.00100	0.00185	0.0104	0.00272	Rest	
2	<0.0100	0.0172	0.00266	<0.00100	0.00201	<0.0100	0.00298	Rest	
3	<0.0100	0.0188	0.00212	<0.00100	0.00161	0.0127	0.00317	Rest	

Tabelle 4-4: Chemische Zusammensetzung der Schmelzen aus der Serie B, in Masse-%

Weitere Detailinformationen zu den Versuchen sind in der **Tabelle 4-5** dargestellt.

Versuch Nr.	1	2	3
Temperatur der Schmelze [°C]	1550	1550	1550
Erstarrungszeit [s]	6	6	6
Verformungsrate [mm/s]	0.35	0.35	0.35
Start-Temperatur [°C]	675	675	679
Verformungsweg [mm]	10	4.1	2.2

Tabelle 4-5: Versuchsparameter der Serie B

Der hohe Verformungsweg von 10 mm im ersten Versuch führte zu massiven Rissen in der Schale. Entsprechend der Definition der kritischen Verlängerung wurde ein Wert von 3.7 mm gemessen bzw. errechnet. Im Sinne der Reproduzierbarkeit dieses Kennwertes wurde der Verformungsweg für den zweiten Versuch auf diesen Wert reduziert. Aufgrund der Steuerungsungenauigkeit der IMC-T Anlage wurde ein Verformungsweg von 4.1 mm

verfahren. Auch bei dieser Probe wurden Risse an der Schalenoberfläche gefunden. Für den 3ten Versuch wurde der Verformungsweg auf 2.2 mm herab gesetzt und die Schliffauswertung zeigt keine makroskopischen Risse und auch keine offenen Heißrisse. Die Kraft-Verlängerungs Kurven der drei Versuche sind in **Abbildung 4-3** dargestellt. Die Verläufe zeigen, dass die kritische Verlängerung der Versuche 1 und 2 ähnlich sind und der Verlauf in Versuch 3 erwartungsgemäß keine Maximalkraft mit anschließendem Abfall ausweist. Die metallographischen Auswertungen (**Abbildung 4-4**) von Schliffproben zeigen Heißrisseigerungen im Bereich der Feuerfestmatte. Diese Ergebnisse zeigen, dass die Verwendung der kritischen Verlängerung als Kennzahl zur Untersuchung der Rissanfälligkeit des Stahl beim IMC – T Versuch gerechtfertigt ist.

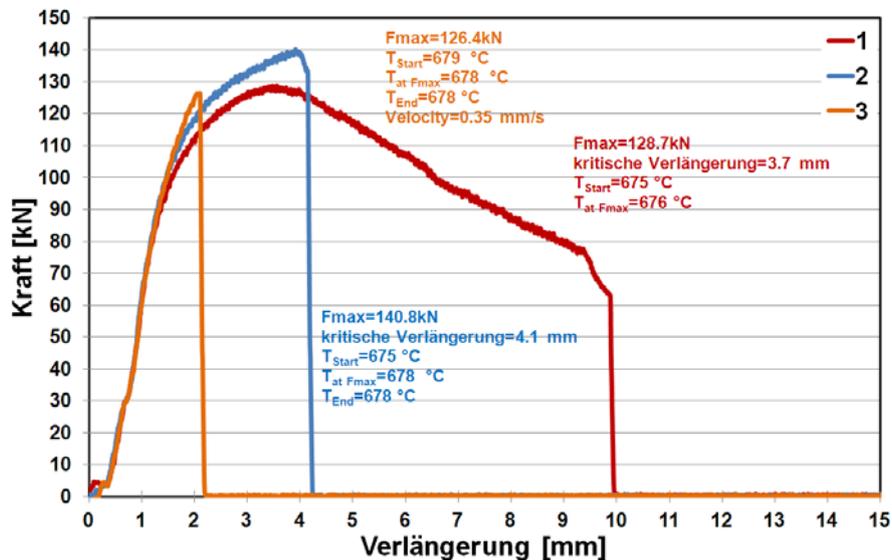


Abbildung 4-3: Kraft-Verlängerungs-Kurven, Serie B

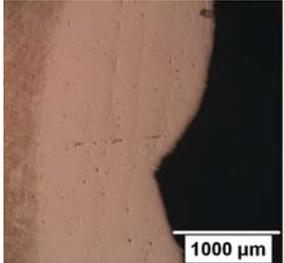
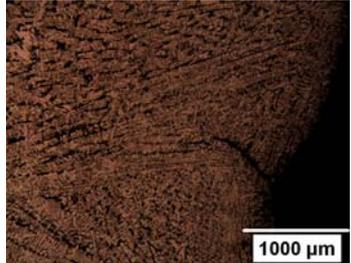
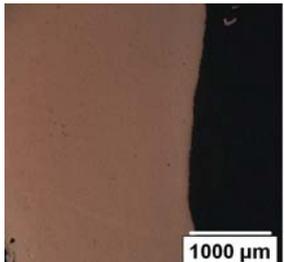
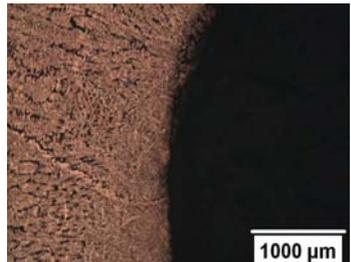
Versuch Nr.	Prüfkörper	ungeätzt	geätzt mit Pikrin
1			
2			
3			

Abbildung 4-4: Metallographische Auswertung, Serie B

4.1.2.2 Prüfung der Reproduzierbarkeit der Abkühlungsbedingungen

Die gemessenen Temperaturverläufe der Versuche, dargestellt in **Abbildung 4-5**, sind im zeitlichen Verlauf ähnlich. Die Temperatur beim ersten Kontakt des Thermoelements mit dem flüssigen Stahl betrug ca. 1500 °C und war um 50 °C niedriger als die Temperatur der Schmelze. Der Grund für diesen Temperaturunterschied ist die Ausbildung eines Wärmeübergangswiderstands zwischen Thermoelementkopf und Schmelze bzw. erstarrter Schale. Die Abkühlrate ist innerhalb der ersten 40 s hoch und verflacht unter 800°C deutlich, aufgrund der geringeren Temperaturstrahlung. Die Temperaturunterschiede zu Versuchsbeginn (**Tabelle 4-5**) betragen nur 4°C und verringern sich im weiteren Verlauf. Aus diesem Grund kann man sagen, dass die neue Versuchsmethode für idente Versuchsbedingungen reproduzierbare Temperaturverläufe gewährleistet.

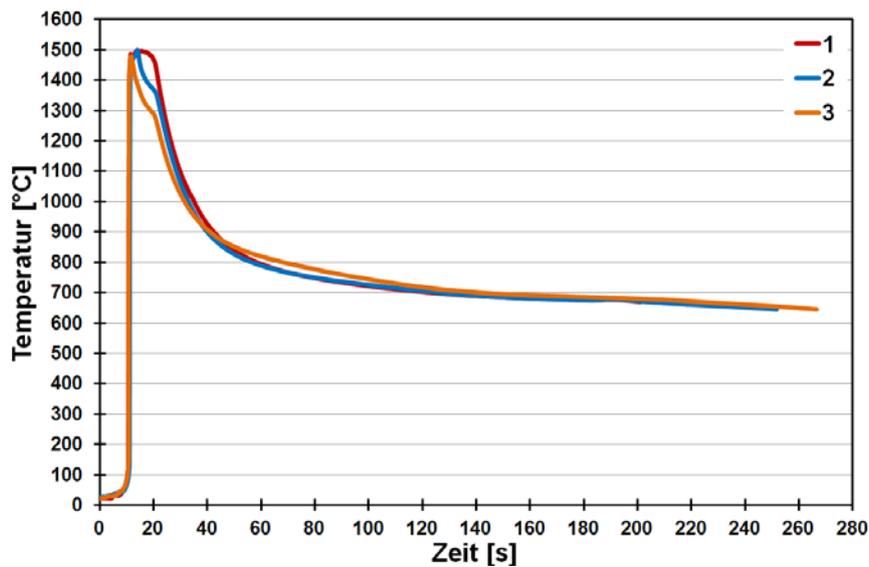


Abbildung 4-5: Temperaturverlauf bei der Schalenabkühlung aus den Schmelzen der Serie B

Zusammenfassung der Serie B:

- Die kritische Verlängerung erscheint als sinnvolle Kennzahl für die Beschreibung der Rissanfälligkeit bei der IMC-T Methode.
- Die IMC-T Methode gewährleistet reproduzierbare Temperaturbedingungen.

4.1.3 Serie C

Ein Ziel dieser Serie war die Messung von kritischen Verlängerungen in Abhängigkeit von der Temperatur. Die Stahlzusammensetzungen entsprechen jenen der Versuchsserien A und B. Ein weiteres Ziel war eine umfassende metallographische Untersuchung der Schalen. Dazu wurden zunächst Schiffe aus den jeweiligen Schalenoberflächen hergestellt, geätzt und mittels Lichtmikroskop untersucht. Für die Beurteilung, ob eine dynamische Rekristallisation möglich ist, wurde ein theoretisches Modell angewendet. Eine notwendige Eingangsgröße für diese Berechnung ist die Kenntnis einer mittleren Austenitkorngröße. Innerhalb der Metallographie wurde der Versuch unternommen, diese Korngrößen auszumessen. Aufgrund von größeren Unsicherheiten in der Erkennbarkeit der Austenitkörner wurden die Messergebnisse durch Berechnungen ersetzt und in ihrer Größe mit Literaturergebnissen verglichen. Die Gefügeentwicklung und die γ/α Umwandlungstemperaturen wurden mit der Hilfe eines LSCM und Dilatometer untersucht. Die Ergebnisse der angewandten Methoden waren u.a. auch wichtig für den angestrebten Vergleich von Versuch und Strangguss. Weitere Ziele waren Analyse der Bruchflächenanalysen und die Identifizierung der Bruchmechanismen in der Schale,

während der Verformung bei unterschiedlichen Temperaturen. Im Rahmen dieser Versuchsserie wurden 11 IMC-T Versuchen durchgeführt.

4.1.3.1 Versuchsrandbedingungen

Die chemische Zusammensetzung der Schmelzen der Serie C ist in der **Tabelle 4-6** dargestellt.

Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
1	0.184	0.240	0.810	0.00882	0.00674	0.0592	<0.00500	0.0280	0.0423
2	0.187	0.240	0.790	0.00855	0.00648	0.0430	<0.00500	0.0292	0.0391
3	0.183	0.251	0.816	0.00882	0.00680	0.0598	<0.00500	0.0281	0.0445
4	0.180	0.209	0.805	0.00886	0.00675	0.0584	<0.00500	0.0288	0.0174
5	0.179	0.234	0.833	0.00949	0.00749	0.0645	<0.00500	0.0310	0.0437
6	0.179	0.208	0.838	0.00859	0.00665	0.0577	<0.00500	0.0281	0.0338
7	0.175	0.176	0.757	0.00374	0.00590	0.0190	0.00662	0.0214	0.0340
8	0.180	0.219	0.786	0.00861	0.00813	0.0285	<0.00500	0.0244	0.0524
9	0.181	0.203	0.801	0.00857	0.00695	0.0298	<0.00500	0.0229	0.0451
10	0.178	0.221	0.820	0.00873	0.00829	0.0289	<0.00500	0.0239	0.0469
11	0.184	0.210	0.800	0.00869	0.00712	0.0294	<0.00500	0.0239	0.0469
	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Sn	N	Fe
1	<0.0100	0.0681	0.00275	<0.00100	0.00406	<0.0100	0.00675	0.005857	Rest
2	<0.0100	0.0725	0.00339	<0.00100	0.00421	<0.0100	0.00647	0.006426	Rest
3	<0.0100	0.0692	0.00261	<0.00100	0.00451	<0.0100	0.00673	0.007678	Rest
4	<0.0100	0.0694	0.00283	<0.00100	0.00543	<0.0100	0.00694	0.008049	Rest
5	<0.0100	0.0702	0.00302	<0.00100	0.00562	<0.0100	0.00706	0.009688	Rest
6	<0.0100	0.0688	0.00258	<0.00100	0.00510	<0.0100	0.00679	0.008051	Rest
7	<0.0100	0.0171	0.00261	<0.00100	0.00185	0.0104	0.00272	0.003335	Rest
8	<0.0100	0.0741	0.00244	<0.00100	0.00330	0.0140	0.00631	0.006124	Rest
9	<0.0100	0.0727	0.00295	<0.00100	0.00334	0.0114	0.00644	0.006451	Rest
10	<0.0100	0.0751	0.00244	<0.00100	0.00383	<0.0100	0.00727	0.007421	Rest
11	<0.0100	0.0733	0.00260	<0.00100	0.00303	0.0134	0.00658	0.007111	Rest

Tabelle 4-6: Chemische Zusammensetzung der Schmelzen der Serie C, in Masse-%

Die Detailinformationen über jeden Versuch beinhaltet **Tabelle 4-7**. Die Versuche Nr. 1 - 7 wurden mit dem Prüfkörper Nr. 4 (**Abbildung 3-5**) durchgeführt und für die Versuche Nr. 8 - 11 wurden Körper mit der Geometrie Nr. 5 verwendet.

Versuch Nr.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Erstarrungszeit [s]	6	6	6	6	6	6	6	7	7	7	7
Verformungsrate [mm/s]	0.33	0.33	0.33	0.33	0.33	0.33	0.35	0.35	0.35	0.35	0.35
Starttemperatur [°C]	1133	876	776	727	723	676	675	874	876	799	774
Verformungsweg [mm]	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10

Tabelle 4-7: Detailinformationen der Versuche aus der Serie C

4.1.3.2 Ergebnisse und Diskussion

Die Schalen der IMC-T Versuche werden in der **Abbildung 4-6** präsentiert.

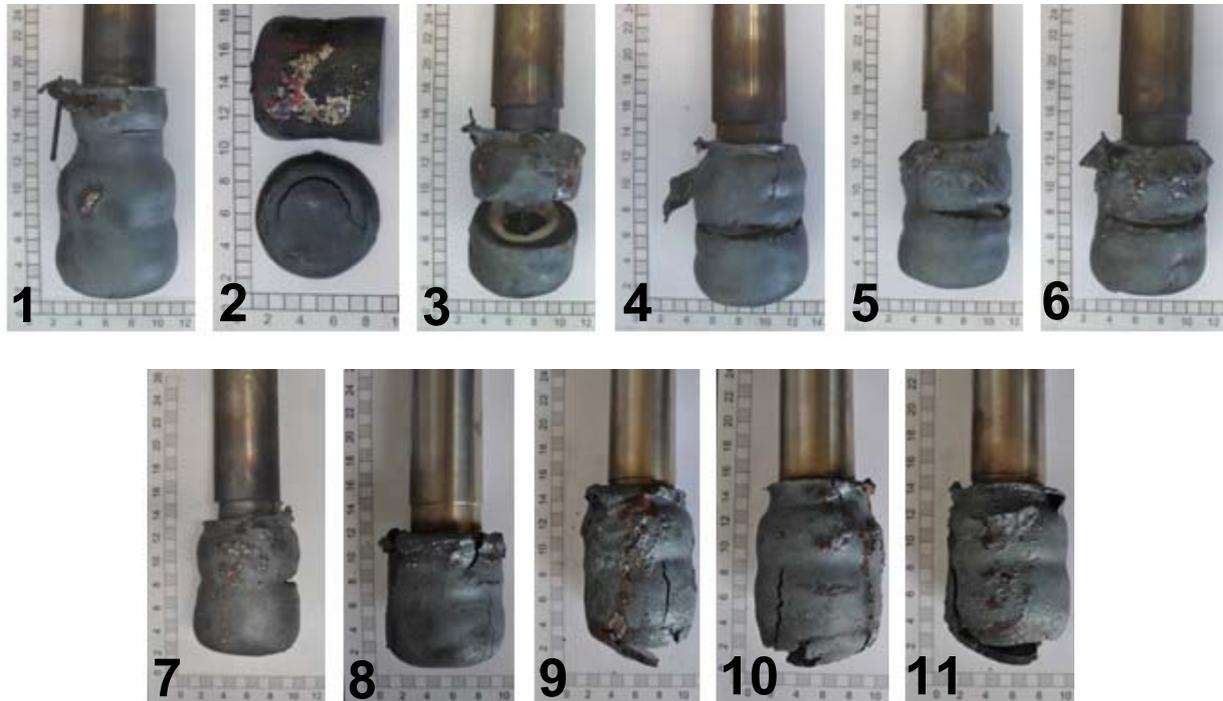


Abbildung 4-6: Pröfkörper mit den erstarrten Schalen nach den IMC-T Versuchen

Die Schalen zeigen vergleichbare Dicken und die ausgemessenen Unterschiede betragen maximal 1.5 mm. Das Rissaufreten konzentriert sich bei den Versuchen Nr. 1 - 7 im Mittelbereich der Pröfkörper, hingegen wurde bei den Versuchen Nr. 8 – 11 eine Häufung in den oberen und unteren Bereichen festgestellt. Der Grund für diese differierenden Entstehungspositionen liegt in der Verwendung zweier unterschiedlicher Materialien für den Pröfkörper. Die Pröfkörper bei den Versuchen Nr. 8-11 wurden mit dem Kunststoffformenstahl Böhler 310M (0.38 % C, 0,17 % Si, 0,45 % Mn, 14.25 % Cr, 0.20 % V) hergestellt. Im Gegensatz dazu, wurden die Versuche Nr. 1-7 mit Pröfkörper aus Kohlenstoffstahl (0.188 % C, 0.266 % Si, 1.34 % Mn, 0.0575 % Cr) durchgeführt. Der hohe Chromgehalt im Kunststoffformenstahl verursacht eine niedrigere Wärme- und auch Temperaturleitfähigkeit im Vergleich zum Kohlenstoffstahl der Versuche 1 - 7. Eine niedrigere Wärmeleitfähigkeit bedeutet einen geringeren Wärmetzug aus der Schmelze und damit einhergehend, einen geringeren Abfall der Temperaturen in Richtung der Grenzfläche von erstarrender Schale und Pröfkörper. Dieser Umstand würde zu geringeren Erstarrungskontraktionen führen d.h. die Schalen „verschweißen“ im geringeren Maße mit den Pröfkörpern. Eine geringere Wärmeaufnahme der Pröfkörper führt vermutlich auch zu geringeren Eigenausdehnungen, respektive zu geringeren Schrumpfspannungen in den Erstarrungsschalen. Das verursacht

die Schalenverformung im unteren Bereich statt die Verformung im mittleren Bereich der Schalen. Weiters ist der Kerbeinfluss im Bereich der eingelegten Feuerfestmatte auf die Spannungskonzentration wesentlich. Die Schalen der Versuche Nr. 1 - 7 zeigen Kerben im mittleren Bereich und es ist davon auszugehen, dass diese Kerben eine Spannungskonzentration bewirken. Der Einsatz einer anderen Stahlsorte für den Prüfkörper bei den Versuchen Nr. 8 – 11 trägt zum langsamen Schalenwachstum im Vergleich zu den Versuchen Nr. 1 – 7 bei. Aus diesem Grund wurde die Erstarrungszeit in den Versuchen Nr. 8 – 11 um 1 s auf 7 s (**Tabelle 4-7**) vergrößert. Das soll eine Schale mit vergleichbarer Dicke beim jeden Versuch garantiert.

Die höchste Duktilität, innerhalb der Versuchsreihe, wird im Versuch Nr. 1 festgestellt. In dieser Schale wurde nur ein kleiner makroskopischer Riss an der Schalenoberfläche gefunden (**Abbildung 4-7**). In den anderen Schalen sind massive Risse gut sichtbar, wobei anzumerken ist, dass entsprechend **Abbildung 4-6** die Risse nicht über den ganzen Umfang gehen.

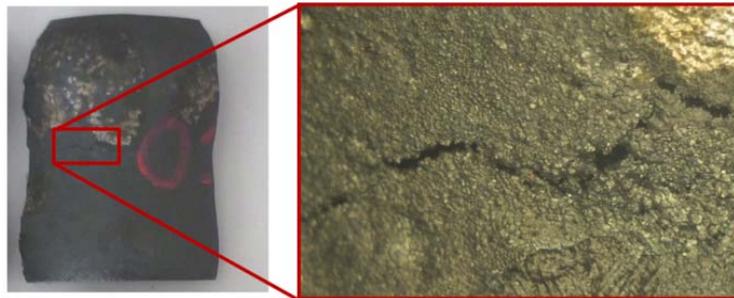


Abbildung 4-7: Kleine Riss an der Schalenoberfläche, Versuch Nr. 1

Die Abkühlungsbedingungen waren nicht für jeden Versuch gleich. Es ergeben sich aber Unterschiede in den gemessenen Temperaturverläufen je nach Prüfkörpermaterial. Die Temperaturverläufe bei den einzelnen Versuchen werden in der **Abbildung 4-8** dargestellt. Die Versuche mit dem Prüfkörper aus dem Kunststoffformenstahl zeigen eine langsamere Abkühlung. Es ist ersichtlich, dass die Temperaturaufzeichnung im Versuch Nr. 1 nur kurze Zeit funktionierte. Für die nachfolgende Auswertung dieses Versuches wurden die Temperaturverhältnisse (Starttemperatur und Temperatur bei F_{\max}) von Versuch Nr. 2 heran gezogen.

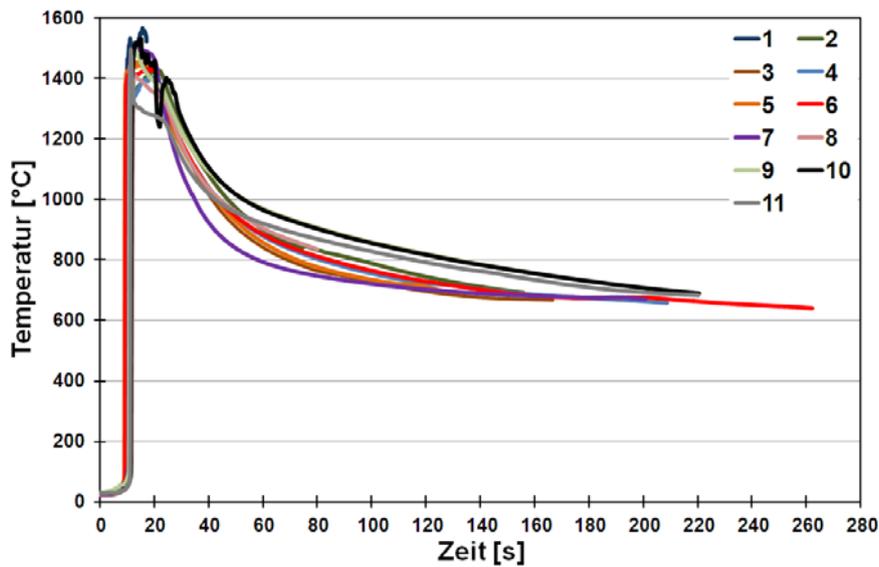


Abbildung 4-8: Temperatur-Zeit Kurven für die Versuche der Serie C

Eine Zusammenfassung der gemessenen Kraftkurven über die Verlängerung beinhaltet **Abbildung 4-9.**

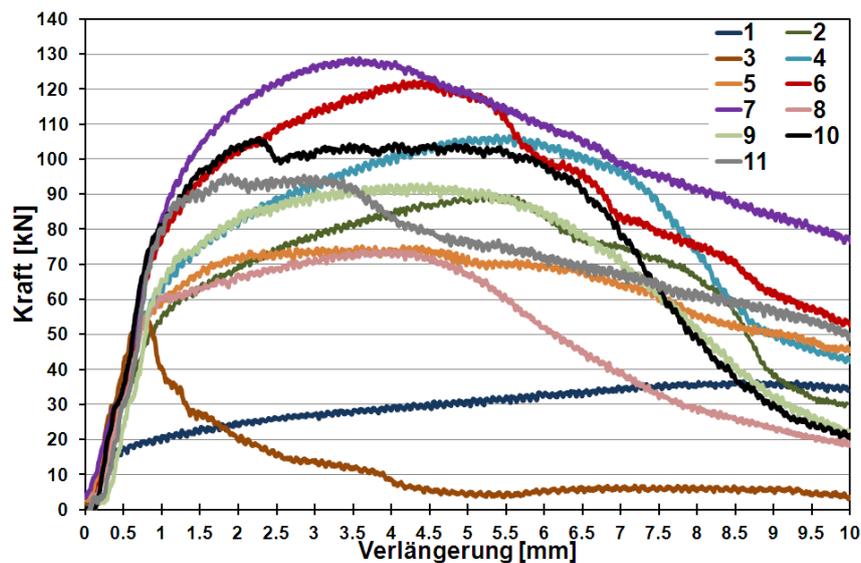


Abbildung 4-9: Kraft-Verlängerungs- Kurven für die Versuche der Serie C

Das Experiment beginnt bei 1133 °C, einer Temperatur, wo der Stahl sehr gute Duktilität zeigt. Die maximale Kraft beträgt 36 kN betragen. Die kritische Verlängerung wäre in diesen Versuch größer als der maximal mögliche Verformungsweg der Anlage von 10 mm. Im Vergleich dazu zeigt der Versuch Nr. 3 das schlechteste Verhalten. Der Kraft fällt plötzlich, nach nur 0.8 mm Verlängerung ab. Die Ergebnisse der Versuche bei tieferen Temperaturen (unter 676 °C, Versuch Nr. 6 und 7) zeigen eine gute Übereinstimmung. Die maximalen Kräfte bei diesen Versuchen betragen 122 kN und 128.7 kN bei kritischen Verlängerungen

von 4.4 und 3.6 mm. Die Ergebnisse aus der Serie C sind in der **Tabelle 4-8** zusammengefasst. Die maximale gemessene Zugkraft lag zwischen 36 kN und 128.7 kN. Aufgrund des stetigen Temperaturabfalls während des Versuchs wurden in die **Tabelle 4-8** die Temperaturen bei der maximalen Kraft (T_{Max}) und die Temperatur am Versuchsende (T_{End}) eingetragen.

Nr.	F_{max} [kN]	T_{Max} [°C]	T_{End} [°C]	Kritische Verlängerung [mm]
1	36	883	843	größer als 10.0
2	90	833	777	5.2
3	55	765	701	0.8
4	106	713	688	5.4
5	75	712	672	4.2
6	122	675	669	4.4
7	128.7	676	-	3.6
8	93	848	817	4.1
9	73.7	838	-	3.5
10	106	787	754	1.2
11	96	766	733	1.3

Tabelle 4-8: Zusammenfassung der Ergebnisse aus der Versuchsserie C

Die kritische Verlängerung wurden in der **Abbildung 4-10** dargestellt.

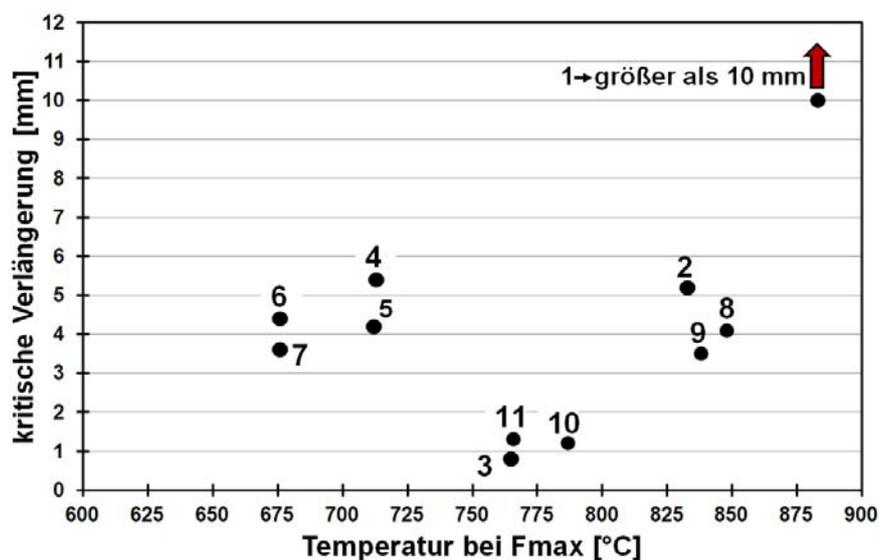


Abbildung 4-10: Kritische Verlängerung und LWB - Diagramm

Der untersuchte Stahl ist zwischen 1133 °C und 883 °C (Versuch Nr. 1) unempfindlich für die Rissbildung. Die kritische Verlängerung ist größer als die maximal aufgebrachte Verlängerung (10 mm). Die kritische Verlängerung bei den niedrigeren Temperaturen im Versuch Nr. 2 sinkt auf 5.2 mm. Die kritische Verlängerung für den Versuch Nr. 9 (Prüfkörper

aus Kunststoffformenstahl) liegt in diesen Temperaturbereich bei 4.1 mm. Die niedrigste kritische Verlängerung von 0.8 mm wurde beim Versuch Nr. 3 gefunden. Nach der weiteren Abkühlung steigt wieder die kritische Verlängerung bis zu 5.4 mm (Versuch Nr. 4). Die kritischen Verlängerungswerte für die Versuche Nr. 4 und 5 und 6 und 7 zeigen eine gute Übereinstimmung. Die niedrigste kritische Verlängerung für die Versuche der zweiten Gruppe hat 1.2 mm betragen. Die Idee der Messung der kritischen Verlängerung bei diesen Versuchen der zweiten Gruppe als „Verlängerung der Schale bis zur Erreichung des maximalen Kraft“ ist diskussionswürdig. Die Ursache liegt beim „flachen“ Verlauf der Kraft-Verlängerung Kurven welcher die eindeutige Bestimmung eines Minimums schwierig macht.

4.1.3.3 Metallographische Untersuchung

Für die Untersuchung der Schalenoberflächen wurden für die Schliiffherstellung, zunächst Proben aus den Oberflächenbereichen (Versuchs Nr. 7) heraus geschnitten. Die Schliiffebenen liegen normal zu der Wärmeentzugsrichtung bzw. Hauptwachstumsrichtung der Dendriten. Die Ergebnisse, der mit Nital geätzten Schliiffe, sind in der **Abbildung 4-11** dargestellt.

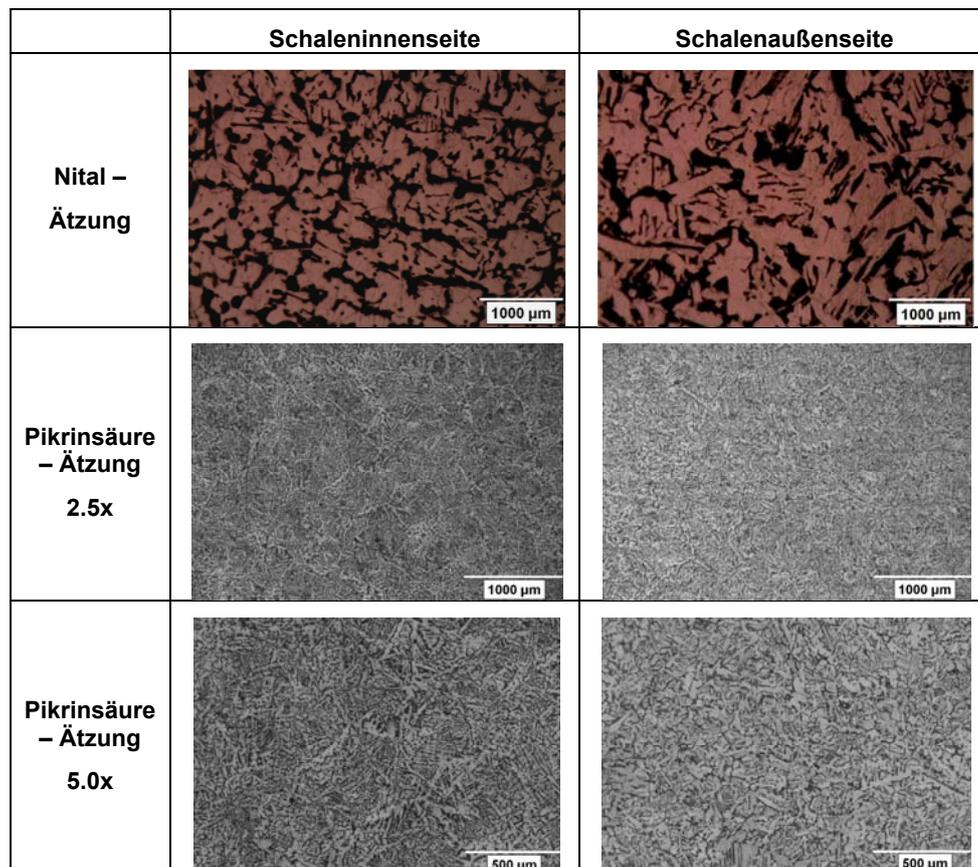


Abbildung 4-11: Metallographische Untersuchung der inneren und äußeren Schalenoberflächen, Versuch Nr. 7

Als Schaleninnenseite wird die Grenzfläche zum Prüfkörper bezeichnet. Die metallographische Untersuchung der Oberflächen zeigt ein Gussgefüge mit Ferrit und Perlit. An einigen Stellen (Bild Vergrößerungen) geht die Ferritbildung in Richtung eines Widmanstätten – Ferrits. Allerdings sind die Anteile gering und in einer groben Abschätzung liegt der Anteil unter 5 %. Der Ferrit an den Austenitkorn Grenzen ist erkennbar, aber nicht in dem Maße, dass problemlos ein geschlossenes Netzwerk von Korn Grenzen konstruiert werden könnte. Die Untersuchung zeigt auch, dass es Unterschiede zwischen der inneren und äußeren Schalenoberfläche gibt. Das Gefüge auf der Außenseite ist im Gegensatz zur Innenseite, etwas gröber. Die errechneten Temperaturverläufe an den jeweiligen Oberflächenpositionen erklären die Größenunterschiede nicht unmittelbar. Die Abkühlungskurven sind, mit Ausnahme der ersten Sekunden, ähnlich. Für den Größenunterschied der Strukturen bleiben als Erklärungen, die anfänglichen Temperaturunterschiede und prinzipiell der Unterschied im Primärgefüge. **Abbildung 4-11** zeigt über den Schalenquerschnitt eine starke Vergrößerung der dendritischen Strukturen. Auf dem Schliffbild zeigen die weißen Linien den Korngrenzenferrit an, allerdings ist die Erkennbarkeit unvollständig. Eine Auswertung von Austenitkorngrößen wird durch Korngrenzenferrit wesentlich erleichtert. Eine reine Ätzung auf die im Gefüge vorhandenen ehemaligen Austenitkörner gestaltet sich sehr komplex und würde, trotz einer breiteren Ätzmittelevaluierung, einen unsicheren Ausgang haben.

Aufgrund dieser Überlegungen bzw. auch Probleme wurde der Versuch gesetzt, die Austenitkörner zu berechnen. Für diese Vorgangsweise wurden die Temperaturwerte von Versuch Nr. 7 verwendet und als Eingabe für die Software AGG Tool aufbereitet. Der durchschnittliche Durchmesser der Austenitkörner am Versuchsanfang wurde mit 150 μm festgelegt. Die Ergebnisse der Berechnung mit dem AGG Tool liefern eine mittlere Körnergröße von 448 μm . Dieser Wert ist um rund 30 % kleiner als in Brammenproben mit einer ähnlichen Zusammensetzung (Austenitkörner gemessene 1mm unter der Brammenoberfläche) [249]. Die errechnete Verteilung der Korngrößen zeigt **Abbildung 4-12**.

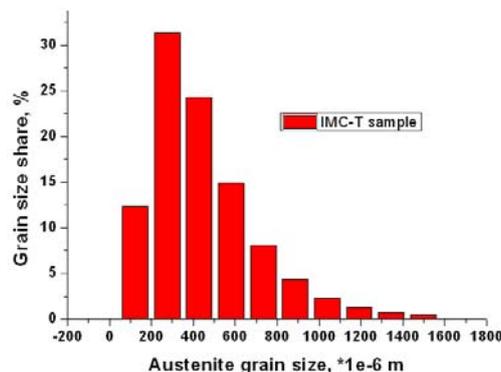


Abbildung 4-12: Verteilung der Austenitkörner bei der Schale aus den Versuch Nr. 7

4.1.3.4 Gefügeentwicklung während der Abkühlung

Der Versuch Nr. 7 wurde als der repräsentative Versuch, für die Untersuchung der Gefügeentwicklung während der Abkühlung und für die Untersuchung der γ/α Phasenumwandlung verwendet. Diese Untersuchungen wurden mit LSCM und Dilatometer durchgeführt. Die LSCM - Proben wurden in zwei Schritten, von RT bis zu 1450 °C und von 1450 °C auf 1500 °C mit einer Heizrate von 8.3 °C/s erwärmt. Nach einer Haltezeit von 60 Sekunden wurden die Proben mit Abkühlungsraten von 8.25 °C/s und 1.37 °C/s abgekühlt. Die Abkühlrate von 8.25 °C/s wurde aus **Abbildung 4-8** (Versuch Nr. 7) für den Temperaturverlauf zwischen 1479 °C und 744 °C s als durchschnittlicher Wert errechnet. In diesem Temperaturbereich kühlt die Schale sehr schnell ab. Die Abkühlrate von 1.37 °C/s wurde dagegen aus der **Abbildung 4-8** für den Temperaturbereich von 800 °C und 700 °C berechnet. Die Ergebnisse der LSCM – Untersuchungen sind für beide Abkühlraten in der **Abbildung 4-13** und **Abbildung 4-14** dargestellt. In den linken Ecken der Bilder sind die aktuellen Temperaturen angezeigt.

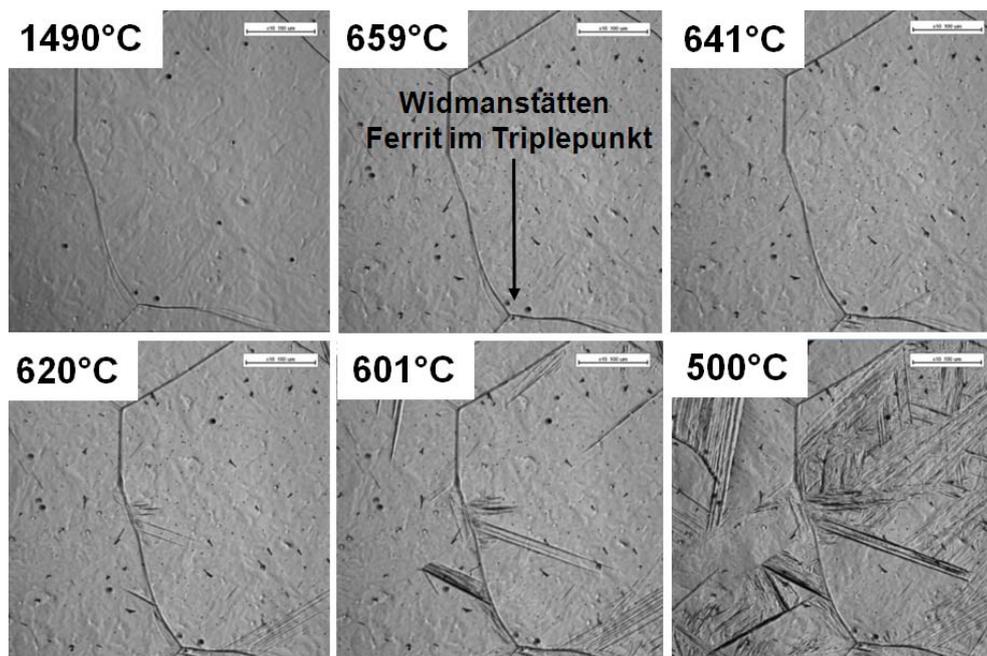


Abbildung 4-13: Gefügeentwicklung bei der Abkühlung von 1500 °C, Abkühlungsrate 8.25 °C/s

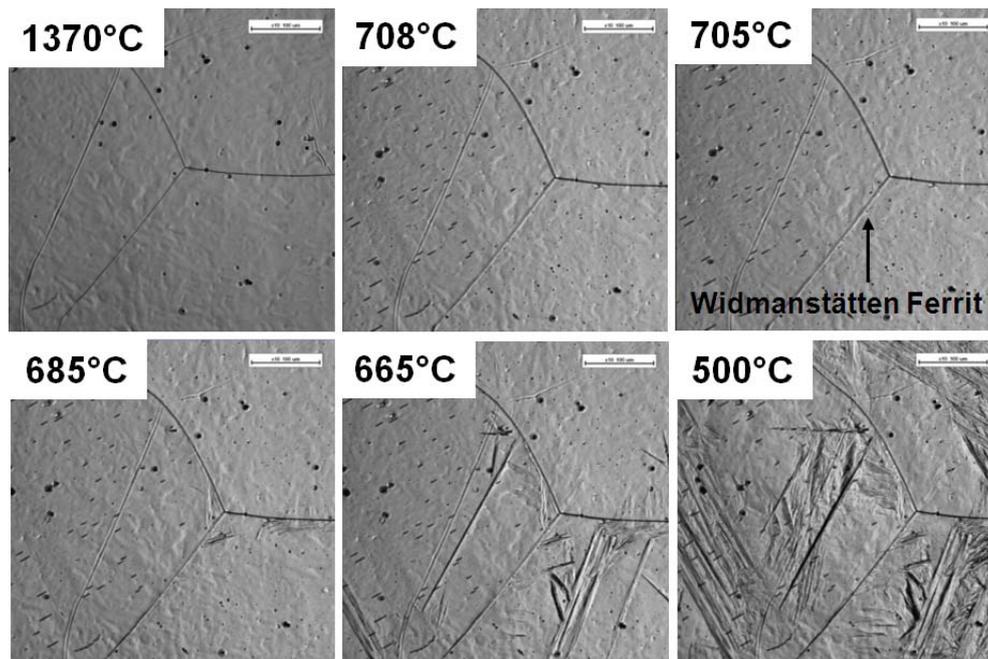


Abbildung 4-14: Gefügeentwicklung bei der Abkühlung von 1500 °C, Abkühlungsrate 1.37 °C/s

Der Versuch mit der Abkühlungsrate von 8.25 °C/s zeigt den Beginn der γ/α Umwandlung bei 659 °C. Bei dieser Temperatur beginnt die Bildung vom Widmanstätten - Ferrit am Triplepunkt der Austenitkorn Grenzen. Der Ferrit wächst weiter ins Innere der Austenitkörner. Unterhalb einer Temperatur von 500 °C ist das Gefüge eine Mischung von Widmanstätten - Ferrit und Perlit. Bei der Abkühlgeschwindigkeit von 1.37 °C/s bildet sich der Widmanstätten - Ferrit erst bei 705 °C und breitet sich dann im inneren Kornbereich weiter aus. Die Probe unter die Temperatur von 500 °C zeigt eine Mischung von Widmanstätten - Ferrit und Perlit. In dieser Probe an einer anderen Messstelle wurde eine kleine Menge Ferritfilm an den Korngrenzen gefunden. Die Bildungstemperatur des Ferritfilms ist jedoch nicht bekannt. Der Ferritfilm ist in **Abbildung 4-15** präsentiert. Dieses Ergebnis widerspricht den im vorherigen Kapitel beschriebenen Ergebnissen der Lichtmikroskopie. Aus diesen Versuchen kann man feststellen, dass die γ/α Umwandlung etwa zwischen 705 °C und 659 °C liegt, bei untersuchter Stahlzusammensetzung und unter den beschriebenen Abkühlbedingungen.

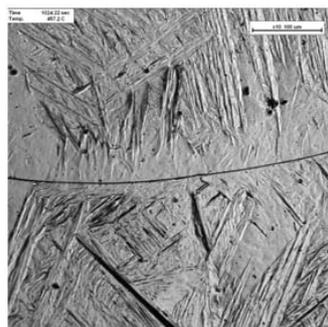


Abbildung 4-15: Ferritfilm an den Austenitkorn Grenzen, Abkühlungsrate 1.37 °C/s

Die Proben aus den Dilatometerversuchen wurden mit einer Aufheizrate von $8.3 \text{ }^\circ\text{C/s}$ auf $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ erwärmt. Nach einer Haltezeit von 60 s wurden die Proben mit der Abkühlrate von $8.25 \text{ }^\circ\text{C/s}$ und $1.37 \text{ }^\circ\text{C/s}$ zur RT abgekühlt. Die Längenänderung – Temperaturkurve während der Probenabkühlung der Abkühlrate von $8.25 \text{ }^\circ\text{C/s}$ wurden in der **Abbildung 4-16** dargestellt.

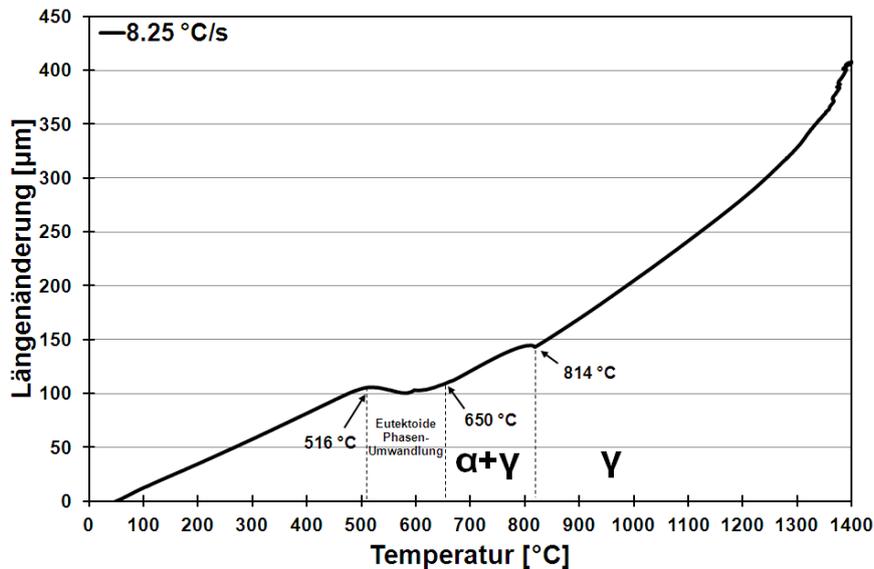


Abbildung 4-16: Längenänderung – Temperaturkurve während der Probenabkühlung mit der Abkühlrate von $8.25 \text{ }^\circ\text{C/s}$

Das Ergebnis mit einer Abkühlrate von $8.25 \text{ }^\circ\text{C/s}$ zeigt, dass die γ/α Umwandlung schon bei einer Temperatur von $814 \text{ }^\circ\text{C}$ beginnt. Dieses Resultat widerspricht jenem der LSCM Untersuchungen mit gleicher Abkühlrate, wo die Umwandlungstemperatur um $155 \text{ }^\circ\text{C}$ niedriger war. Die logische Erklärung für diese Differenz wurde leider nicht gefunden. Der Versuch mit einer Abkühlrate von $1.37 \text{ }^\circ\text{C/s}$ war unmöglich durchzuführen. Der Grund dafür war das Aufschmelzen der Proben schon während der Aufheizphase oder im Halteintervall bei Temperaturen von $1380 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $1400 \text{ }^\circ\text{C}$. Dadurch, dass die Proben eine Gussstruktur aufweisen, konnte eine Porosität nach Anfertigung der Dilatometerproben beobachtet werden. Das könnte ein Grund für das vorzeitige Aufschmelzen sein.

4.1.3.5 Untersuchung der Temperaturunterschiede in der Gesamtschale

Der IMC-T Versuch ermöglicht keine Versuchsdurchführung bei konstanten Temperaturverhältnissen. Mit Beginn der Erstarrung des Stahls an der Prüfkörperoberfläche bilden sich Temperaturgradienten innerhalb der Schale. Mit dem Austauchen des Prüfkörpers aus der Schmelze beginnt die Schalenoberfläche abzukühlen. Auf Grund der konstruktiven Ausführung des Prüfkörpers gibt es, neben radialen Temperaturgradienten,

auch unterschiedliche Temperaturen auf den Zylinderseitenflächen und zwischen den Ober- und Unterseiten des Zylinders. Die Temperatur beim IMC-T Versuch wird nur mit einem Thermoelement gemessen. Für das Temperaturfeld in der Schale wurden Simulationen mit der Software Abaqus durchgeführt. Das Modell besitzt eine thermo-mechanische Kopplung und ermöglicht, neben der Berechnung der Temperaturfelder, die Simulation der Spannungszustände. Die Detailinformationen zu diesem Modell sind im **Anhang B** dargestellt. Die **Abbildung 4-17** zeigt Simulationsergebnisse für die Temperaturverläufe in der Schale während der Abkühlung. Die Ergebnisse beziehen sich auf Prozessdaten vom Versuch Nr. 4 innerhalb einer Abkühlungszeit von 140 s. In **Abbildung 4-17a** ist die rasche Abkühlung der erstarrenden Schale innerhalb von 6 s erkennbar. **Abbildung 4-17b** zeigt die weitere Abkühlung der Schale an Luft, nach dem Austausch aus der Schmelze und **Abbildung 4-17c** beinhaltet die Temperaturverhältnisse am Ende des Zugversuchs.

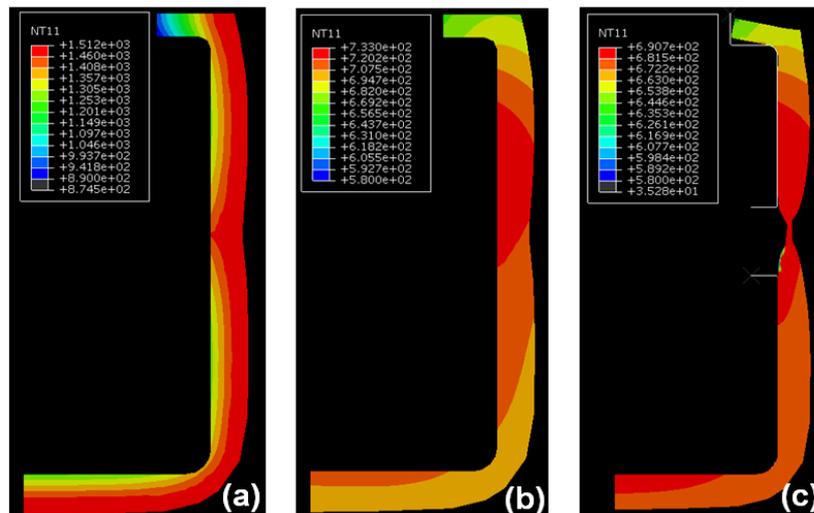


Abbildung 4-17: Temperaturprofil während der Schalenabkühlung: (a) nach 6 Sekunden in der Schmelze, (b) nach der 105 s Abkühlung an Luft, (c) nach 29 s Abkühlung nach dem Zugversuch

Der Temperaturunterschiede in diesem Moment betragen bis zu 150 °C. Der Temperaturgradient über der Schale verursacht die ungleichmäßige Schalenschumpfung schon in den ersten Sekunden des Prozesses. Nach dem Austauschen und der weiteren Abkühlung an der Luft sinken die Temperaturunterschiede in der Schale. Nach 140 s liegt der Temperaturgradient in der Schale im Bereich, wo die Schale gebrochen wurde, bei nur 5 °C (**Abbildung 4-18**).

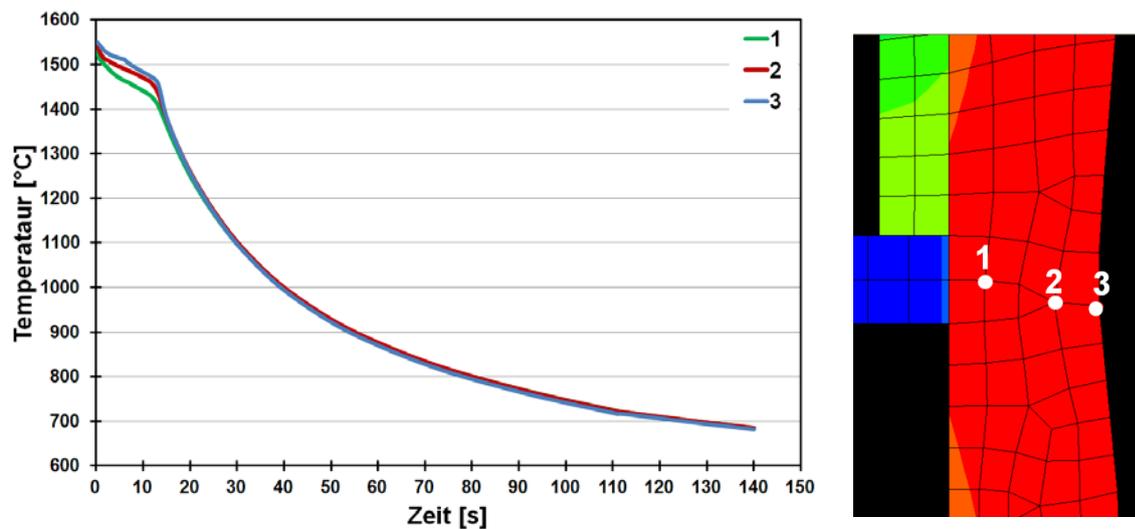


Abbildung 4-18: Temperaturunterschiede in der Schale nach 140 s

4.1.3.6 Überprüfung des eventuellen Auftretens der dynamischen Rekristallisation

Eine dynamische Rekristallisation (DRX) tritt beim Stranggießprozess nicht auf. Die Gründe dafür sind zu grobe Körner und die niedrigen Dehnungen in der Strangschale. Für den Ähnlichkeitsanspruch der Laborproben zu Proben aus der industriellen Herstellung stellt sich die Frage, ob Rekristallisation beim IMC-T Versuch auftritt. Als Eingabewerte für die nachstehenden Modellberechnungen wurden die Daten aus dem Versuch Nr.1 genommen. Für das theoretische Modell ist die Angabe einer kritischen Dehnung ε_c für DRX notwendig, die sich wie folgt berechnet [193]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_{\text{def}}}{RT}\right) \quad \text{- Zener – Hollomon Parameter} \quad [184] \quad (4-3)$$

$$\varphi = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad \text{- logarithmische Dehnung} \quad (4-4)$$

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varphi}{t} \quad \text{- Verformungsgeschwindigkeit} \quad (4-5)$$

$$\varepsilon_p = BD_0^m Z^p \quad \text{- Peak Dehnung} \quad [184] \quad (4-6)$$

$$\varepsilon_c = 0.8 \varepsilon_p \quad \text{- kritische Dehnung für DRX} \quad (4-7)$$

wo:

$D_0 = 448 \mu\text{m}$ – Austenitkorndurchmesser (berechnet mit dem AGG Tool)

Q_{def} - Aktivierungsenergie

$R = 8.31 \text{ J/molK}$ – Gaskonstante

T – Temperatur in Kelvin

$l_0 = 68$ mm – Ausgangslänge (Schalenhöhe)

l – Verlängerung während des Versuchs

B, m, p – Koeffizienten abhängig vom Material

Für die zahlenmäßige Beschreibung von B, m und p wurden Werte aus der Literatur entnommen. Die Koeffizienten, dargestellt in der **Tabelle 4-9**, wurden aus Stauchversuchen von warmgewalzten Blech ermittelt. Trotz der Belastungsunterschiede (Stauch/Zug) sollten die Koeffizienten anwendbar sein d.h. mögliche Unterschiede ergeben sich eventuell durch unterschiedliche Gussstrukturen, welche aber schwer quantifizierbar sind.

Quelle Nr.	B	m	p	Q_{def} (kJ/mol)	Quelle
1	$4.9 \cdot 10^{-4}$	0.5	0.15	312	[194]
2	$6.97 \cdot 10^{-4}$	0.3	0.17	312	[195]
3	$1.32 \cdot 10^{-2}$	0.174	0.165	293	[205]

Tabelle 4-9: Koeffizienten zur Berechnung der kritischen Dehnung für DRX [184]

Die **Abbildung 4-19** zeigt die Zusammenhänge zwischen Temperatur, Umformgrad und den berechneten kritischen Dehnungen mit den jeweiligen Koeffizienten aus der **Tabelle 4-9**. Die Temperatur sinkt während des Versuchs und im Gegensatz dazu, steigen die mit **Formel 4-7** berechneten kritischen Dehnungen. Die ansteigende Tendenz ergibt sich unabhängig von den verwendeten Koeffizienten und ist bei der Quelle Nr.1 am stärksten ausgebildet. Der aus der **Formel 4-4** errechnete Umformgrad steigt auch leicht während des Versuchs, erreicht jedoch nicht die kritische Dehnung. Die Ergebnisse lassen den Schluss zu, dass es während des Zugversuchs auch beim Aufbringen der höchst möglichen Verformung nicht zur Rekristallisation kommt. Dieser Umstand ist vor allem bei Versuchen bei hohen Temperaturen besonders wichtig, weil er die Umsetzbarkeit der Ergebnisse für den Stranggießprozess sicherstellt.

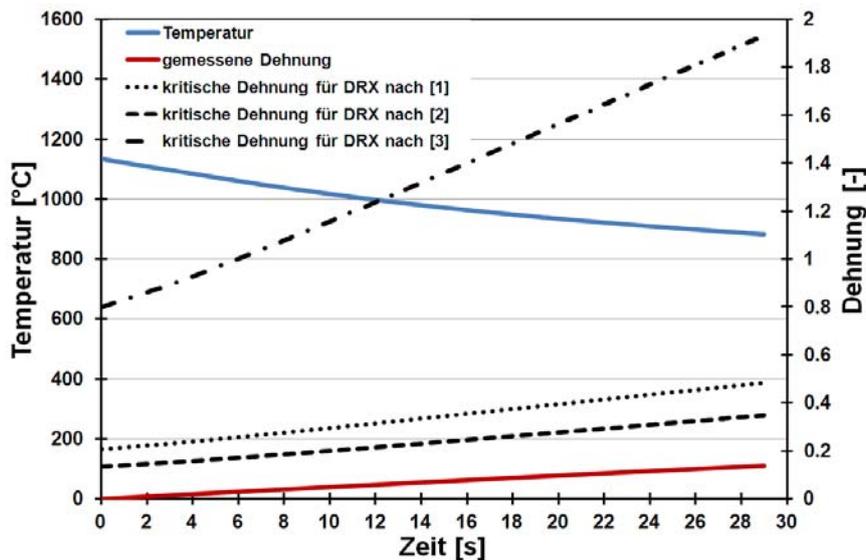


Abbildung 4-19: Zusammenfassung der Temperatur in der Probe, Umformgrad und die berechnete kritische Dehnung

4.1.3.7 Metallographische Untersuchung der Bruchflächen

Die Analyse der Bruchflächen soll Aufschluss geben über die wirkenden Bruchmechanismen unter Einflussnahme von Temperatur, Spannungszustand, Verformungsgeschwindigkeit und Ausscheidungen in den Proben. Die gewonnenen Informationen sollen auch zu einem besseren Verstehen des Zusammenhangs, kritische Verlängerung und Temperatur, beitragen. Die Ursachen für einen Bruch werden für jeden Versuch, mit dem jeweilig gemessenen, kritischen Verlängerungswert verknüpft. Die Untersuchungen erfolgten auf einem Rasterelektronenmikroskop mit angeschlossener EDX. Die Ergebnisse der Bruchflächenanalyse beinhaltet die **Tabelle 4-10**. Die Angabe der Temperatur bei maximaler Kraft ist in der Tabelle sortiert und beginnt mit dem höchsten Wert. Neben der Temperatur bei F_{Max} , beinhaltet die Tabelle den geometrischen Bruchbereich und die Mechanismen. Der geometrische Bruchbereich besteht im Wesentlichen aus 3 Zonen mit den zugehörigen Übergangsbereichen. Die Risspositionen innerhalb der Schalen werden, wenn notwendig, in Innenseite (Bereich der Kontaktfläche zum Prüfkörper) und Außenseite unterschieden. Die Schalen der Versuche 2 bis 7 sind seitlich gebrochen. Die Schale beim Versuch Nr. 8 ist dagegen im Deckel gebrochen und in den Versuchen 9 bis 11 im Übergang zum Boden bzw. im Boden.

Temperatur bei F_{\max} [°C]	Versuch Nr.	Bruchbereich	Bruchmechanismen
848	8	Deckel	- Ganze Bruchfläche: Interkristalliner Sprödbbruch (einige die Bereiche mit Grübchen).
838	9	Übergang zum Boden	- Ganze Bruchfläche: Interkristalliner Verformungsbruch (Grübchenbildung an den Korngrenzen).
833	2	Seitlich	- Außenseite der Bruchfläche: Interdendritischer Bruch; - Innenseite der Bruchfläche: Verformungsbruch nur an den stark eingeschnürten Bereichen.
787	10	Übergang zum Boden oder im Boden	- Ganze Bruchfläche: Interkristalliner Verformungsbruch, einige Stellen mit interkristallinem Sprödbbruch.
766	11	Übergang zum Boden	- Ganze Bruchfläche: Interkristalliner Sprödbbruch, Stellen mit interkristallinem Verformungsbruch. - Bruchfläche ähnlich wie beim Versuch Nr. 8.
765	3	Seitlich	- Interdendritischer Bruch fast an der ganzen Bruchfläche, - kleiner Anteil von mikroduktilem Verformungsbruch, kleiner als beim Versuch Nr. 2.
713	4	Seitlich	- Außenseite der Bruchfläche: Interdendritischer Bruch, kleiner als bei den Bruchflächen der Versuche Nr. 2 und 3; - Innenseite der Bruchfläche: Interkristalliner und transkristalliner Verformungsbruch.
712	5	Seitlich	- Außenseite der Bruchfläche: teilweise interdendritisch, - Interkristalliner und transkristalliner Verformungsbruch (ähnlich wie beim Versuch Nr. 4).
676	7	Seitlich	- Außenseite der Bruchfläche: interdendritischer Bruch, - Innenseite der Bruchfläche: transkristalliner Verformungsbruch, einzelne Stellen mit interkristallinem Verformungsbruch.
675	6	Seitlich	- Teilweise interdendritische Bruchfläche, - Transkristalliner Verformungsbruch, einige Stellen mit interkristallinem Verformungsbruch.

Tabelle 4-10: Beschreibung der Bruchmechanismen an den Bruchflächen von IMC – T Schalen

Ein interkristalliner Sprödbbruch wurde im Versuch Nr. 8 gefunden und in der **Abbildung 4-20** dargestellt. Dieser Bruch hat bei der Temperatur von ca. 850 °C begonnen. Man kann vermuten, dass diese Bruchfläche auch einige Bereiche mit Grübchen enthält (**Abbildung**

4-20c). Eine klare Aussage ist aufgrund der starken Bruchflächenverzunderung leider unmöglich.

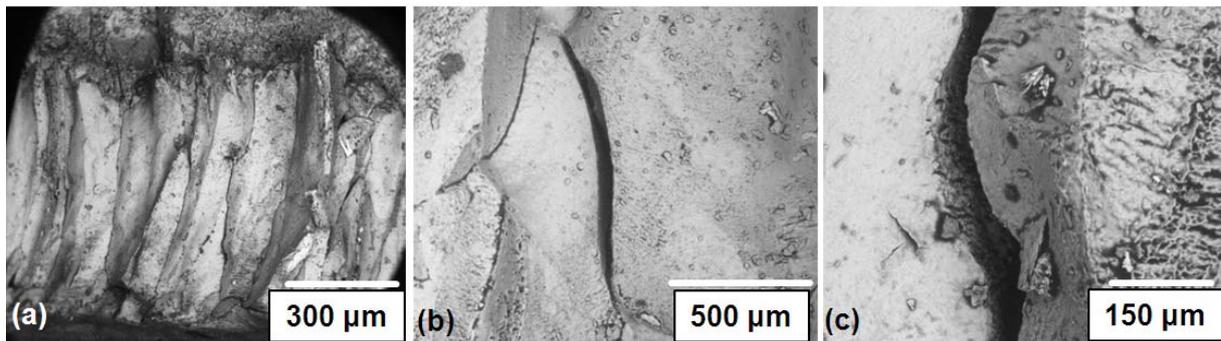


Abbildung 4-20: Interkristalliner Sprödbbruch (Versuch Nr.8), $T_{\text{bei } F_{\text{max}}} = 848 \text{ °C}$

Die Schalenbruchflächen der Versuch Nr. 2 und 9 mit den Temperaturen 830 °C und 840 °C zeigen einen interkristallinen Verformungsbruch, wie im Versuch Nr. 9 (**Abbildung 4-21a**) bzw. in den stark eingeschnürten Bereichen von Versuch Nr. 2 (**Abbildung 4-21b**). Die Außenseite der Bruchfläche im Versuch Nr. 2 zeigt auch einen interdendritischen Anteil (**Abbildung 4-21c**).

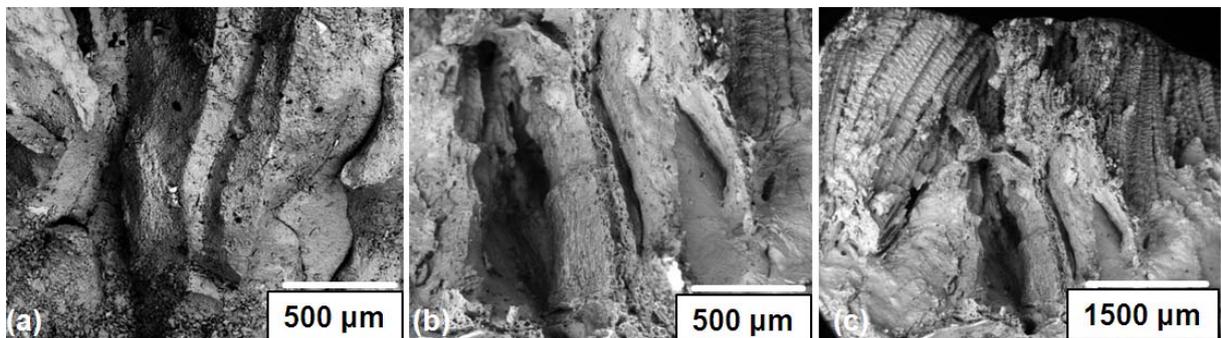


Abbildung 4-21: Bruchfläche bei den Versuche Nr. 9 und 2. ($T_{\text{bei } F_{\text{max}}} = 838 \text{ °C} - 833 \text{ °C}$)

Die Schalen gebrochene zwischen 790 °C und 760 °C zeigen entweder einen interkristallinen Verformungsbruch (wie bei den Versuche Nr. 10 und 3) oder einen interkristalline Sprödbbruch (Versuch Nr. 11), die ähnlich ist wie zur Bruchfläche aus den Versuch Nr. 8 ist. Es ist zu vermuten, dass die Bruchfläche aus dem Versuch Nr. 10 neben einen interkristallinem Verformungsbruch (**Abbildung 4-22**) auch Stellen mit interkristallinem Sprödbbruch aufweist. Aufgrund der starken Verzunderung der Bruchfläche ist eine klare Aussage jedoch nicht möglich. Die Bruchfläche im Versuch Nr. 11 initiiert bei 766 °C zeigt einen interkristallinen Verformungsbruch (**Abbildung 4-23**). Die Bruchfläche ist ähnlich zu der Fläche aus Versuch Nr. 8. Im Versuch Nr. 3 ist der Bruchflächenanteil mit Verformungsbruch (**Abbildung 4-24a**) gering und kleiner als beim Versuch Nr. 2. Zusätzlich

wurde in der Schalenbruchfläche vom Versuch Nr. 3 ein Anteil von interkristallinem Sprödbbruch gefunden (**Abbildung 4-24b**). Der Rest der Bruchfläche im Versuch Nr. 3 zeigt eine interdendritische Struktur mit Schlackenbildung (**Abbildung 4-24c**). Die Schlackenzusammensetzung wurde mit dem EDX untersucht und hat die folgende chemische Zusammensetzung: 19.57 % C, 34,38% O, 0.30 % Na, 3.34 % Al, 11.65 % Si, 0.18 % K, 0.85 % Ca, 20.19 % Mn, 2.75 % Fe. Die mit FactSage berechnete Solidustemperatur ergab einen Wert von ca. 1135 °C. Diese Schlacke ist wahrscheinlich in den Hohlräumen der Schale nachgeflossen, die sich während der Eintauchphase des Prüfkörpers gebildet haben. Diese Hohlräume haben sich aufgrund der Schrumpfkkräfte in der erstarrenden Schale gebildet und zeigen eine interdendritische Oberfläche.

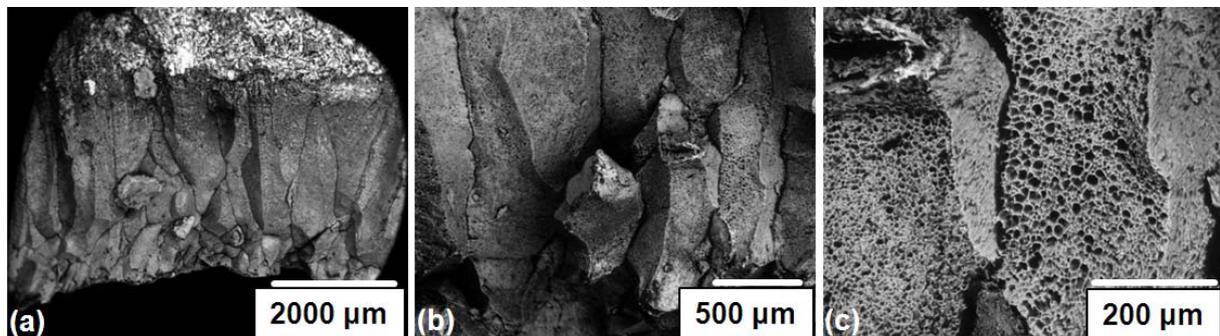


Abbildung 4-22: Interkristalliner Verformungsbruch, Versuch Nr. 10, $T_{\text{bei } F_{\text{max}}} = 787 \text{ °C}$

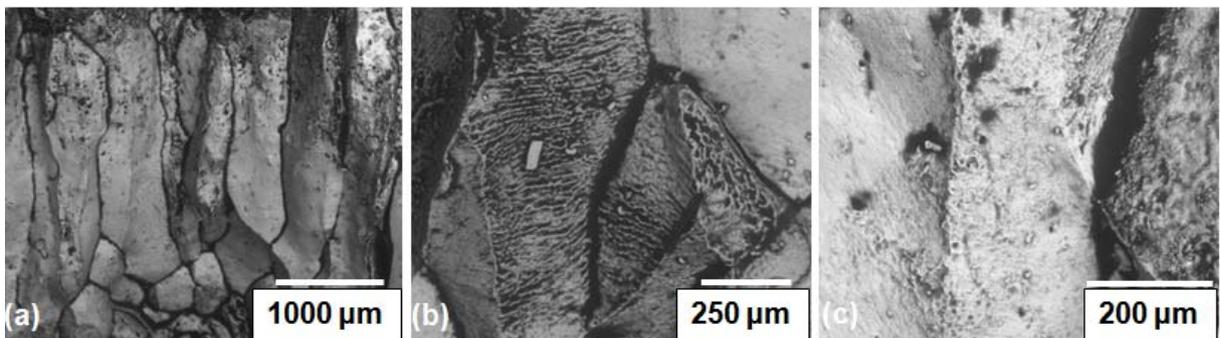


Abbildung 4-23: Interkristalliner Sprödbbruch mit interkristallinem Verformungsbruch,
Versuch Nr. 11, $T_{\text{bei } F_{\text{max}}} = 766 \text{ °C}$

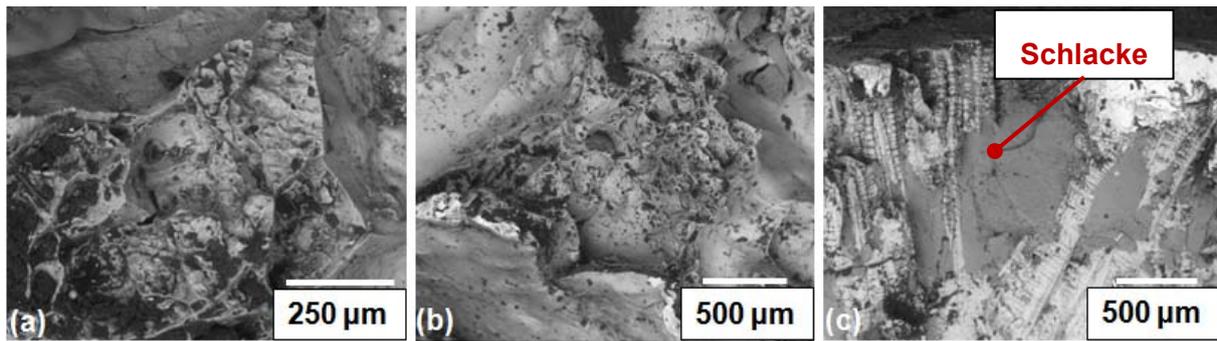


Abbildung 4-24: (a) Interkristalliner Verformungsbruch mit Stellen von interkristallinem Spröbruch, (b) Interkristalliner Verformungsbruch und (c) interdendritische Bruchfläche mit Schlacke, Versuch Nr. 3, $T_{\text{bei } F_{\text{max}}} = 765 \text{ } ^\circ\text{C}$

Die Schalenbrüche, die bei Temperaturen von ca. $715 \text{ } ^\circ\text{C}$ (Versuchen Nr. 4 und 5) entstanden sind, zeigen einen interkristallinen und transkristallinen Verformungsbruch an der Innenseite. Die Außenseite der beiden Versuche zeigt eine interdendritische Bruchfläche. Die Beispiele dieser Bruchfläche werden in der **Abbildung 4-25** dargestellt.

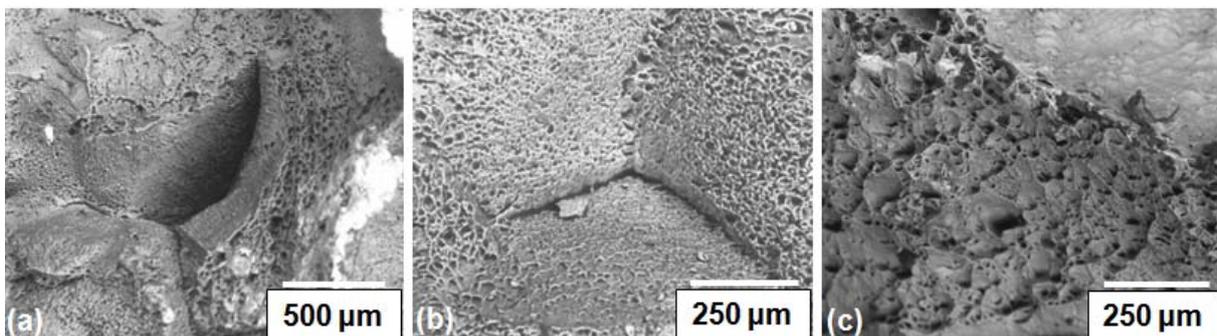


Abbildung 4-25: Interkristalline und transkristalline Verformungsbrüche (Versuche Nr. 4 und 5), $T_{\text{bei } F_{\text{max}}}$ bei ca. $715 \text{ } ^\circ\text{C}$

Der dominante Mechanismus für die Brüche bei ca. $675 \text{ } ^\circ\text{C}$ (Versuch Nr. 6 und 7) ist der transkristalline Verformungsbruch. Die Bruchflächenbeispiele aus diesen Versuchen wurden in der **Abbildung 4-26** dargestellt.

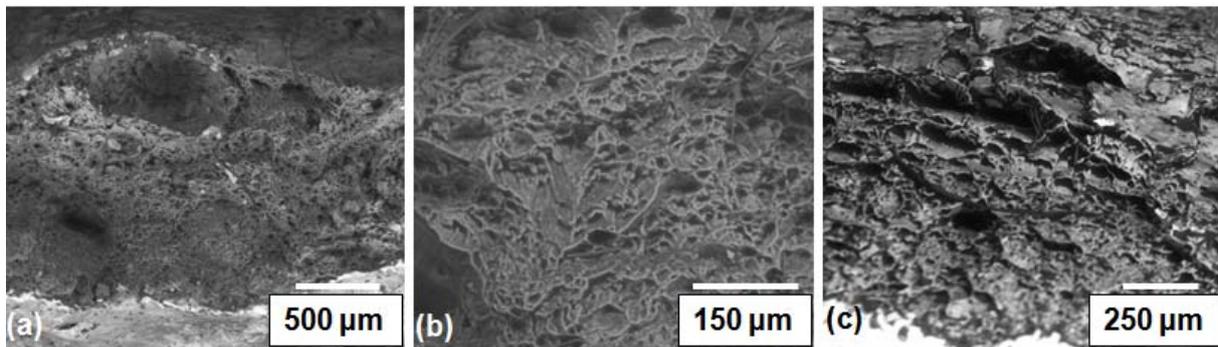


Abbildung 4-26: Transkristalliner Verformungsbruch (Versuch Nr. 6 und 7), $T_{\text{bei } F_{\text{max}}}$ bei ca. 675 °C

Zusammenfassend kann man sagen, dass die Bruchmechanismen in den Schalen während des Zugversuchs, vom interkristallinen Spröbruch zum transkristallinen Verformungsbruch wechseln. An den Bruchflächen unter 840 °C kann man im größeren Ausmaß Grübchenbildung erkennen. Diese verursachen mit den Zugspannungen die Bildung von den interkristallinen und/oder transkristallinen Bruchflächen. Es scheint, dass diese Grübchen die dominante Rolle bei der Bruchentstehung spielen. Diese Grübchen bilden sich wahrscheinlich aufgrund der Ausscheidung von AlN Partikeln an den Korngrenzen und Versetzungen. Der Einfluss von diesen Partikeln auf die Entstehung der Grübchen an den Bruchflächen wurde im nächsten Kapitel untersucht.

4.1.3.8 Einfluss von Partikeln auf den Auftritt der Bruchmechanismen

Die Partikel an den Korngrenzen und in Versetzungen verursachen die Entstehung der Grübchen an der Schalenbruchfläche, wenn die Spannungen und Dehnungen kritische Werte überschreiten. Diese Grübchen bilden sich an den Korngrenzen (interkristalliner Verformungsbruch) und/oder im Korninneren (transkristalliner Verformungsbruch). Aus der Literatur [141][146] ist bekannt, dass Ausscheidungen mit Durchmessern größer als 40 nm und Abständen zueinander größer 140 nm, wenig Einfluss auf die Rissbildung nehmen. Daher erscheint es wichtig den Einfluss dieser Parameter, auf das Auftreten bestimmter Bruchmechanismen, zu untersuchen. Es wurden in der Literatur keine Informationen über den Einfluss der Ausscheidungsichte auf die Bildung von Rissen gefunden. Es ist jedoch zu vermuten, dass mit zunehmender Ausscheidungsichte die Menge von Grübchen in den Bruchflächen ansteigt. Auf Grund dieser Annahme, wurden die Werte für Ausscheidungsichten, mittlere Durchmesser und die Abstände zwischen den Ausscheidungen mit dem Programm MatCalc simuliert. Das eigens für diese Software erstellte Modell erlaubt die Berechnung der Ausscheidungsvorgänge während der Schalenabkühlung bei gleichzeitiger Berücksichtigung der Verformung. Die Berücksichtigung

der Verformung erfolgt im Modell, durch die Erhöhung der Versetzungsdichte. Mit den jeweiligen Temperaturverläufen ist es möglich, den IMC-T Versuch beginnend mit der Ausbildung einer Erstarrungsschale in der Schmelze bis zur Erreichung der maximalen Kraft im Zugversuch, zu simulieren. Hier soll betont werden, dass MatCalc nur die Berechnung von Ausscheidungen aus festen Matrixphasen erlaubt. Im gegebenen Fall ist die Matrixphase Austenit und die Versetzungsdichte vor dem Zugversuch wurde mit $1 \cdot 10^{11} \text{ m}^{-2}$ angenommen [250]. Der Anstieg der Versetzungsdichte wurde aus der Berechnung der Trendlinie aus dem Umformgrad-Temperatur Diagramm berechnet. Die mittlere Größe der Austenitkorndurchmesser wurde, entsprechend einer Berechnung, mit $448 \text{ }\mu\text{m}$ angesetzt. Die Verformungsgeschwindigkeit war $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Als mögliche Ausscheidungen wurden AlN und Nb(CN) ausgewählt, welche sich an den Korngrenzen und an den Versetzungen bilden können. Zur Simulationen wurden die Proben aus den Versuchen Nr. 1, 4, 5, 8 ausgewählt. Es wurde nach ein paar Rechendurchgängen festgestellt, dass sich Nb(CN) nur in kleinen Mengen ausscheiden. Es wurde daher die Niobkarbonitride aus der Betrachtung ausgeschlossen. Die Simulationsergebnisse werden in der **Abbildung 4-27** dargestellt.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Dichte der AlN Ausscheidungen an den Korngrenzen vom interkristallinen Sprödbruch zum interkristallinen und transkristallinen Verformungsbruch steigt. Keine AlN Ausscheidungen an Korngrenzen wurde errechnet für den Versuch Nr.1 bei dem auch kein Bruch erfolgte. Die Tendenz wurde für die AlN Ausscheidungen an Versetzungen nicht gefunden. Der größte mittlere Durchmesser von ca. 25 nm wurde im Versuch 5 errechnet, dessen Schale einen interkristallinen und transkristallinen Verformungsbruch aufweist. Der maximale mittlere Durchmesser der Ausscheidungen an den Versetzungen hat ca. 12 nm betragen. Der Abstand zwischen der Ausscheidungen nach die MatCalc Simulationen ist sehr hoch. Dieser beträgt bis zu ca. $11 \text{ }\mu\text{m}$ für die Schale mit dem interkristallinen Sprödbruch.

Als dieser Ergebnisse kann man keine eindeutliche Aussage zwischen dem möglichen Bruchmechanismen und den AlN Ausscheidungen treffen. Trotzdem ist es sehr wahrscheinlich, dass diese Ausscheidungen für die Grübchenbildung verantwortlich sind. Es könnte sein, dass die Annahme einer statischen Partikelverteilung nicht zutrifft und es stattdessen zu Bereichen mit Partikelanhäufungen kommt.

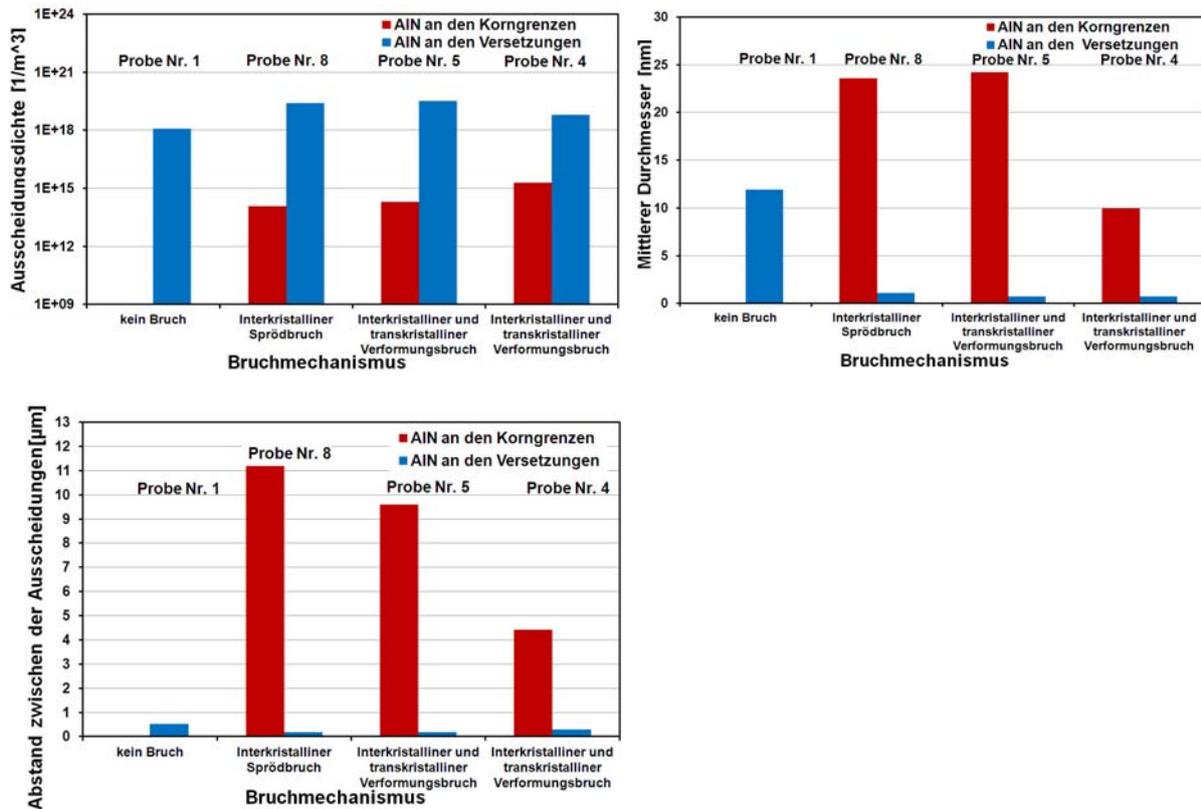


Abbildung 4-27: Einfluss der (a) Ausscheidungsichte, (b) der mittleren Größe und (c) des Abstandes zwischen der AIN Ausscheidungen auf dem Bruchmechanismus

4.1.3.9 Mikrosondenuntersuchung

Das Ziel der Mikrosondenuntersuchung ist ein Vergleich der Elementverteilung in den IMC – T Proben und Brammenproben (vor und nach Wärmebehandlung). Weiters ist zu prüfen, ob es eine Möglichkeit gibt den Brammenzustand mit dem IMC – T Versuch zu simulieren. Letzteres ist notwendig um die Unterschiede der Elementkonzentration der IMC – T Proben mit geringer (Probe aus dem Versuch Nr. 2) und starker Einschnürung (Probe aus dem Versuch Nr. 6) zu unterscheiden. Die Brammenproben stammen aus ähnlichen Stahlsorten wie die IMC – T Proben. Die chemische Zusammensetzung der Brammenproben ist in **Tabelle 4-11** dargestellt. Es wurden insgesamt zwei Brammenproben und zwei IMC – T Proben mit der Mikrosonde untersucht. Die erste Brammenprobe wurde direkt nach Herstellung von der Bramme abgeschnitten und mit der Mikrosonde untersucht. Die zweite Brammenprobe wurde zusätzlich von RT bis auf 1100 °C erhitzt und bei dieser Temperatur eine Stunde wärmebehandelt. Nach der Wärmebehandlung wurde die Probe bis auf RT abgekühlt.

C	Si	Mn	P	S	Al	N	Fe
0.160	0.02	1.1	0.011	0.0055	0.0045	0.0050	Rest

Tabelle 4-11: Chemische Zusammensetzung der Brammenproben, in Masse-%

Die Brammenproben wurden von der Oberfläche entnommen, die IMC – T Proben stammen von der äußeren Schalenoberfläche. Dann wurden alle Proben geschliffen, poliert und untersucht. Die Ergebnisse der Untersuchung sind in **Abbildung 4-28** dargestellt.

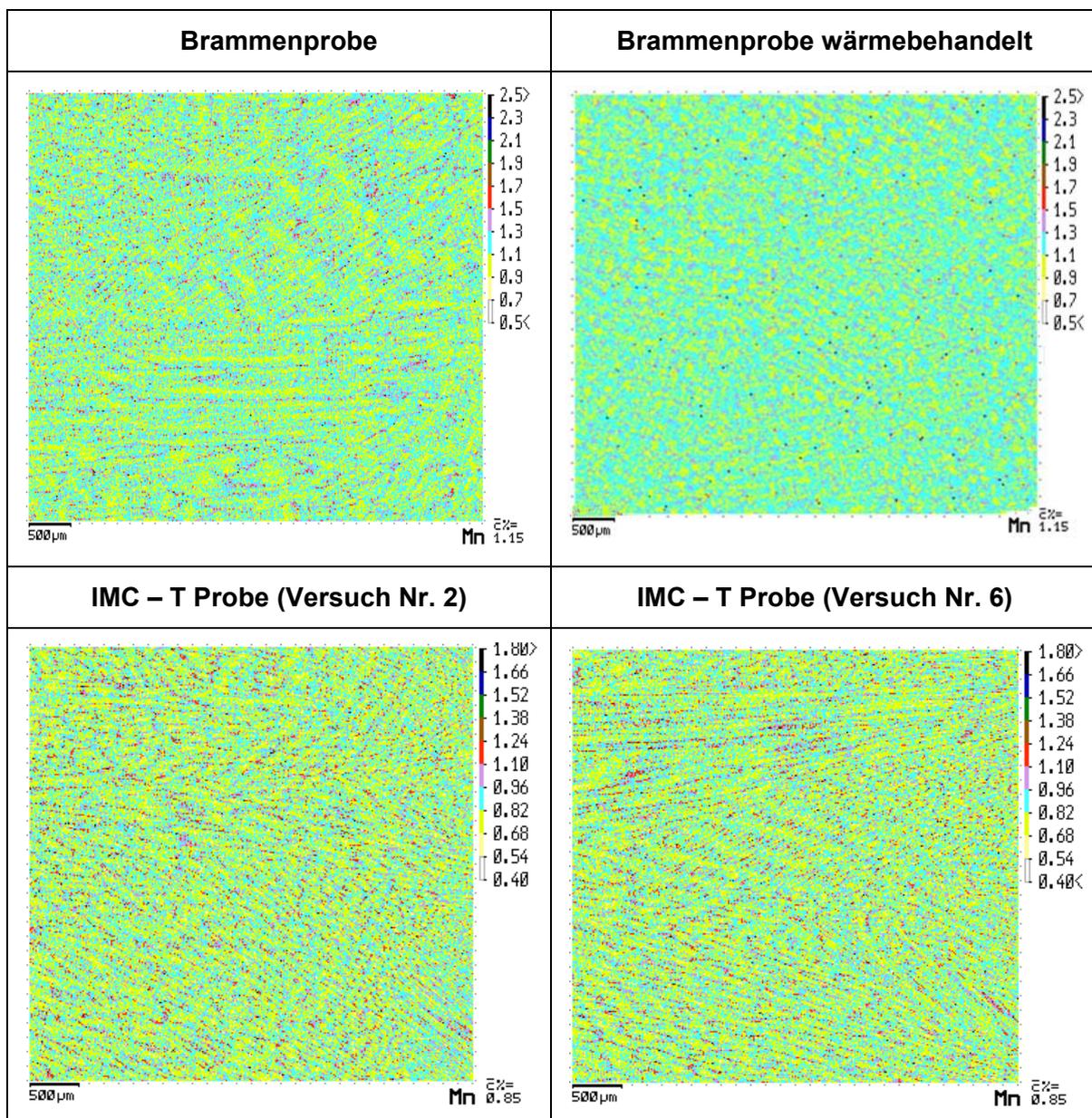


Abbildung 4-28: Ergebnisse der Mikrosondenuntersuchung

Die IMC – T Proben und die Brammenprobe zeigen trotz unterschiedlichem mittleren Mn – Gehalt, (1.15 % der Bramme, 0.85 % IMC – T – Versuche 2 und 6), die typische Konzentrationsverteilung in einem Gussgefüge: Die Dendriten sind als helle Stellen, die geseigten Bereiche als dunkle Stellen zu erkennen. In allen drei Fällen ist eine gerichtete Erstarrung zu beobachten. Das ist auch ein wesentlicher Anspruch des IMC – T Versuchs. Interessant ist, dass die Konzentrationsverteilung bei einer Wärmebehandlung von einer Stunde bei 1100 °C homogener verteilt. Auch wenn kein direkter Zusammenhang zwischen Konzentrationsanreicherungen und Bruchmechanismus hergestellt werden kann. Die Ähnlichkeit zum gegossenen Halbzeug geht durch eine Wiedererwärmung verloren.

4.2 Zusammenfassung der experimentelle Ergebnisse des IMC-T Versuchs

Der IMC - T Versuch wurde in der Rahmen dieser Arbeit deutlich verbessert. Dabei wurden der Prüfkörper, die Anlagensteuerung und die Prozessdurchführung verändert. Die Modifikationen in der Prüfkörpergeometrie und die Verwendung einer Feuerfestmatte ermöglicht die Minimierung der Vorschädigungen in der Schale. Die Erkenntnisse aus den 16 durchgeführten Versuchen lassen sich wie folgt zusammenfassen:

1. Der Versuch ermöglicht die Erzeugung von „direkt erstarrten“ Schalen, die im Zuge der Abkühlung, kolumnare Austenitkörner aufweisen. Die mittleren Korndurchmesser sind um 30 % kleiner als die Austenitkörner im oberflächennahen Bereich einer Vergleichsbramme.
2. In der Schale findet man Inhomogenitäten wie z.B. Mikroporen, die während der Erstarrung entstehen. Die eher geringen Dehnungen während der Versuche führen zu keiner Rekristallisation.
3. Die IMC-T Methode gewährleistet eine reproduzierbare Versuchsdurchführung, allerdings sinkt die Temperatur während des Versuchs.
4. Der Versuch ermöglicht der Identifizierung des Duktilitätsminimums abhängig von der Temperatur. Als aussagekräftiger Wert für die Abschätzung dieses Minimums wurde die kritische Verlängerung bis zum Bruch angesehen.
5. Für den Stahl mit ca. 0.18 % C und 0.3 % Al wurde das Minimum der kritischen Verlängerung Temperaturbereich bei zwischen 750 °C und 780 °C gefunden. Das Minimum korrespondiert mit einer Dehnung von weniger als 2 %.

6. Bei Temperaturen über 850 °C verursacht selbst eine Dehnung von 14.7 % keine Rissbildung.
7. Mit der Abnahme der Temperatur ändert sich der Bruchmechanismus von interkristallinem Sprödbruch bis zum interkristallinen und transkristallinen Verformungsbruch.
8. Die γ/α Umwandlung (gemessen mit LSCM) beginnt erst zwischen 705 °C und 659 °C. Das Ergebnis des Dilatometerversuchs mit einer Abkühlrate von 8.25 °C/s zeigt dagegen, dass die γ/α Umwandlung schon bei 814 °C stattfindet. Daraus lässt sich vermuten, dass der Grund zur Vermeidung der kritischen Verlängerung die γ/α Umwandlung sein könnte. Weitere Versuche sind aber notwendig um eine korrekte Erklärung zu finden.

4.3 Ergebnisse der IMC-B Versuche

Im Rahmen dieses Teils der Arbeit werden die Ergebnisse von sieben Versuchsserien hinsichtlich der Methodenentwicklung präsentiert. Die dargestellten Versuchsergebnisse zeigen die Entwicklungsstufen und prinzipiell das große Potenzial dieser Versuchsmethode. Eine Entwicklungsstufe stellte die korrekte Temperaturmessung während des Versuchs dar. Auf Grund der Position der Thermoelemente in der Kokille, wurden sie beim Vergießen der Schmelze häufig beschädigt. Neben diesem Problem führte die Spaltbildung zwischen Thermoelementkopf und erstarrender Probe, zu schlechten Messergebnissen. Auf diese Problematik wird in dieser Arbeit noch weiter eingegangen. Eine völlig neue, einzigartige Lösung stellte die Montage eines Ofens um die Biegeeinrichtung herum dar. Die Heizmöglichkeit garantiert das Halten einer definierten Proben temperatur innerhalb eines längeren Zeitraums und auch eine bessere Steuerung der Probenabkühlung bis zum Biegeversuch. Am Ende der Beschreibung der Versuchsserien, wird dieser Ofen und auch ein neues Konzept der Versuchsdurchführung dargestellt.

4.3.1 Serie D

Das Ziel dieser Serie ist die Entwicklung von Methoden zur Probenherstellung für den 3 - Punkt Biegeversuch und die Auswertung von Gefügekenngößen hinsichtlich der Stranggussanalogie. Die Temperatur wurde in dieser Probe aufgrund der Schädigung des Thermoelements nicht gemessen. Die Schmelze wurde bei 1620 °C abgegossen und die Erstarrungszeit wurde mit 40 s festgelegt d.h. nach diesem Zeitraum wurde die Restschmelze, mittels Kippen der Kokille, ausgeleert. Die verwendete

Stahlzusammensetzung ist in der **Tabelle 4-12** zu finden. Der Stahl zeigt hinsichtlich der Stickstoffmenge eine deutliche Überhöhung.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
0.199	0.542	1.49	0.00218	0.00440	0.0136	0.0190	0.0165	0.267
Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Sn	N	Fe
<0.0100	0.0269	0.00246	<0.00100	<0.00100	<0.0100	0.00112	0.0133	Rest

Tabelle 4-12: Chemische Zusammensetzung der Probe bei der Serie D, in Masse-%

Die Probe aus der Versuchserie E wurde in der **Abbildung 4-29** dargestellt. Die Probe zeigt, außerhalb der Kantenbereiche, eine glatte Oberfläche. Die metallografische Untersuchung zeigt auch die gewünschte, gerichtete Erstarrungsform der Dendriten. Bedingt durch den hohen Stickstoffgehalt sind jedoch Poren in der Probe zu finden. Die Austenitkorngröße wurde aus der unteren Seite der Probe ausgemessen. Die Ergebnisse wurden mit Werten von Brammenproben verglichen (**Abbildung 4-30**). Die durchschnittliche Austenitkornfläche lag bei 0.75 mm^2 im Vergleich dazu wurden 0.76 mm^2 bei Proben aus Brammenmaterial (oberflächennah) gemessen. Die statistische Verteilung der Austenitkorngrößen zeigte auch eine gute Übereinstimmung mit Ergebnissen von Brammenprobe, die von Reiter et al. [181] ausgemessen wurden.

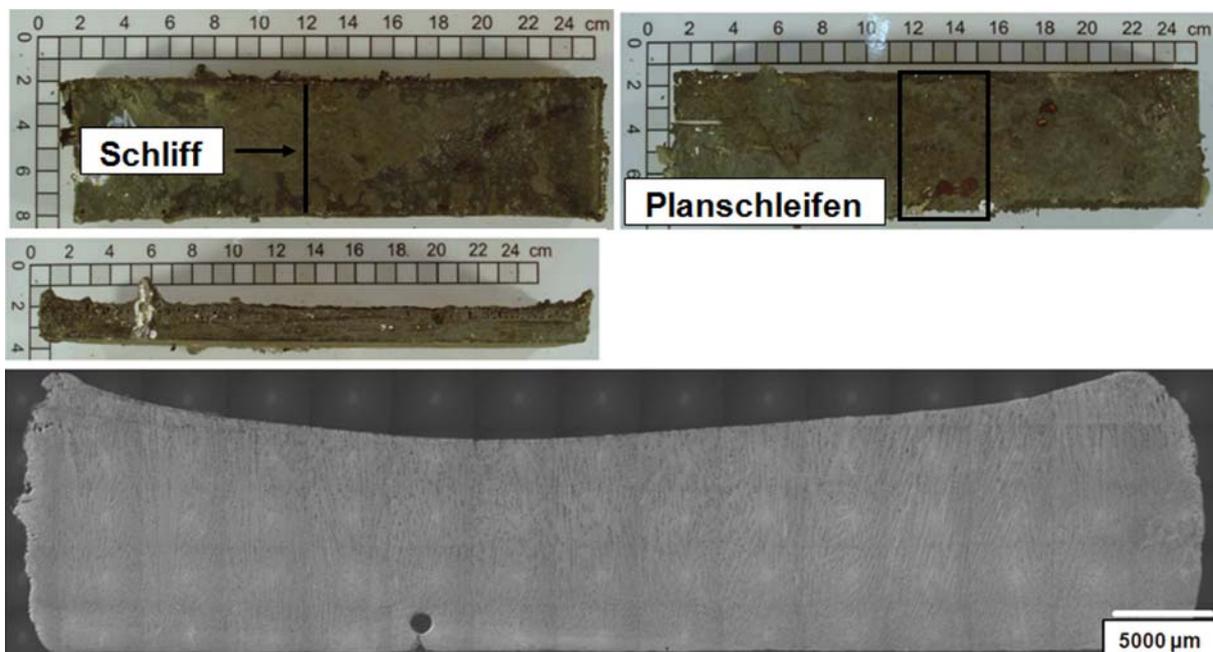


Abbildung 4-29: Probe aus der Versuchsserie D [186]

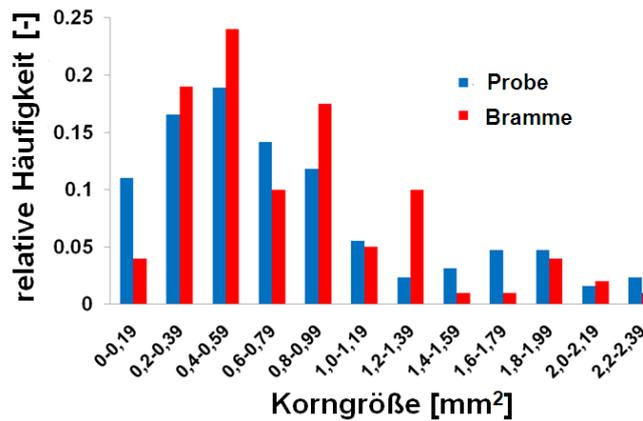


Abbildung 4-30: Korngrößenverteilung von Probe aus der Versuchsserie D mit Ergebnissen von Reiter et al. [181] für eine Brammenprobe

Positive Erkenntnis aus der Serie D:

- Gefügeähnlichkeit der Proben zu stranggegossenem Material.

Negative Erkenntnisse aus der Serie D:

- Die Probenoberfläche ist nicht ganz gleichmäßig.
- Zu hoher Stickstoffgehalt, die Ursache ist unklar, dafür aber mit der Verwendung stickstoffreicher Legierungsstoffe Zusammenhängen.

4.3.2 Serie E

Das Ziel dieses Versuchs war die Durchführung des ersten Biegeversuchs mit einer „as cast“ erstarrten Probe. Dabei wurde Stahl mit etwas höheren Niob- und Aluminiumgehalt verwendet. Der Zusammensetzung dargestellt in **Tabelle 4-13** zeigt auch einen hohen Stickstoffgehalt. Die Thermolemente wurden, wie im Versuch zuvor, während des Eingießens in die Kokille, vom Gießstrahl beschädigt. Die Abgusstemperatur war 1620 °C und die Erstarrungszeit in der Kokille wurde mit 50 s festgelegt. In diesem Versuch wurde der Biegeversuch noch ohne Thermobox durchgeführt. Die Stempelgeschwindigkeit und die Verformungszeit wurden mit 0.5 mm/s und 100 s eingestellt. Der Abstand zwischen den Auflagerzylindern war 155 mm. In der **Abbildung 4-31** werden Proben dieser Serie dargestellt.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
0.209	0.442	1.56	0.00388	0.00877	0.0153	0.0154	0.0172	0.195
Co	Cu	Nb	Ti	V	W]	Sn	N	Fe
<0.0100	0.0354	0.0413	0.00373	<0.0010	<0.0100	0.00165	0.0102	Rest

Tabelle 4-13: Chemische Zusammensetzung der Probe der Serie E, in Masse-%



Abbildung 4-31: Probe aus der Versuchserie E

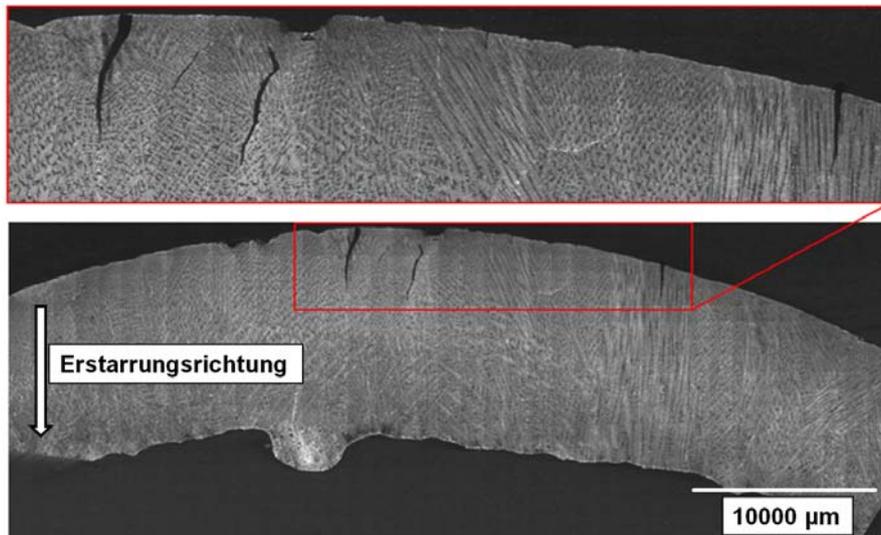


Abbildung 4-32: Querschliff der Probe der Serie E



Abbildung 4-33: Längsschliff der Probe der Serie E

Die Probe zeigt Porenbildung und eine nichtgleichmäßige Oberfläche. Die Gründe dafür sind, ähnlich dem Versuch zuvor, im hohen Stickstoffgehalt zu suchen. Außer den Poren gibt es keine weitere Vorschädigungen (offene Heißrisse und Heißrisseigerungen), die während der Erstarrung entstehen können. Die untere Seite der Probe zeigte nach dem Biegeversuch Oberflächenrisse. Die metallografische Untersuchung dieser Risse (**Abbildung 4-32** und **Abbildung 4-33**) zeigt, dass sich die Risse an den Austenitkorn Grenzen gebildet haben (entlang eines dünnen Ferritfilms). Die Ausbreitung der Risse startet an den Triple - Punkten bzw. an gemeinsamen Eckpunkten von Austenitkörnern (**Abbildung 4-33**). Zusätzliche Ergebnisse (**Abbildung 4-34**) liefern die Untersuchungen der Risse mit REM und mit der Lichtmikroskopie. Die Ergebnisse zeigen, dass die Dicke des Ferritfilms an den Austenitkorn Grenzen ca. 13 μm bis zu 25 μm beträgt. Die Proben zeigen einen scharf berandeten Verlauf, welcher typisch ist für interkristalline Risse. Die Analyse des inneren Bereichs der Risse ist aufgrund der Verzunderung der Oberflächen nicht möglich.

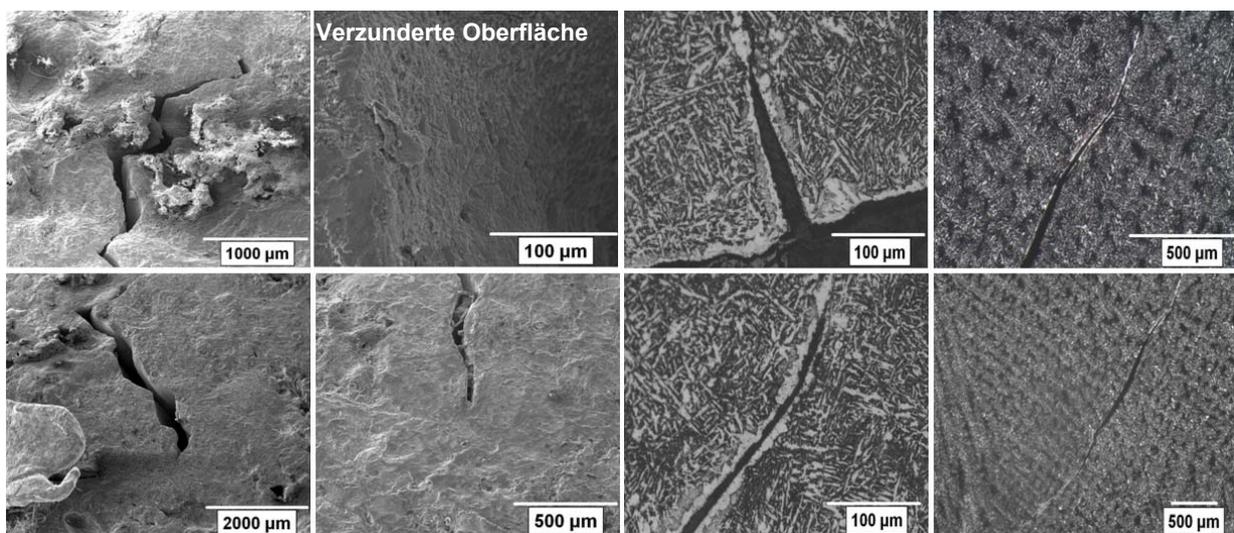


Abbildung 4-34: Die Ergebnisse der Rissuntersuchung unter den REM und Lichtmikroskopie

Positive Erkenntnisse aus der Serie E:

- Die während des Versuchs entstandenen Risse sind typisch auch für Risse an Brammenoberflächen.

Negative Erkenntnis aus der Serie E:

- Das Problem mit der Temperaturmessung während des Versuchs.

4.3.3 Serie F

Das Ziel der Serie war die Durchführung des Versuchs mit Einsatz der Thermobox. Die Stahlzusammensetzung, dargestellt in **Tabelle 4-14** ist ähnlich wie bei den Versuchen zuvor. Auch sind die Versuchsparameter, wie Schmelztemperaturen und Haltezeiten ähnlich. Die Thermobox wurde bei diesem Versuch noch ohne Einsatz von vorgewärmten Feuerfeststeinen verwendet. Die Darstellung in **Abbildung 4-35** zeigt die Thermobox mit der Innenauskleidung bestehend aus Feuersfestwolle.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
0.208	0.477	1.38	0.00299	0.00762	0.0152	0.0123	0.0165	0.0717
Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Sn	N	Fe
<0.0100	0.0284	0.0338	0.00213	<0.0010	<0.0100	0.0019	0.0351	Rest

Tabelle 4-14: Chemische Zusammensetzung der Probe bei der Serie F, in Masse-%

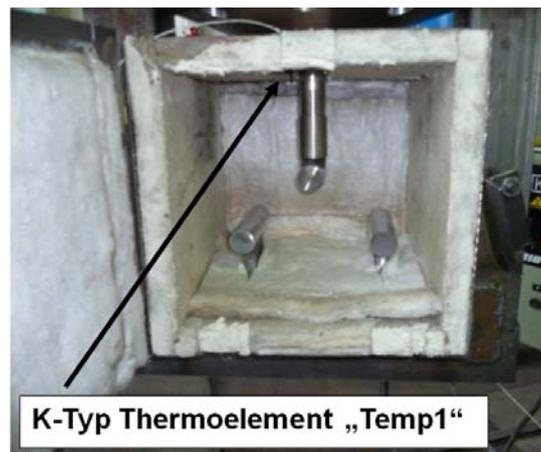


Abbildung 4-35: Thermobox

Die Temperatur während des Versuchs wurde mit vier Thermoelementen gemessen. Ein Element (K-Typ) wurde an der Oberseite der Box montiert. Es misst die Lufttemperatur während des Versuchs. Die anderen Thermoelemente (S-Typ) wurden in der Grundplatte der Kokille (Temp2 und Temp4) montiert. Diese messen die Oberflächentemperatur der Probe. Die Temperatur in der Probe während des Versuchs wurde mit Thermoelement Temp3 untersucht. Der Temperaturverlauf mit der bezeichneten Position der Thermoelemente wurde in der **Abbildung 4-36** dargestellt.

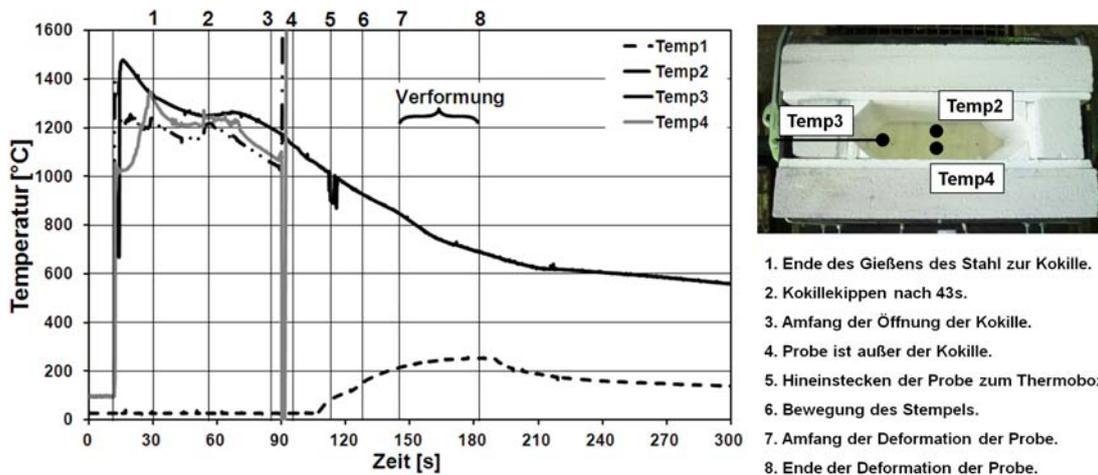


Abbildung 4-36: Die Temperaturverlauf während des Versuchs mit der bezeichneten Position der Thermolemente in der Kokille in der Serie F

Die Temperatur zu Versuchsbeginn (Temp3) lag bei 852 °C und am Ende bei 687 °C. Die Geschwindigkeit des Stempels war 1 mm/s und der Deformationsweg lag bei 39 mm. Der Abstand zwischen den Auflagerzylinder wurde auf 155 mm eingestellt. Die Probe nach dem Biegeversuch zeigt **Abbildung 4-37**. Hier ist eine extrem große Porenbildung, bedingt durch 350 ppm N zu erkennen. Die untere Probenseite zeigt Querrisse an der Oberfläche. Die metallografische Auswertung der Risse (**Abbildung 4-38**) zeigt interkristalline Rissbildung entlang der Austenitkorngrenzen. An den Austenitkorngrenzen ist der dünne Ferritfilm gut sichtbar.



Abbildung 4-37: Probe aus der Versuchserie F

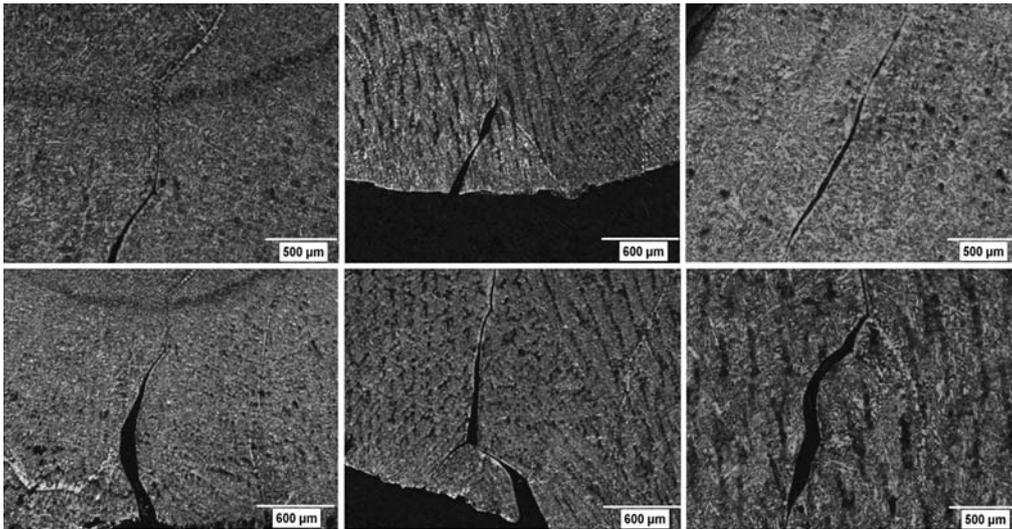


Abbildung 4-38: Interkristalline Risse entlang der Austenitkorngrenzen

Positive Erkenntnisse aus der Serie F:

- Die Thermobox ermöglicht die langsamere Probenabkühlung.
- Die Wiederholung der Ergebnisse (Risse) aus der Serie E ist möglich.

Negative Erkenntnisse aus der Serie F:

- Massive Porenbildung wegen des wieder zu hohen Stickstoffgehalts.

4.3.4 Serie G

Das Ziel der Serie G war die Prüfung der Reproduzierbarkeit und Flexibilität der Versuche. Dabei wurden zwei Versuche (Nr. 1 und 2) mit gleicher Temperatur, Verformungsweg und Stempelgeschwindigkeit und zwei (Nr. 3 und 4) mit gleichen Anfangstemperaturen und Verformungszeit, aber unterschiedlichen Verformungswegen und unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten, durchgeführt. Die chemischen Zusammensetzungen der Proben werden in der **Tabelle 4-15** dargestellt.

Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
1	0.189	0.362	1.44	0.00228	0.00104	0.0195	0.0185	0.0166	0.0565
2	0.187	0.312	1.41	0.00275	0.00148	0.0177	0.0181	0.0165	0.0405
3	0.182	0.384	1.45	0.00313	0.00155	0.0181	0.0185	0.0171	0.0681
4	0.191	0.352	1.48	0.00331	0.00212	0.0190	0.0184	0.0176	0.0521
	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Sn	Fe	
1	<0.0100	0.0108	0.0359	<0.00100	<0.00100	<0.0100	0.00179	Rest	
2	<0.0100	0.0132	0.0394	<0.00100	<0.00100	0.0193	0.00185	Rest	
3	<0.0100	0.138	0.0443	<0.00100	<0.00100	0.0155	0.00196	Rest	
4	<0.0100	0.0154	0.0404	<0.00100	<0.00100	0.0138	0.00208	Rest	

Tabelle 4-15: Stahlzusammensetzung der Probe aus der Serie G, in Masse-%

Eine Zusammenfassung der Versuchsparameter für die 4 Versuche zeigt **Tabelle 4-16**. Der Abstand zwischen den Auflagerzylinder wurde auf 130 mm eingestellt. Die Biegeversuche wurden, mit erwärmten Feuersteinen in der Thermobox, durchgeführt. Die Proben nach dem Biegeversuchen zeigt **Abbildung 4-39**.

Proben Nr.	1	2	3	4
Abgußtemperatur [°C]	1624	1621	1624	1610
Haltedauer bis zum Kippen [s]	60	60	50	50
Stempelgeschwindigkeit [mm/s]	1.5	1.5	2.5	2.0
Deformationsweg der Stempel [mm]	19	18.5	43	31
Verformungszeit [s]	13	12	17	16
Start-Temperatur [°C]	813	814	695	689
Endtemperatur [°C]	798	790	678	690
Probendicke [mm]	23	23	19	19

Tabelle 4-16: Versuchsparameter und Versuchsergebnisse der Serie G



Abbildung 4-39: Proben nach dem Biegeversuch

In den Proben Nr. 1 und 2 wurden Risse an der Oberfläche gefunden und sind in in der **Abbildung 4-40** dargestellt. Die Risse haben sich entlang der Austenitkorngrenzen im dünnen Ferritfilm gebildet. In den Proben Nr. 3 und 4 wurden keine Risse gefunden.

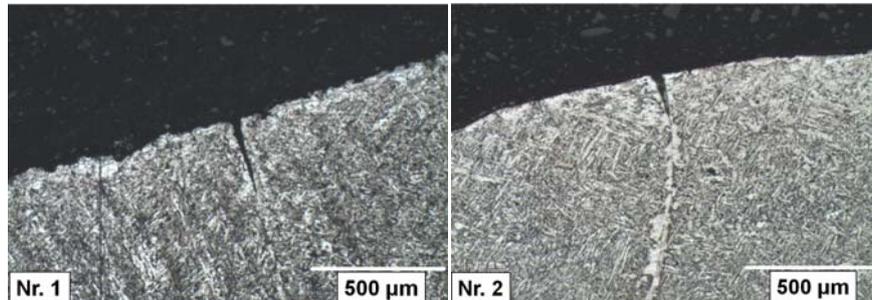


Abbildung 4-40 Beispiele der Risse aus der Versuche Nr. 1 und 2

Die Ergebnisse aus den Versuchen Nr. 1 und 2 zeigen, dass die Versuchsmethode bei ähnlichen Versuchsbedingungen ähnliche Resultate liefert. Die Ergebnisse aus den Versuchen Nr. 3 und 4 zeigen, dass bei unterschiedlichen Versuchsparametern (Stempelgeschwindigkeit, Stempelweg), bei gleichen Anfangsbedingungen, unterschiedliche Ergebnisse erzielt werden.

Positive Erkenntnisse aus der Serie G:

- Die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse bei ähnlichen Bedingungen.
- Die Methode erlaubt die Versuchsdurchführung unter den gleichen Anfangsbedingungen (Temperatur) aber anderen Versuchsparameter (zB. Stempelgeschwindigkeit und/oder Stempelweg).
- Durch die Verwendung der Thermobox wird die Abkühlung der Probe deutlich beeinflusst.

Negativer Erkenntnis aus der Serie G:

- Die Proben zeigen starke Porosität infolge des zu hohen Stickstoffgehalts.

4.3.5 Serie H

Die Versuche Serie H wurden im Rahmen einer Bachelorarbeit durchgeführt [71]. Das Ziel dieser Bachelorarbeit war die Bestimmung des kritischen Temperaturbereichs für die Rissbildung von Stahl mit 0.18 % Kohlenstoff-Gehalt. Dazu wurden 7 Proben mit der maximal möglichen Dehnung im Temperaturbereich zwischen 600 °C und 950 °C, verformt. Die Schmelztemperaturen vor dem Abgießen in die Kokille lagen bei ca. 1620 °C. Die Haltezeiten bis zum Kippvorgang der Kokille lagen zwischen 40 und 46 s. Der

Verformungsanteil des Stempelwegs zwischen 22.5 mm und 31 mm (abhängig von der Probendicke) mit der Stempelgeschwindigkeit von 1.8 mm/s deformiert. Der Abstand zwischen den Auflagerzylindern wurde auf 110 mm eingestellt. Die Probentemperatur wurde mit zwei Thermoelementen (S-Typ) gemessen. Die Messposition der Elemente ist in **Abbildung 3-8** ersichtlich. In die Thermobox wurden vor jeden Versuch erwärmte Feuerfeststeine eingebracht. Bilder der Proben nach den Biegeversuchen und die entsprechenden Temperaturverläufe zeigt **Abbildung 4-41**.

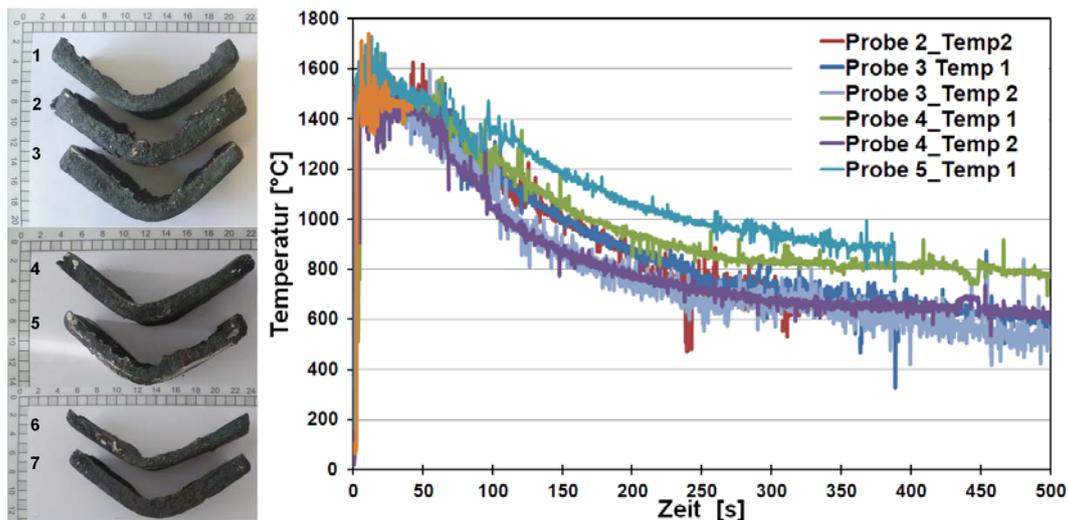


Abbildung 4-41: (a) Proben nach dem Biegeversuch, (b) Temperaturverlauf während des Versuchs

Die gemessenen Temperaturen zeigen größere Abweichungen, die sehr wahrscheinlich auf Kontaktprobleme zwischen Thermoelement und Stahl, beruhen. Ein Ergebnis der Bachelorarbeit ist die Erkenntnis, dass die Messung der Probentemperatur verbessert werden muss. In den Proben Nr. 1, 3 und 7 wurden interkristalline Risse, dargestellt in der **Abbildung 4-42**, gefunden. Die Risse wurden quantitativ ausgewertet, dabei wurden Länge, Tiefe, Breite und Winkel der Risse ausgemessen (**Abbildung 4-43**). Die Messergebnisse sind in der **Tabelle 4-17** dargestellt.

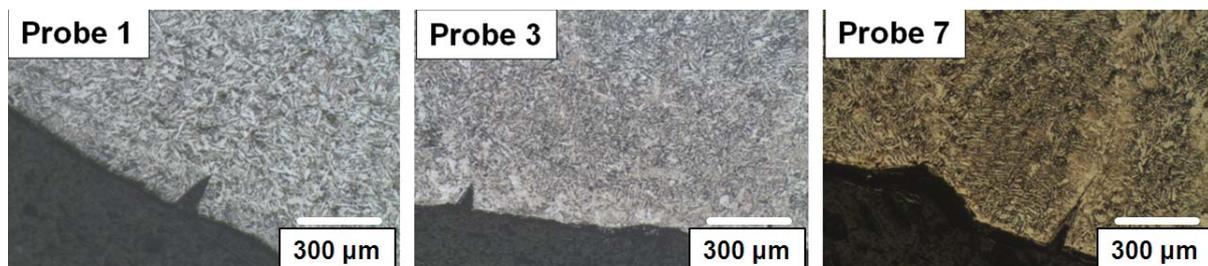


Abbildung 4-42: Beispiele von Rissen in den Proben der Serie H

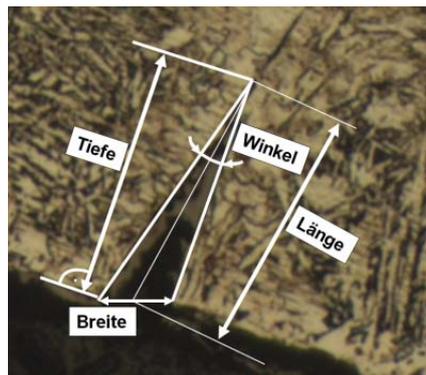


Abbildung 4-43: Messmethode

Probe Nr.	Länge [μm]	Tiefe [μm]	Breite [μm]	Winkel [$^\circ$]
1	106	112	64	31
2	98	98	66	30
7	146	137	58	23

Tabelle 4-17: Die Messungsergebnisse der Risse aus der Serie H

Die Proben haben, wie bei den Versuchen zuvor, einen erhöhten Stickstoffgehalt (von 88 ppm bei Probe 5 bis zu 317 ppm bei Probe 3). Der hohe Gehalt führt zur Ungleichmäßigkeiten in der Probenoberfläche bzw. auch zu unterschiedlichen Schalenstärken. Im Rahmen der Bachelorarbeit, wurde von jeder Probe ein Dickenprofil erstellt und in der Arbeit dokumentiert.

Positive Erkenntnisse aus der Serie H:

- Die IMC - B Methode ermöglicht Belastungen mit interkristalliner Rissbildung bei Stählen, die im Strangguss als unempfindlich gelten d.h. das Wissen über die interkristalline Rissbildung könnte deutlich erweitert werden.
- Es wurde eine Messungsmethode für die Abschätzung der geometrische Parameter der Probe in Bezug zu den aufgetretenen Rissen entwickelt.

Negative Erkenntnisse aus der Serie H:

- Die gemessenen Temperaturverläufe können ungenau sein.
- Der erhöhte Stickstoffgehalt führt zu ungleichmäßigen Probendicken und zu Oberflächenrauheiten.

4.3.6 Serie I

Das Ziel der Serie I war die Herstellung von „as cast“ Proben mit Kerben an den Oberflächen. Der gedankliche Hintergrund für derartige Proben, ist das bewusste Einbringen

von Vorschädigungen in die Schale, um in weiterer Folge eventuell Oszillationsmarken simulieren zu können. Für dieses Ziel wurde ein Stab mit einem dreieckigen Querschnitt auf der Kokillengrundplatte (Einschubplatte) angeschweißt. Die Länge, der auf der Platte aufliegende Seite, wurde mit 2 mm festgelegt und auch die Höhe des Dreiecks wurde mit 2 mm angenommen. Nach dem Anbringen wurde die Einschubplatte und die Kerbe mit 0.4 mm Zirkoniumoxid beschichtet. Die beschichtete Einschubplatte mit der Kerbvorrichtung und eine versuchsbereite Kokille wird in der **Abbildung 4-44** dargestellt.

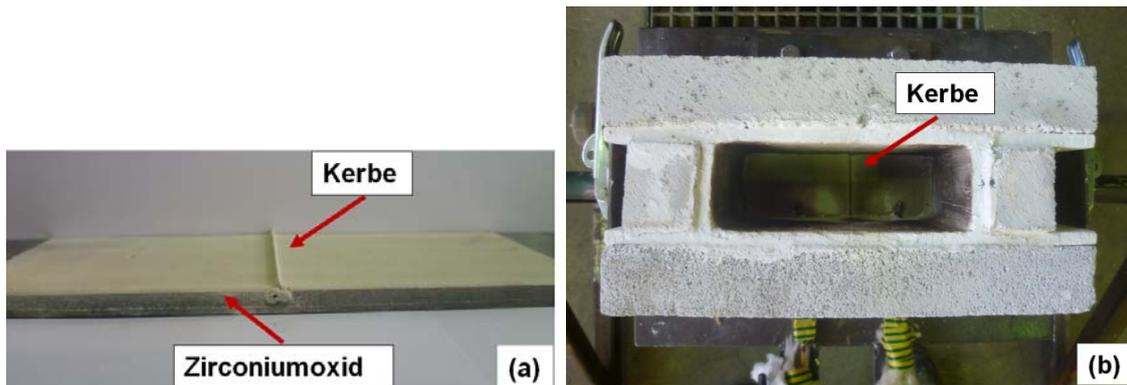


Abbildung 4-44: Einschubplatte und die fertige Kokille zur Untersuchung

Im Rahmen dieser Versuchsserie wurde 1 Probe hergestellt. Die chemische Zusammensetzung der Probe zeigt **Tabelle 4-18**. Die Abstichttemperatur war 1618 °C. Die Haltedauer bis zum Kippen hat 42 s betragen.

C	Si	Mn	Al	Nb	Fe
0.2	0.4	1.56	0.2	0.036	Rest

Tabelle 4-18: Zusammensetzung der Probe aus der Serie I, in %

Nach dem Ausleeren der Schmelze aus der Kokille kühlte die Probe frei bis zur Raumtemperatur ab. Die Auswirkung der Kerbvorrichtung auf die Probenoberfläche dokumentiert **Abbildung 4-45**.

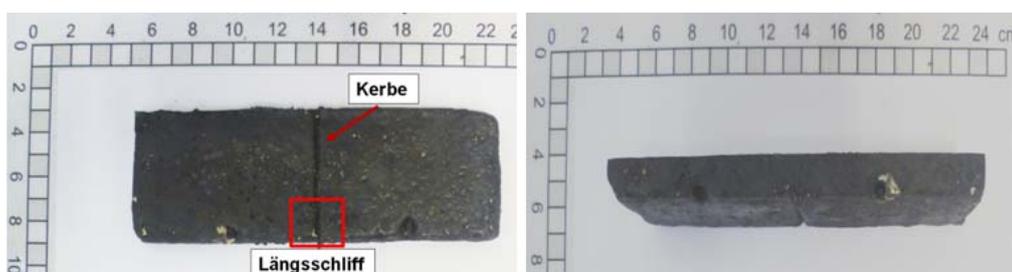


Abbildung 4-45: Probe mit der Kerbe von der Serie I

Die Kerbe in der Probe war nach der Erstarrung deutlich abgerundeter im Vergleich zur Kerbspitze in der Einschubplatte. Die Probe wurde in weiterer Folge metallographisch untersucht. Dazu wurde ein Teil der Probe abgeschnitten und bis zur Kerbspitze abgeschliffen. Aus der verbleibenden Schliiffprobe wurde dann, entsprechend **Abbildung 4-45**, ein Längsschliff vorbereitet. Die metallografischen Untersuchungen zeigten jedoch keine deutlichen Unterschiede zwischen den Größen der Austenitkörner in der Riss Spitze und dem umgebenden Bereich. Hingegen wird bei Oszillationsmarken davon ausgegangen, dass die gehemmte Wärmeabfuhr im Bereich der Marken unterschiedliche Austenitkorngrößen verursacht.

Positive Erkenntnis aus der Serie I:

- Es ist möglich „as cast“ Probe mit Kerben zu produzieren.

Negative Erkenntnisse aus der Serie I:

- Es gibt keine deutliche Vergrößerung der Austenitkörner im Kerbspitzenbereich.
- Für die Steuerung des Wärmeentzugs der Spitze ist mehr Entwicklungsaufwand notwendig (eventuell hohle Ausführung der Kerbvorrichtung)
- Die Kerbspitze wird durch die eingeschränkte Benetzbarkeit der Schmelze abgerundet.

4.3.7 Serie J

Das Ziel der Serie J war die Durchführung von 2 Versuchen mit „as cast“ Proben, welche mit Einkerbungen versehen sind. Die chemischen Zusammensetzungen der Proben zeigt **Tabelle 4-19**.

Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
1	0.213	0.223	1.44	0.00482	0.0104	0.128	0.0103	0.0748	0.00275
2	0.225	0.142	1.54	0.00428	0.00710	0.0603	0.0110	0.0344	0.00242
	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Sn	Fe	
1	<0.0100	0.0238	0.00267	<0.00100	0.0122	0.0109	0.00275	Rest	
2	<0.0100	0.0224	0.00226	<0.00100	0.00707	0.0114	0.00256	Rest	

Tabelle 4-19: Chemische Zusammensetzung der Proben aus der Serie J, in Masse-%

Die Versuchsparameter in dieser Serie entsprechen, im Wesentlichen, den Werten der Vorserien. Thermoelemente wurden aufgrund der Probleme in der Serie H nicht eingebaut d.h. der Versuchsablauf wurde über die Zeit gesteuert. Wobei die Zeitmessung mit dem

ersten Kontakt des flüssigen Stahls mit der Kokille beginnt. Die Proben wurden nach 230 s bzw. 164 s mit einer Stempelgeschwindigkeit von 1.8 mm/s verformt. Der Verformungsweg betrug im ersten Versuch 26 mm und im Zweiten 35 mm. Der Abstand zwischen den Auflagerzylinder wurde auf 110 mm eingestellt. Eine Zusammenfassung der Parameter zeigt **Tabelle 4-20**.

Probe Nr.	1	2
Abstichtemperatur [°C]	1624	1619
Haltedauer bis zum Kippen [s]	40	41
Stempelgeschwindigkeit [mm/s]	1.8	1.8
Deformationsweg [mm]	26	35
Verformungszeit [s]	15	20
Beginn Biegeversuch [s]	230	164

Tabelle 4-20: Versuchsparameter und Versuchsergebnisse der Serie J

Die Proben nach dem Biegeversuch werden in der **Abbildung 4-46** dargestellt. Die Proben Nr. 2 zeigt einen makroskopischen Querriss entlang der Kerbspitze. Die Ergebnisse der metallografischen Auswertung (Querschliffe) werden in der **Abbildung 4-47** dargestellt.



Abbildung 4-46: Proben mit Kerben der Serie J

Die besonders langen Risse wurden in der Kerbspitze gebildet (**Abbildung 4-47a-d**). Kleinere Risse konnten auch außerhalb des Kerbspitzenbereichs gefunden werden. Die Ergebnisse zeigen deutlich, dass es die Kerbe Spannungskonzentrationen verursacht, welche zur Rissbildung führen. Alle Risse wurden entlang von Austenitkorngrenzen (mit Korngrenzenferrit) gefunden. Die gemessene Dicke der Ferritfilme variiert zwischen 14 μm

und 22 μm . Die **Abbildung 4-47a-d** zeigt, dass die Kerbspitze entsprechend der Oberflächenspannungen der Schmelze, verrundet wird.

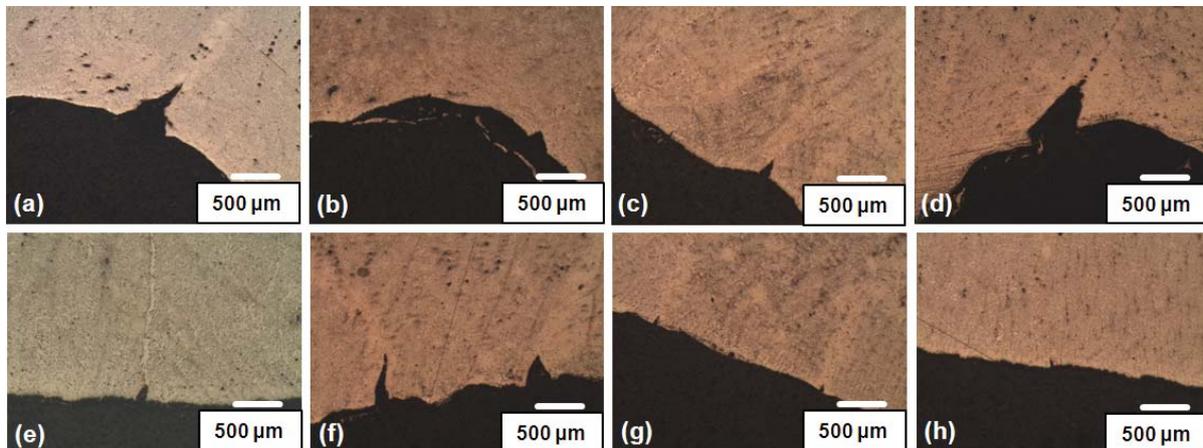


Abbildung 4-47: Risse entlang von Austenitkorgrenzen: in der Kerbspitze (a-d) und außerhalb der Kerbe (e-h)

Positive Erkenntnisse aus der Serie J:

- Die IMC-B Versuch ermöglicht die Simulation einer interkristallinen Rissbildung, ausgehend von einer künstlich erzeugten Kerbe. Der Mechanismus von Risseinleitungen entlang von Oszillationsmarken könnte dadurch besser beleuchtet werden.
- Der Einfluss einer unterschiedlichen Kerb-Geometrie auf die interkristalline Rissbildung kann simuliert werden.

Negativer Erkenntnis aus der Serie J:

- Die Kerbspitze in der Probe kann nur beschränkt spitz ausfallen.

4.4 Zusammenfassung der experimentelle Ergebnisse des IMC-B Versuchs

Die neu entwickelte IMC-B Methode erlaubt die experimentelle Simulation der Rissbildung im Temperaturbereich des Stranggießens von Stahl. Mit dieser Methode werden in einem 3-Punkt Biegeversuch, „as cast“ Proben im kritischen Temperaturbereich untersucht. Die Probenherstellung erfolgt in einer speziellen Kokille, welche prinzipiell die Herstellung von Proben mit unterschiedlichen dendritischen Strukturen und Größenparameter erlaubt. Durch die eindimensionale Wärmeabfuhr und durch die Steuerbarkeit des Wärmeentzugs können Proben hergestellt werden, die in ihrer Primär- und

Sekundärstruktur vergleichbar mit Proben aus den oberflächennahen Bereichen einer Stranggussschale sind. Zusätzlich erlaubt die IMC-B Methode die Simulation einer Kerbwirkung in der Probe auf die Rissbildung. Dabei können Kerben mit unterschiedlicher Geometrie erzeugt werden.

Die gerichteten erstarrten Proben haben gelegentlich eine nicht gleichmäßige Oberfläche, welche überwiegend in der Kantennähe zu finden ist. Der wesentliche Vorteil der IMC-B Methode ist, dass es keine Vorschädigungen im Sinne von Heissrissen und Heissrisseigerungen in den Proben gibt. Die Poren, die in einigen Proben sichtbar waren, waren das Ergebnis eines zu hohen Stickstoffgehalts in der Schmelze. Dieser hohe Stickstoffgehalt konnte durch die Festlegung einer besseren Legierungsreihenfolge (Mangan als das letzte Legierungselement bei der Vorbereitung des Schmelzbads) auf ein Normalmaß reduziert werden. Auch das Ausbrennen der Kokille vor dem Versuch bewirkte eine Verbesserung der Probenqualität, in dem die Restfeuchte der Bornitridbeschichtung ausgetrieben wurde.

Die Verformung der gerichteten erstarrten Proben wird in der Apparatur für den 3 - Punkt Biegeversuch durchgeführt. Durch die Verwendung dieser Apparatur ist sowohl die Einstellung einer definierten Stempelgeschwindigkeit als auch des Stempelweges möglich. Die Dehnungen in den Proben müssen errechnet werden (z.B. mit Abaqus). Eine weitere wichtige Erkenntnis ist, dass der Versuch reproduzierbare Ergebnisse liefert. Die Temperaturmessung in den Proben während der Versuche erweist sich als problematisch. Die Gründe dafür sind die Vorschädigungen der Thermoelemente und der schlechte Kontakt der Thermoelementköpfe mit den Proben.

Die metallographische Auswertung der Proben zeigt interkristalline Risse entlang der Austenitkorngrenzen. An den Rissen war ein dünner Ferritfilm gut sichtbar. Die Dicke dieser Ferritfilme lag zwischen 13 μm und 25 μm . Die Risse haben sich von den Eckpunkten der Austenitkörner ausgebreitet. Dieser Mechanismus der Rissbildung stimmt mit den Beobachtungen im Stranggießprozess und mit, in der Literatur beschriebenen Laborexperimenten, überein. Die Biegeversuche mit den Kerbproben zeigt, dass sich Risse entlang der Kerben bilden. Die Ergebnisse bestätigen indirekt, dass Oszillationsmarken an den Brammenoberfläche zu Rissauslösung führen können.

Die Risse in den Proben wurden nicht nur qualitativ aber auch quantitativ abgeschätzt. Dabei wurde eine Messungsmethode für die Geometrie der Risse entwickelt. Die Länge, Tiefe, Breite sowie der Winkel der Risse wird gemessen.

Die Information über den Ausscheidungszustand, die Austenitkorngröße und Dehnungsverteilung in der Probe während des Biegeversuchs in Verbindung mit der metallographischen Auswertung der spezifischen Rissparameter (Tiefe, Länge,...) ermöglicht die Definition des kritischen Temperaturbereichs und die Bestimmung kritischer Dehnungen für die Rissbildung. Dadurch ist das Verständnis des Prozesses der Rissenentstehung beim Stranggießprozess deutlich größer.

Die richtige Abschätzung der kritischen Dehnungen und entsprechenden kritischen Temperaturbereichen für die Rissbildung ist das wesentliche Ziel der Entwicklung der neuen IMC-B Methode. Dieses Ziel war bis zu diesem Zeitpunkt jedoch nicht realisierbar. Der Grund dafür war die kontinuierliche und schnelle Abkühlung der Probe im Thermobox vor und während des Biegeversuchs. Zur richtigen Abschätzung der kritischen Dehnungen ist aber die Durchführung des Biegeversuchs unter der konstanten Temperatur notwendig. Zusätzlich soll die Probe vom Versuch mit der definierten Abkühlungsgeschwindigkeit zur Versuchstemperatur abgekühlt werden. Dadurch kann man die stranggießnahe Bedingungen bekommen. Um den Versuch nach der definierten Probeabkühlung durchzuführen, ist der Induktionsofen sowie die einige Modifikationen in der Biegeapparatur selbst notwendig.

Im nächsten Kapitel wird die komplett neue Ausstattung zur Durchführung des IMC-B Versuchs dargestellt. Im diesen Kapitel wird auch ein Konzept für die weitere Entwicklung der Methode dargestellt.

4.5 Neue Ausstattung und die Zukunft des IMC-B Versuchs

In den letzten Kapiteln wurden auch Einschränkungen im Versuchsablauf aufgezeigt. Ein wesentlicher Punkt ist die Abkühlung der Probe während des Biegeversuchs d.h. der Versuch kann nicht bei konstanter Temperatur durchgeführt werden. Um diesen Nachteil zu beheben, wurde am Ende dieser Arbeit ein Heizofen angekauft. Der Ofen wurde entsprechend der konstruktiven Gegebenheiten umgebaut und in die Anlage integriert. Der Stempel und die Auflager wurden aus dem hitzebeständigen Stahl Böhler H525 hergestellt. Der austenitische Stahl mit 24.8 % Cr und 19.8 % Ni garantiert hohe Festigkeiten an Luft bis zu Temperaturen von 1150 °C. An der Rückseite des Ofens wurde ein Gasanschluss für Argon angebracht. Die Spülung des Ofens mit Argon ermöglicht eine kontrollierte Abkühlung der Probe. Es wurde auch eine neue Halterung für die Biegeapparatur gefertigt. Die neue Ausführung der Biegeapparatur wird in der **Abbildung 4-48** dargestellt.

Mit dem Einbau des neuen Ofens wurde auch die Prozessdurchführung verändert. In den Versuchen zuvor startete der Druckstempel aus einer vorgegebenen Position ohne Rücksichtnahme auf die Probendicke d.h. der Stempel legte, bis zum eigentlichen Biegeversuch, einen Leerweg zurück. In der verbesserten Versuchsabfolge wird der Stempel unmittelbar auf die Probenoberfläche positioniert. Die Temperatur des Ofens wird zu diesem Zeitpunkt auf rund 1100 °C eingestellt und mit einer Argonspülung abgesenkt. Durch eine langsame Abkühlung kann ein Temperaturgleichgewicht zwischen Probe und Ofenatmosphäre erreicht werden. Durch diesen Vorgang wird die Bestimmung der Probentemperatur vereinfacht.

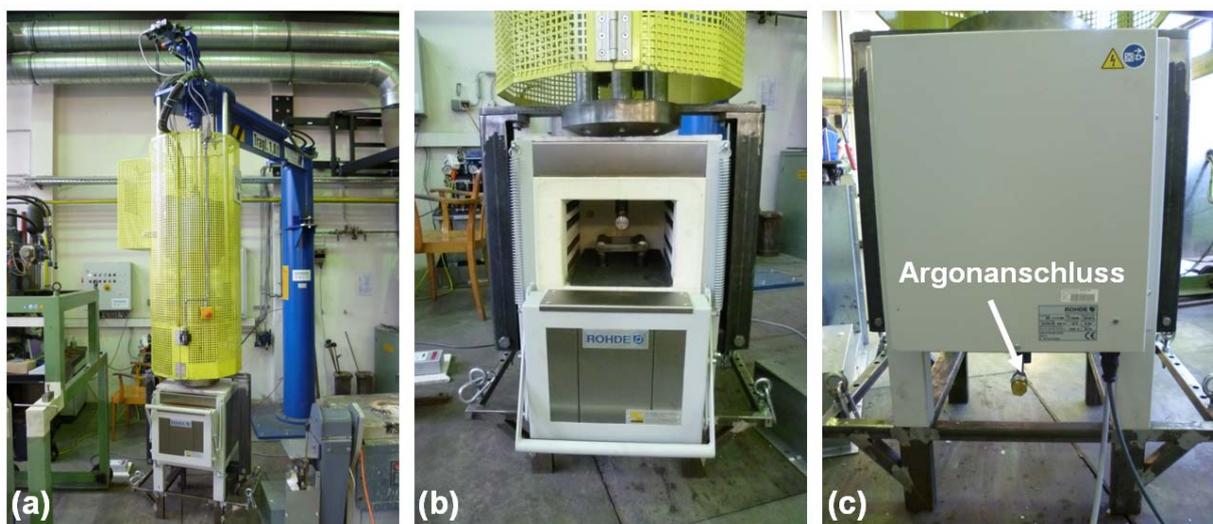


Abbildung 4-48: Ofen mit der Apparatur zum „as cast“ Biegeversuch

Die Proben nach dem Biegeversuch werden aus dem Ofen genommen und bis Raumtemperatur an Luft abgekühlt. Die anschließende Auswertung entspricht der bereits beschriebenen Vorgangsweise. Die Position der Risse wird an den Probenschalen markiert und metallographisch ausgewertet. Der Ausscheidungsprozesse in der Probe werden mit Matcalc simuliert. Die Dehnungen werden mit Abaqus ausgerechnet. Durch die Markierung der Risspositionen und der metallografische Auswertung der Risse kann man die dazu gehörigen Dehnungen abschätzen. Diese Vorgangsweise erlaubt die Berechnung der kritischen Dehnungen für die Rissbildung unter den stranggießnahen Bedingungen. Ein wesentlicher Vorteil dieser Methode ist die Möglichkeit, die kritischen Dehnungen bei tieferen Temperaturen, außerhalb des Duktilitätsminimums, zu bestimmen. Es wäre theoretisch möglich die Versuche bei Raumtemperatur durchzuführen, jedoch müsste zuvor die Belastung für die Biegeapparatur abgeschätzt werden. Eine Versuchsdurchführung bei tieferen Temperaturen würde die Kenntnisse über die Mechanismen der Rissbildung deutlich erhöhen.

5 Zusammenfassung

Das Thema dieser Dissertation war die experimentelle Simulation der Rissbildung und die Berechnung der kritischen Parameter für diesen Vorgang. Es wurde Wert darauf gelegt, dass die Proben und auch die Versuchsbedingungen eine hohe Ähnlichkeit zum industriellen Stranggießprozess aufweisen. Es wurde u.a. auch versucht, Oberflächendefekte in den Proben herzustellen, in Hinblick auf die im Strangguss auftretenden Oszillationsmarken.

Die erste Versuchsmethode (IMC – T Versuch) basiert auf einem Zugversuch mit in-situ erstarrten Stahlschalen. Diese Methode wurde vor einigen Jahren am Lehrstuhl für Metallurgie entwickelt und im Rahmen dieser Dissertation deutlich modifiziert und verbessert. Dabei wurde der Prüfkörper abgeändert und die Steuerung der IMC - Anlage angepasst. Diese Verbesserungen gewährleisteten eine Minimierung der Vorschädigungen in der Erstarrungsschale und daher bessere Versuchsergebnisse. Im Rahmen dieser Arbeit wurden Ergebnisse von 16 Versuchen dargestellt.

Der zweite Methode (IMC – B) Versuch wurde neu entwickelt. Diese Methode basiert auf einem 3 – Punkt Biegeversuch mit „as cast“ hergestellten Proben. In dieser Dissertation wurden das Konzept, die Durchführung des IMC – B Versuchs und die wichtigsten Schritte zur Versuchsentwicklung dargestellt.

Der wesentliche Vorteil beider Versuche, im Vergleich zu anderen Versuchsmethoden, ist der Ausgangszustand der Proben. Bei beiden Versuchen sind die Proben in ihrem Ausgangszustand ähnlich den Proben aus Brammenoberflächen. Dabei spielt die gerichtete Probenerstarrung, die Bildung kolumnarer Austenitkörner sowie Inhomogenitäten in der Schale (wie z.B. Kerben und Mikroporen) eine wesentliche Rolle. Ein weiteres wichtiges

charakteristisches Merkmal ist das Fehlen einer dynamischen Rekristallisation in der Probe, während der Verformung beim IMC – T Versuch. Dadurch eignet sich dieser Versuch für die Untersuchung der Rissanfälligkeit von Stählen auch bei höheren Temperaturen, wo der konventionelle Heißzugversuch aufgrund der dynamischen Rekristallisation der Proben eine zu gute Duktilität zeigt. Ein weiterer Vorteil beider Methoden liegt in der Messung der kritischen Dehnungen während des Versuchs. Dadurch bekommt man, neben den Informationen über den kritischen Temperaturbereich, auch Anhaltspunkte für die realen Werte, die zur Rissbildung führen.

Beide Methoden zeigen reproduzierbare Ergebnisse – sowohl im Temperaturverlauf (mit Einschränkungen beim IMC-B Versuch ohne Heizeinrichtung) als auch im Probenzustand vor der eigentlichen Verformung. Für eine genau geregelte Temperatur im IMC-B Versuch ist der Einsatz eines Heizofens wichtig. Mit der kontrollierten Abkühlung der Proben kann auch der Ausscheidungszustand in der Probe gesteuert werden. Die Weiterentwicklung dieser Steuerung ist Teil zukünftiger Projekte. Die Ergebnisse der IMC - T Versuchsserien zeigen, dass diese Versuchsmethode die Identifizierung des lokalen Duktilitätsminimums ermöglicht. Das Duktilitätsminimum zeigt kritischen Dehnungen kleiner als 2 %. Solche kleine Dehnungen können die Querrissbildung an den Brammenoberfläche beim Rückbiegen verursachen. Die REM Untersuchungen zeigen, dass sich je nach Temperatur and Ausscheidungszustand verschiedene Bruchmorphologien ausbilden, vom interkristallinen Spröbruch bis zum transkristallinen Verformungsbruch. Nach der Bruchflächenanalyse und LSCM Untersuchungen wurde festgestellt, dass die γ/α Umwandlung keine Rolle für den Abfall in der kritischen Verlängerung spielt. Die Dilatometerergebnisse zeigen jedoch, dass sich die γ/α Umwandlung auf die Vermeidung der kritischen Verlängerung auswirken könnte. Eine eindeutige Erklärung der Auswirkung dieser Umwandlung auf die kritischen Parameter der Rissbildung und der Unterschied zwischen den Messungen von LSCM und Dilatometer wurde nicht gefunden. Die Schalen bei Raumtemperatur zeigen ein ferritisch – perlitisches Gefüge. Der Ferrit an den Austenitkorngrenzen ist nicht so gut sichtbar, wie an den Schlifften aus den IMC – B Proben. Die Ergebnisse des IMC – B Versuchs zeigen, dass sich die Risse entlang des Ferritfilms an den Austenitkorngrenzen (interkristalline Rissbildung) ausbreiten. Die Dicke des Ferritfilms beträgt bis ca. 25 μm . Es besteht die Möglichkeit, den Einfluss von Oszillationsmarken auf die Rissbildung zu simulieren. Das ist ein wesentlicher Vorteil der IMC – B Methode im Vergleich zu allen anderen zur Verfügung stehenden Versuchsmethoden.

6 Literaturverzeichnis

- [1] Stranggußanteil an der Rohrstahlerzeugung, Stahl Zentrum VDEH: Electronic references, Abgerufen am 13. April 2012, http://195.210.48.207/wirtschaft_und_politik/stahl_in_zahlen/Dokument/2010/Stranggussanteil_Rohstahlerzeugung.pdf
- [2] Continuous casting, Wikipedia: Electronic references, Abgerufen am 13. April 2012, <http://de.wikipedia.org/w/index.php?title=Datei:Stranggussprinzip.png&filetimestamp=20100103182111>
- [3] Abushosha R., R. Vipond and B. Mintz: Influence of sulphur and niobium of hot ductility of as cast steels, *Materials Science and Technology* 7 (1991), 1101-1107.
- [4] Abushosha R., R. Vipond and B. Mintz: Influence of titanium on hot ductility of as cast steels, *Materials Science and Technology* 7 (1991), 613-621.
- [5] Abushosha R., S. Ayyad and B. Mintz: Influence of cooling rate and MnS inclusion on hot ductility of steels, *Materials Science and Technology* 14 (1998), 227-235.
- [6] Abushosha R., S. Ayyad and B. Mintz: Influence of cooling rate on hot ductility of C-Mn-Al and C-Mn-Nb-Al steels, *Materials Science and Technology* 14 (1998), 346-351.
- [7] Abushosha R., O. Comineli and B. Mintz: Influence of Ti on hot ductility of C-Mn-Al steels, *Materials Science and Technology* 15 (1999), 278-286.
- [8] Fruehan R. J.: *The making shaping and treating of steel (steel making and refining)*, 11th Edition, AISE Steel Edition, USA, 2004.
- [9] Baba N., K. Ohta, Y. Ito and T. Kato: Prevention of slab surface transverse cracking at Kashima n° 2 caster with surface structure control (ssc) cooling, *La Revue de Métallurgie-CIT* (2006), 174-179.

-
- [10] Badri A., T. T. Natarajan, C. C. Snyder, K. D. Powers, F. J. Mannion, M. Byrne and A. W. Cramb: A mold simulator for continuous casting of steel: part II. The formation of oscillation marks during the continuous casting of low carbon steel, *Metallurgical and Material Transactions* 36B (2005), 373-383.
- [11] Badri A., T. T. Natarajan, C. C. Snyder, K. D. Powers, F. J. Mannion, M. Byrne and A. W. Cramb: A mold simulator for continuous casting of steel: part I. The development of a simulator, *Metallurgical and Material Transactions* 36B (2005), 355-371.
- [12] Banks K, A. Kouraris, F. Verdoorn and A. Tuling: Precipitation and hot ductility of low C–V and low C–V–Nb microalloyed steels during thin slab casting, *Materials Science and Technology* 17 (2001), 1596-1604.
- [13] Banks K. M., A. Tuling, C. Klinkenberg and B. Mintz: Influence of Ti on hot ductility of Nb containing HSLA steels, *Materials Science and Technology* 27 (2011) 2, S. 537-545.
- [14] Banks K. M., A. Tuling and B. Mintz: Influence of V and Ti on hot ductility of Nb containing steels of peritectic C contents, *Materials Science and Technology* 27 (2011), 8 1309-1314.
- [15] Ballantyne A.S., K. Sorimachi and J. K. Brimacombe: Nicht publizierte Arbeit.
- [16] Bernhard C: Anforderungen an prozessorientierte Heißrissbildungsmodelle, *BHM* 149 (2004), 3, 90-95.
- [17] Bernhard C.: Vorlesung Spezielle metallurgische Prozesstechnik, Teil VIII –Kapitel 8.1.2: Gießtechnik- Vertiefung Grundlagen, Montanuniversität Leoben, 2008.
- [18] Bernhard C.: Einführungsvortrag, Hot Cracking Workshop, TU Graz 2010.
- [19] Bernhard C.: Vorlesung Eisen- und Stahlmetallurgie II Modul 2, Kapitel 3 „Gießtechnik III – Anlagentechnik des Stranggießens“, Montanuniversität Leoben 2011.
- [20] Bernhard C. and R. Pierer: Weiterführende Arbeiten zur Heißrissbildung, K1 Meeting, Linz, 2012.
- [21] Bleck W.: *Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis*, Institut für Eisenhüttenkunde, Verlag Mainz, Wissenschaftsverlag Aachen, Aachen, 2004.
- [22] Blicharski M.: *Inżynieria Materiałowa Stal*, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 2004.
- [23] Brimacombe J. K. and K. Sorimachi: Crack formation in the continuous casting of steel, *Metallurgical Transactions*, 5B (1977), 489-505.
- [24] Brimacombe J. R., P. K. Agarwal, P. Hibbins, B. Prabhaker and L. A. Baptista: Spray cooling in the continuous casting of steel, *Proceedings - National Open Hearth and Basic Oxygen Steel Conference*, 1980, 235-252.

-
- [25] Brimacombe J. K. and K. Sorimachi: Crack formation in the continuous casting of steel. *Continuous casting: Heat flow, solidification and crack formation*, 2, (1984), 199-214.
- [26] Brimacombe J. K., P. K. Agarwal, S. Hibbins, B. Prabhaker and L. A. Babtista L: Spray cooling in the continuous casting of steel, *Continuous casting: Heat flow, solidification and crack formation* 2 (1984), 109-123.
- [27] Brimacombe J. K., F. Weinberg and E. B. Hawbolt.: Formation of longitudinal, midface cracks in continuously-cast slabs. *Continuous casting: Heat flow, solidification and crack formation*, 2 (1984), 215-227.
- [28] Brimacombe J. K.: The challenge of quality in continuous casting process, *Metallurgical and Materials Transactions*, 30A (1999), 1899-1912.
- [29] Bober D.: Wpływ mikrodotyków na kinetyk rozrostu ziarna austenitu w stali mikroskopowej z dodatkiem 0,006% Boru, *Praca Dyplomowa, Wydział Metalurgii i Inżynierii Materialowej, AGH Kraków*, 2003.
- [30] Buelte R.: Some Factors Affecting the Ductility of Steel at High Temperatures, *ISSTech, Conference Proceedings*, 2003.
- [31] Burden M. H., G. D. Funnell, A. G. Whitaker and J. M. Young, In: *Solidification and casting of metals*, The Metals Society, (1979), 279-236.
- [32] Bůžek Z., E. Mazancová, Z. Jonšta and K. Mazanec: The influence of some residual element on the susceptibility to the transverse cracks formation in continuously cast structural steels.
- [33] Calvo J., A. Rezaeian, J. M. Cabrera and S. Yue: Effect of the thermal cycle on the hot ductility and fracture mechanisms of a C-Mn steel, *Analyses de Mechanica de la Fractura* 22 (2005), 184-189.
- [34] Calvo J., J. M. Cabrera, A. Rezaeian and S. Yue: Evaluation of the hot ductility of a C–Mn steel produced from scrap recycling, *ISIJ International* 47 (2007), 10, 1518–1526.
- [35] Carpenter K. R., R. Dippenaar and C. R. Killmore: Hot ductility of Nb- and Ti-bearing microalloyed steels and the influence of thermal history, *Metallurgical and Materials Transactions* 40A (2009), 573-580.
- [36] Carpenter K.; The influence of microalloying elements on the hot ductility of thin slab cast steel, *PhD thesis, Department of Materials Engineering, University of Wollongong*, 2004.
- [37] Carpenter K. R., R. Dippenaar and C. R. Killmore: Hot Ductility of Nb- and Ti- Bearing Microalloyed Steels and the Influence of Thermal History, *Metallurgical and Materials Transactions* 40A (2009), 573-580.
- [38] Cardoso G. I. S. L.: The influence of microstructure of the hot ductility of four low carbon steels with respect to transverse crack formation in continuously cast slabs, *PhD thesis, McGill University*, 1990.

-
- [39] Cepeda L. E., J. M. Rodriguez-Ibabe, J. J. Urcola and M. Fuentes: Influence of dynamic recrystallisation on hot ductility of aluminium killed mild steel, *Materials Science and Technology* 5 (1989), 1191-1199.
- [40] Chang H. C. and N. J. Grant: *Trans. Aime* (1956), 206, 544.
- [41] Chamont B., P. Chemelle, H. Biauxser, In: *Physical simulation techniques for welding, hot-forming and continuous casting 2* (1992), 48, Ottawa.
- [42] Chen X. - M, S. - H. Song, Z. - C. Sun, S. – J. Liu, L. – Q. Wenig and Z. Q. Yuan: Effect of microstructural features on the hot ductility of 2.25Cr-1Mo steel, *Materials Science and Technology* 525A (2010), 2725-2732.
- [43] Chimani C.M., H. Resch, K. Mörwald and O. Kolednik: Precipitation and phase transformation modelling to predict surface cracks and slab quality, *Ironmaking and Steelmaking* 32, (2005), 1, 75-79.
- [44] Chimani C., C. Bernhard and Alexander Tubikanec: Method and device for determining the mechanical properties of metals, *European Patent EP1596197*, 2005.
- [45] Chimani C. M. and K. Mörwald: Micromechanical Investigation on the hot ductility behavior of steel, *ISIJ International* 36 (1999), 11, 1194-1197.
- [46] Chown L. H.: The influence of continuous casting parameters on hot tensile behavior in low carbon, niobium and boron steels, *Dissertation, University of the Witwatersrand*, 2008.
- [47] Cho K. C., F. J. Mun, M. H. Kang, J. S. Lee, J. K. Park and Y. M. Koo.: Effect of thermal cycle and nitrogen content on the hot ductility of boron-bearing steel, *ISIJ International* 59 (2010), 6, 839.846.
- [48] Cho K. C., D. J. Mun, M. K. Yang and J. S. Lee: Effect of niobium and titanium addition on the hot ductility of boron containing steel, *Materials Science and Engineering A* (2011), 1-6.
- [49] Coleman T. H. and J. R. Wilcox: Transverse cracking in continuously cast HSLA slabs – influence of composition, *Materials Science and Technology* 1 (1985), 80-83.
- [50] Comineli O., H. Luo, H. M. Liimatainen and L. R. Karjalainen: Influence of Cu alloying on hot ductility of C-Mn-Al and Ti-Nb microalloyed steels, *Rev. Metal.* (2005), 407-411.
- [51] Comineli O., B. Mintz and L. R. Karjalainen: The influence of cooling rate on the hot ductility of Cu containing steels.
- [52] Cowley A.: Hot ductility and its relationship to transverse cracking in steels, *PhD thesis, City Universtiy London*, 2004.
- [53] Cowley A. and B. Mintz: Relative importance of transformation temperatures and sulfur content on hot ductility of steels, *Materials Science and Technology* 20 (2004), 1431-1439.

-
- [54] Cowley A., R. Abushosha and B. Mintz: Influence of A_{r3} and A_{e3} temperatures on hot ductility of steels, *Materials Science and Technology* 14 (1997), 1144-1153.
- [55] Cowley A., R. Abushosha and B. Mintz: Influence of A_{r3} and A_{e3} temperatures on hot ductility of steels, *Materials Science and Technology* 14 (1998), 1145-1153.
- [56] Crowther D. N.: The effects of microalloying elements on cracking during continuous casting, Corus Group, Swinden Technology Centre.
- [57] Crowther D. N.: A comparison of the effects of microalloying on cracking during continuous casting, Corus Research, Development and Technology.
- [58] Crowther D. N., P. S. Mitchell, W. B. Morrison: The influence of composition, equalization temperature and slab thickness on the properties of vanadium containing strip rolled from thin slab, British Steel Swinden Technology Center, Rotherham.
- [59] Crowther D. N. and B. Mintz: Influence of grain size on hot ductility of plain C-Mn steels, *Materials Science and Technology* 2 (1986), 951-955.
- [60] Crowther D. N. and B. Mintz: Influence of carbon on hot ductility of steels, *Materials Science and Technology* 2 (1986), 671-676.
- [61] Crowther D. N. and B. Mintz: Influence of grain size and precipitation on hot ductility of microalloyed steels, *Materials Science and Technology* 2 (1986), 1099-1105.
- [62] Crowther D. N., Z. Mohamed and B. Mintz: Influence of micro-alloying additions on the hot ductility of steels heated directly to the test temperature, *Transactions ISIJ* 27 (1987), 366-375.
- [63] Crowther D. N., M. J. W. Green and P. S. Mitchell: The influence of composition on the hot cracking susceptibility during casting of microalloyed steels processed to simulate thin slab casting conditions, *Materials Science Forum* (1998), 284-286, 469-476.
- [64] Däcker C-Å. and T. Sohlgrén.: The influence of mould powder properties on shell formation in continuous casting of steels, *Steel research* 81 (2010), 10, 899-907.
- [65] Das G., Sukomal Ghosh, S. Ghosh Chowdhury, Sabita Ghosh, Swapan Das and D. K. Bhattacharaya: Investigation of sub-surface cracks in continuous cast billets, *Engineering Failure Analysis* 10 (2003), 363-370.
- [66] Delhalle A., M. Larrecq, J. Petegnief and J. P. Radot, *La Revue de Métallurgie – CIT*, (1989), 483-489.
- [67] Desai S. C.: Longitudinal panel cracking ingots, *Journal of the Iron and Steel Institute* (1956), 1250-1256.
- [68] Dippenaar R.: Transverse Surface cracks in continuously cast steel slabs, Oscillation Marks and Austenite Grain Size, University of Wollongong.

-
- [69] Dippenaar R., S. – C. Moon and E. S. Szekeres: Strand surface cracks – The role of Abnormally-Large Prior-Austenite Grains, Proceedings AISTech 1 (2006), 833-843.
- [70] Djahazi M., X. L. He, J. J. Jonas and W. P. Sun: Nb(CN) precipitation and austenite recrystallization in boron-containing high-strength low-alloy steels, Metallurgical Transactions A (1992), 23.
- [71] Dokal C. und F. Pichler: Erste Ergebnisse des neu entwickelten „In-Situ Materials Characterization“ Biegeversuchs zur Untersuchung der Rissbildung im 2. Duktilitätsminimum, Bachelorarbeit, Montanuniversität Leoben, 2011.
- [72] Elsberg J.: Oscillation mark formation in continuous casting process, Bachelor thesis, Royal Institute of Technology, 2003.
- [73] T. Emi, H. Nakato, Y. Iida, K. Emoto, R. Tachibana, T. Imai, and H. Bada: National Open Hearth and Basic Oxygen Steel Conference Proceedings 61 (1978), 350-361.
- [74] Esfahani S.A.: Effect of a thermomechanical history on the hot ductility of a Nb-Ti microalloyed steel and a low carbon steel, PhD thesis, McGill University, 2000.
- [75] Flügge J. et al.: Erscheinungsformen von Rissen und Bruchflächen metallischer Werkstoffe, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1996.
- [76] Fu J. Y., C. I. Garcia, S. Pytel and A. J. DeArdo: Hot ductility of continuously cast microalloyed steels, Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels, The Minerals, Metals & Materials Society (1988), 27-38.
- [77] Gao Y. and K. Sorimachi: Effect of Mn and Ti precipitates on the hot ductility of low carbon and ultra low carbon steels, ISIJ International 35 (1995), 7, 914-919.
- [78] Dynamic Systems Inc: Electronic references, Abgerufen am 27. Juli 2012, <http://www.bleeble.com/>
- [79] Equhua-Guillén F. and A. Salinas-Rodríguez: Role of the austenite-ferrite transformation start temperature on the high – temperature ductility of electrical steels, Journal of Materials Engineering and Performance 20 (2011) 102-107.
- [80] Guillet A. M: Hot ductility and strength of five microalloyed steels in the temperature range 800°C-Solidus, PhD thesis, McGill University, 1989.
- [81] Guillet A., S. Yue and M. G. Akben: Influence of heat treatment and carbon content of the hot ductility of Nb-Ti microalloyed steels, ISIJ International 33 (1993), 3, 413-419.
- [82] Song S. -H., A. -M. Guo, D. -D. Shen , Z. -H. Yuan, J. Liu and T.-D. Xu: Effect of boron on the hot ductility of 2.25Cr1Mo steel, Materials Science and Engineering A360 (2003), 96-100.
- [83] Hannerz N. E.: Critical hot plasticity and transverse cracking in continuous casting with particular reference to composition, Transactions ISIJ 25 (1985), 149-158.

-
- [84] Harada S., T. Shigenori, H. Misumi, S. Mizoguchi and H. Horiguchi: A formation mechanism of transverse cracks on cc slab surface, *ISIJ International* 30 (1990), 4, 310-316.
- [85] Hering L., H. P. Heller and H. W. Fenzke: Untersuchungen zur Gießpulverauswahl beim Brammenstranggießen, *Stahl und Eisen* 112 (1992), 8.
- [86] Hertel J., H. Litterscheidt, U. Lotter and H. Pircher: Laboratory Simulation of Strand Shell Stresses and Strains during Continuous Casting, *Thyssen Technische Berichte*, 1 (1991), 31-42.
- [87] Hurtado-Delgado E. and R. D. Morales: Hot ductility and fracture mechanisms of a C-Mn-Nb-Al steel, *Metallurgical and Materials Transactions* 32B (2001), 919-927.
- [88] Herrera-Trejo M., J. J. Ruiz, M. Castro-Roman and H. Solis: Star cracks in continuously cast peritectic steel slabs, *Ironmaking and Steelmaking* 37 (2010), 6, 452-457.
- [89] Heritier P., Fourdeux, Kobylanski A.: *Script Met.*, (1981), 15.
- [90] Huchtemann B. und E. Wulfmeier: Begleitelemente in Edelbaustählen und ihr Einfluß auf die Verarbeitungseigenschaften, *Stahl und Eisen* 118 (1998) 11.
- [91] Ilie, S., J. Reiter, J. Fluch, H. Presslinger, and C. Bernhard: Characterization of hot tear segregations in continuous casting of slabs, 6th European Continuous Casting Conference, Riccione, Italien (2008), 122.
- [92] Instron Deutschland GmbH: Elektronik references, Abgerufen am 26. Juli 2012, http://www.instron.de/wa/home/default_de.aspx, 26.07.12.
- [93] Irving W.R. and A. Perkins: Basic parameters affecting the quality of continuously cast slabs, *Ironmaking and Steelmaking* (1977), 5, 292-299.
- [94] Kang S. E., A. Tuling, J. R. Banerjee, W. D. Guanawardana and B. Mintz: Hot ductility of TWIP steels, *Materials Science and Technology* 27 (2011), 1, 95-100.
- [95] Kang S. E., A. Tuling, I. Lau, J. R. Banerjee and B. Mintz: The hot ductility of Nb/V containing high Al, TWIP steels, *Materials Science and Technology* 27 (2011), 5, 909-915.
- [96] Kato T., Y. Ito, M. Kawamoto, A. Yamanaka and T. Watanabe: Prevention of slab surface transverse cracking by microstructure control, *ISIJ International* 43 (2003), 11, 1742–1750.
- [97] Kato T., N. Kasai, M. Kawamoto, A. Yamanaka and T. Watanabe: Formation Mechanism of Slab Surface Transverse Cracking in Continuously Cast Ni Bearing Steel, *Tetsu to Hagane* 84 (1998), 12, 20-24.
- [98] Kizu T. and T. Urabe: Hot ductility of sulfur – containing low manganese mild steels at high strain rate, *ISIJ International* 49 (2009), 9, 1424-1431.

-
- [99] Kohno T., T. Shima, T. Kuwabara, S. Mizoguchi, T. Yamamoto, H. Misumi and A. Tsuneoka: The metallographical characteristics and the formation mechanism of longitudinal surface cracks in cc slabs, *Testu-to-Hagane* 68 (1982), 1764-1777.
- [100] Konishi J.: Modelling of the formation of longitudinal facial cracks in the continuous casting of steel slabs, Master thesis, Kyoto University 1986.
- [101] Krajewski P.: Vermeidung der Rissbildung beim Gießen und Walzen von bor- und titanhaltigen Schweißdrahtstählen, Diplomarbeit, Institut für Metallformung, TU Freiberg, 2008.
- [102] Krajewski P., Pierer R., Bernhard C., Schaden T., Illie S.: Experimental investigations into surface crack formation under continuous casting conditions, 5th International Congress on the Science and Technology of Steelmaking Dresden, 2012.
- [103] Lagneborg R., T. Siwecki and B. Hutchinson: The role of vanadium in microalloyed steels, *The Scandinavian Journal of Metallurgy* 28 (1999), 5, 186-241.
- [104] Lankford W. T.: Some considerations of strength and ductility in the continuous casting process, *Metallurgical Transactions* 3 (1972), 1331-1356.
- [105] Lee U. H., T. E. Park, K. S. Son, M. S. Kang, Y. M. Won, C. H. Yim, S. K. Lee and D. Kim: Assessment of Hot Ductility with Various Thermal Histories as an Alternative Method of in situ Solidification, *ISIJ International* 50 (2010), 4, 540-545.
- [106] Lewis J. R.: Formation of deformation induced ferrite during mechanical testing, Master thesis, McGill University, 1996.
- [107] Lewis J., J. J. Jonas and B. Mintz: The formation of deformation induced ferrite during mechanical testing, *ISIJ International* 38 (1998) 3, 300-309.
- [108] Li X. P., J. K. Park, J. Choi, C. H. Yim: The effects of ferritic transformation on hot ductility of medium carbon steel, *Metals and Materials* 5 (1999), 1, 25-32.
- [109] López-Chipres E., I. Mejía, C. Maldonado, A. Bedolla-Jacuinde and J. M. Cabrera: Hot ductility behavior of boron microalloyed steels, *Materials Science and Engineering A* (2007), 460-461, 464-470.
- [110] Ramirez-Lopez P. E., D. Lee Peter, K. C. Mills and B. Santillana: A new approach for modeling slag infiltration and solidification in a continuous casting mould, *ISIJ International* 50 (2010) 12, 1797-1804.
- [111] H. Luo and P. Zhao: Effect of molybdenum and temperature reduction on hot ductility of 0.2C–Mn steels, *Ironmaking and Steelmaking* 28 (2001), 6, 439- 443.
- [112] Luo H., L. P. Karjalainen, A. D. Porter and H. -M. Liimatainen: The Influence of Ti on the Hot Ductility of Nb-bearing Steels in Simulated Continuous Casting Process, *ISIJ International* 42 (2002) 3, 273-282.

-
- [113] Ma F. J., H. G. Wen, P. Tang, X. Yu, Y. J. Li, D. G. Xu and F. Mei: Causes of transverse corner cracks in microalloyed steel in vertical bending continuous slab caster, *Ironmaking and Steelmaking* 37 (2010), 1, 73-79.
- [114] Ma F. J., H. G. Wen, P. Tang, X. Yu, Y. J. Li, D. G. Xu and F. Mei: In situ observation and investigation of effect of cooling rate on slab surface microstructure evolution in microalloyed steel, *Ironmaking and Steelmaking* 37 (2010), 3, 211-218.
- [115] Ma F., G. Wen, P. Tang, G. Xu, F. Mei and W. Wang : Effect of Cooling Rate on the Precipitation Behavior of Carbonitride in Microalloyed Steel Slab, *Metallurgical and Materials Transactions* 42B (2011), 81-86.
- [116] Maehara Y. and Y. Ohmori: The precipitation of AlN and NbC and the hot ductility of low carbon steels, *Material Science and Engineering* 62 (1984), 109-119.
- [117] Maehara Y., K. Yasumoto, H. Tomono and Y. Ohmori: Morphology of carbonitrides and hot ductility of low carbon low alloy steels, *Transactions ISIJ* 27 (1987), 222-228.
- [118] Maehara Y., K. Nakai, K. Yasumoto and T. Mishima: Hot cracking of low alloy steels in simulated in continuous casting – direct rolling process, *Transactions ISIJ* 28 (1988), 1021-1027.
- [119] Maehara Y. and T. Nagamichi: Effects of sulphur on hot ductility of niobium containing low carbon steels during low strain rate deformation, *Materials Science and Technology* 7 (1991), 915-921.
- [120] Mejía I., A. Bedolla-Jacuindea, C. Maldonado and J. M. Cabrerab: Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron, *Materials Science and Engineering* 528A (2011), 4468–4474.
- [121] Melford D. A.: Surface Hot Shortness in Mild Steel, *Journal of the Iron and Steel Institute* 200 (1962), 290-299.
- [122] Maehara Y., K. Yasumoto, Y. Sugitani and K. Gunji: Effect of carbon on hot ductility of as – cast low alloy steels, *Transactions ISIJ* 25 (1985), 1045-1052.
- [123] Maehara Y., K. Yasumoto, H. Tomono, T. Nagamichi and Y. Ohmori: Surface cracking mechanism of continuously cast low carbon low alloy steel slabs, *Materials Science and Technology* 6 (1990), 793-806.
- [124] Maehara Y. and T. Nagamichi : Effects of sulphur on hot ductility of niobium containing low carbon steels during low strain rate deformation, *Materials Science and Technology* 7 (1991), 915-921.
- [125] Martin F.: Effect of Copper Content on the Hot Ductility Loss of Low Carbon Steels, *Journal of Metals, Materials and Minerals* 12 (2003), 2, 27-31.

-
- [126] Marcisz J., A. Mazur, M. Adamczyk: Modyfikacja struktury w celu poprawy plastyczności warstwy przypowierzchniowej stalowych wlewków ciągłych metodą kontrolowanego chłodzenia natryskowego, *Prace IMŻ* (2010), 1, 81-89.
- [127] Marcisz J., B. Garbarz, A. Żak: Modification of the Microstructure in the Near-to-Surface Layer of Continuously Cast Billets of Low-Carbon Steel, *Instytut Metallurgii Żelaza*, 2012.
- [128] Matoba Y., K. Okamura, T. Murakami and K. Yamamoto: Occurrence mechanism and prevention mould of longitudinal surface cracks near slab conrer in continuous casting (Development of variable multi-tapered mould for high speed casting), *ISME International Journal, Series 48A* (2005), 3, 163-170.
- [129] McPherson N.A. and A. McLean: Continuous casting. Transverse cracking in continuously cast product, 8, *Iron & Steel Society, USA*, 1997.
- [130] Michelic S.: Influence of Electromagnetic Stirring on the Amount of Equiaxed Solidification during Continuous Casting, *Montanuniversität Leoben* 2006.
- [131] Michalik J., R. Budzik and M. Górska: The analyses of strain state in steel during continuous casting, *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza* (2009), 5.
- [132] Mintz B., A. Cowley, and R. Abushosha: Importance of columnar grains in dictating hot ductility of steels, *Materials Science and Technology* 16 (2000), 1, 1-5.
- [133] Mintz B.: Influence of nitrogen on hot ductility of steels and its relationship to problem of transverse cracking, *Ironmaking and Steelmaking* 27 (2000), 5, 343-347.
- [134] Mintz B., A. Tuling and A. Delgado: Influence of silicon, aluminium, phosphorus and boron on hot ductility of transformation induced plasticity assisted steels, *Materials Science and Technology* 19 (2003), 1721-1726.
- [135] Mintz B. and A. Cowley: Deformation induced ferrite and its influence on the elevated temperature tensile flow stress–elongation curves of plain C–Mn and Nb containing steels; *Materials Science and Technology* 22 (2006), 2, 279-292.
- [136] Mintz B.: Understanding the low temperature end of the hot ductility trough in steels, *Materials Science and Technology* 24 (2008), 112-120.
- [137] Mintz B. and C. N: Crowther: Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking in continuous casting, *International Materials Reviews* 55 (2010), 3, 168-196.
- [138] Mintz B. and J. R. Banerjee: Influence of C and Mn on hot ductility behavior of steel and its relationship to transverse cracking in continuous casting, *Materials Science and Technolgy* 26 (2010), 5, 547-551.
- [139] Kang S. E., A. Tuling, J. R. Banerjee, W. D. Gunawardana and B. Mintz: Hot ductility of TWIP steels, *Materials Science and Technology* 27 (2011), 1, 95-100.

-
- [140] Mintz B., J. R. Banerjee and K. M. Banks: Regression equation for A_{r3} temperature for coarse grained as cast steels, *Ironmaking and Steelmaking* 38 (2011) 3, 197-203.
- [141] Mintz B. and J. M. Arrowsmith: Influence of microalloying additions on hot ductility of steels, *Proceedings of a International Conference on Hot working and Forming Processes*, University of Sheffield, 1979.
- [142] Mintz B. and J. M. Arrowsmith: *Met. Technology* 6 (1979), 24.
- [143] Mintz B., J. R. Wilcox and D. N. Crowther: Hot ductility of direct cast C-Mn-Nb- Al steel, *Materials Science and Technology* 2 (1986), 589-594.
- [144] Mintz B., Z. Mohamed and R. Abushosha: Influence of calcium on hot ductility of steels, *Materials Science and Technology* 5 (1986), 682-688.
- [145] Mintz B. and Z. Mohamed: Influence of manganese and sulphur on hot ductility of steels heated directly to temperature, *Materials Science and Technology* 5 (1989), 1212-1219.
- [146] Mintz, B., S. Yue and J. J. Jonas: Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracing during continuous casting; *International Materials Reviews* 36 (1991), 5, 187-217.
- [147] Abushosha R., R. Vipoond and B. Mintz: Influence of titanium on hot ductility of as cast steels, *Materials Science and Technology* 7 (1991), 613-621.
- [148] Mintz B. and R. Abushosha: Effectiveness of hot tensile test in simulating straightening in continuous casting, *Materials Science and Technology* 8 (1992), 171-177.
- [149] Mintz B. and R. Abushosha: Influence of vanadium on hot ductility of steel, *Ironmaking and Steelmaking* 20 (1993), 6, 445-452.
- [150] Mintz B., R. Abushosha and M. Shaker: Influence of deformation induced ferrite, grain boundary sliding and dynamic recrystallization on hot ductility of 0.1-0.75 %C steels, *Material Science and Technology* 9 (1993), 907-914.
- [151] Mintz B. and J. J. Jonas: Influence of strain rate on production of deformation induced ferrite and hot ductility of steel, *Materials Science and Technology* 10 (1994) 10, 721-727.
- [152] Mintz B., R. Abushosha and D. N. Crowther: Influence of small additions of cooper and nickel on hot ductility of steels, *Materials Science and Technology* 11 (1995), 474-481.
- [153] Mintz B.: Importance of A_{r3} temperature in controlling ductility and width of hot ductility trough in steels and its relationship to transverse cracking, *Materials Science and Technology* 12 (1996), 132-138.
- [154] Mintz B., J. Lewis and J. J. Jonas.: Importance of deformation induced ferrite and factors which control ist deformation, *Materials Science and Technology* 13 (1997), 379-388.

-
- [155] Mintz B., R. Abushosha and A. Cowley: Preliminary analysis of hot ductility curve in simple C-Mn steels, *Materials Science and Technology* 14 (1998), 222-226.
- [156] Mintz B.: The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking, *ISIJ International* 39 (1999), 9, 833-855.
- [157] Mitchell P. S., D. N. Crowther and M. J. W. Green: The manufacture of high strength, vanadium-containing steels by thin slab casting, Vanitec.
- [158] Mohamed Z.: Hot ductility behavior of vanadium containing steels, *Materials Science and Engineering* 326A (2002), 255-260.
- [159] Mohamed Z.: Hot ductility of directly cast steels with different carbon content, *Engineering Journal of University of Qatar* 8 (1995), 167-181.
- [160] Moon S.C.: The influence of austenite grain size on hot ductility of steels, Master thesis, University of Wollongong, 2003.
- [161] Nagasaki C., A. Aizawa and J. Kihara: Influence of manganese and sulfur on hot ductility of carbon steels at high strain rate, *Transactions ISIJ* 27 (1987), 506-512.
- [162] W. T. and Y. T. Chou: The effect of Sn, Al and N on the hot ductility of a carbon – manganese steel between 700 °C and 1200 °C, *Metallurgical Transactions* 19A (1988), 1305-1309.
- [163] Nachtrab W. T. and Y. T. Chou: High temperature ductility loss in carbon-manganese and niobium-treated steels, *Metallurgical Transactions* 17A (1986), 1995-2006.
- [164] Y., S.-i. S.-i. Kitade and I. Takasu: Austenite grain refining of as-cast bloom surface by reduction of oscillation mark depth: *ISIJ International* 48 (2008), 3, 350-354.
- [165] Osinkolu G. A., Tacikowski M and A. Kobylanski : Combined effect of AlN and sulphur on hot ductility of high purity iron-base alloys, *Materials Science and Technology* 1 (1985), 520-525.
- [166] Ouchi C. and K. Matsumoto: Hot ductility in Nb – bearing high – strength steel low-alloy steels, *Transactions ISIJ* 22 (1982), 181-189.
- [167] Pavliska J., Z. Jonsta and K. Mazanec: The formation of transverse cracks during continuous casting of steels, Faculty of Metallurgy and Material Engineering, Technical University Ostrava.
- [168] Pavliska J., Z. Jonsta and K. Mazanec: The metallographic evaluation of the relationship between the hot ductility shortness and the susceptibility to transverse cracking in cc products, *Proc. Metal 2001, Ostrava, 2001*.
- [169] B. Patrick and V. Ludlow: Development of casting practices to minimize transverse cracking microalloyed steels, *Rev. Metall.* 91 (1994), 1081-1089.
- [170] Pellicani F. A.: Production of continuously cast boron steel using cored wire injection, *Iron and Steel Engineer* (1988), 43-48.

-
- [171] Pierer R.: Formulation of a hot tearing criterion for continuous casting process, PhD thesis, Montanuniversität Leoben 2007.
- [172] Pierer R., S. Griesser, J. Reiter und C. Bernhard: Über die Bildung von Heißrisseigerungen in Stahl: Metallografische Analyse und Charakterisierung, BHM 154 (2009), 7, 346-353.
- [173] Pierer R.: Hot tearing in continuous casting of steel: mechanisms and influence of the final product, Workshop - Damage in processing and service: mechanism and modeling, 2009.
- [174] Pierer R. and C. Bernhard: Die Besonderheiten der Fehlerbildung im Zweiphasengebiet fest/flüssig beim Stranggießen von Stahl, Hot Cracking Workshop, TU Graz, 2010.
- [175] Popa E.M. and I. Kiss: Assessment of surface defects in the continuously cast steel, Acta Technica Corviniensis-Bulletin o-f Engineering, Tome 4 (2011), 109-115.
- [176] Pradhan N., N. Banerjee, B. B. Reddy, S. K. Sahay, C. S. Viswanathan, P. K. Bhor, D. S. Basu and S. Mazumar: Control of transverse cracking in special quality slabs, Ironmaking and Steelmaking 28 (2001), 4, 305-311.
- [177] Qingshen M., J. Zhonghang, X. Li, L. Wenbin, Y. Xiaoshan and L. Yan: Cause and measures of transverse corner crack in hull structural V-containing steel cc slabs, In: International Seminar on Application Technologies of Vanadium in Flat – Rolled Steels (2005), 75-78.
- [178] Rao K. V., D. M. R. Taplin, R. P. Rao: Metall. Trans 6A (1975), 77.
- [179] Rauter W.: Über die Bedeutung der Erstarrungsstruktur im Hinblick auf Heißrisbildung beim Stranggießen von Vorblöcken, Hot Cracking Workshop, TU Graz, 2010.
- [180] Reiter, J., C. Bernhard and H. Preßlinger: Determination and Prediction of Austenite Grain Size in Relation to Product Quality of the Continuous Casting Process, Materials Science & Technology (MS&T'06), Conference and Exhibition, October 15-19 (2006), Cincinnati, USA, 805-816.
- [181] Reiter J., R. Pierer, S. Ilie, H. Preßlinger, J. Fluch und C. Bernhard : Über die Bildung von Heißrisseigerungen in Stahl: Vergleichende Untersuchungen an Strangguss-brammen und Laborversuchsproben, BHM 155 (2010), 3, 129-135.
- [182] Rezacian A., F. Zarandi, D. Q. Bai and S. Yue: Effect of very high temperature deformation on hot Ductility of a peritectic steel containing vanadium, Proceedings of the 45th MWSP Conference Proceedings, 41 (2003), 33-42.
- [183] Rezacian A., F. Zarandi and S. Yue: Mechanism of hot ductility improvement of a peritectic steel containing vanadium using very – high – temperature compression, Metallurgical and Materials Transactions 39A (2008), 2635-2644.
- [184] Ruddle G. E.: Effects of residuals in carbon steels, AISI/DOE Technology Roadmap Program, 2002.

-
- [185] Schwerdtfeger K. and S. Hong: Depth of oscillation marks forming in continuous casting of steel, Metallurgical and Materials Transactions 31B (2000), 813-826.
- [186] Schneller F.: Erarbeitung eines Konzeptes zur Herstellung von direkt aus der Schmelze erstarrenden Biegeproben, Bachelorarbeit, Montanuniversität Leoben, 2010.
- [187] Scheller F.: Möglichkeiten und Grenzen der experimentellen Bestimmung des Schrumpf und Kontraktionsverhaltes bei Stahl mit Hilfe des SSCC – Versuches, Masterarbeit, Montanuniversität Leoben, 2011.
- [188] Schmidtman E. und F. Rakoski: Einfluß von Schwefel und Mangan sowie die Abkühlbedingugen auf die Gefügestruktur und die Zähigkeitseigenschaften von Baustählen nach der Erstarrung aus der Schmelze, Arch. Eisenhüttenwes. 54 (1983), 9, 363-368.
- [189] Schmidtman E. und W. Dahl: Einfluß der chemischen Zusammensetzung von Baustählen auf die im Heißzugversuch ermittelten Zähigkeitseigenschaften im Vergleich zur Rissanfälligkeit beim Stranggießen, Institut für Eisenhüttenkunde, 1987.
- [190] Schwerdtfeger K: Metallurgie des Stranggießens – Gießen und Erstarren von Stahl, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorfm1992.
- [191] Schmidtman E. und F. Rakowski: Einfluß des Kohlenstoffgehaltes von 0.015 bis 1% und der Gefügestruktur auf das Hochtemperturfestigkeits- und zähigkeits von Baustählen nach der Erstarrung aus der Schmelze, Arch. Eisenhüttenwesen 54 (1983), 9, 357-362.
- [192] Schwerdtfeger K.: Rißanfälligkeit von Stählen beim Stranggießen und Warmumformen, Verlag Stahleisen mbH, 1994.
- [193] Sellars C. M. and G. J Davies.: Hot working and formig processes, The Metals Society, London, 1979.
- [194] Sellars C. M.: Modelling microstructural development during hot rolling, Materials Science and Technology 6 (1990), 1072-1081.
- [195] Sengputa J., B. G. Thomas, H. J. Shin, G. -G Lee and S. -H. Kim: A new mechanism of hook formation during continuous casting of ultra low carbon steel slabs, Metallurgical and Materials Transactions 37A (2006), 1597-1611.
- [196] Shabovta V. P., A. K. Torgovets and E. V. Maksimov: Formation of longitudinal cracks on slabs, Steel in Translation 40 (2010), 6, 558-561.
- [197] Six J., A. Göksenli, S. Ilie and E. Kozeschnik: Investigation of the hot ductility trough of Nb-containing steel, Materials Science and Technology Conference (2010), 1009-1018.
- [198] Spitzer K. H, J. F. Holzhauser, F. U. Brücker, B. Siera, H. J. Grethe und K. Schwerdfeger: Neuere Meßverfahren zur Beurteilung von Gießpulvern, Stahl und Eisen 108 (1988), 9.
- [199] Spradbery C.: The influence of thermal history on the hot ductility of Ti containing, C-Mn-Al and C-Mn-Nb-Al steels, PhD thesis, City University London, 2002.

-
- [200] Spradbery C. and B. Mintz: Influence of undercooling thermal cycle on hot ductility of C–Mn–Al–Ti and C–Mn–Al–Nb–Ti steels, *Ironmaking and Steelmaking* 32 (2005), 4, 319-324.
- [201] Stahlfiebel, Verlag Stahleisen.
- [202] Su H., W. D. Gunawadarna, A. Tuling and B. Mintz: Influence of Al and P additions on hot ductility of steels, *Materials Science and Technology* 23 (2007), 11, 1357-1366.
- [203] Kim S. K., J. S. Kim and N. J. Kim: Effect of Boron on the Hot Ductility of Nb containing steel, *Metallurgical and Materials Transactions* 33A (2002), 701-704.
- [204] Sun W. P. and E. B. Hawbolt: Comparision between static and metadynamic recrystallization – an application to the hot rolling of steels, *ISIJ International* 37 (1997) 10, 1000-1009.
- [205] Suzuki H. G., S. Nishimura and S. Yamaguchi: Characteristics of hot ductility in steels subjected to the melting and solidification, *Testu-to-Hagané* 65 (1979).
- [206] Suzuki H. G., S. Nishimura and J. Imamura: Emrittlement of steels occuring in the temperature range from 1100 °C und 600 °C, *Transactions ISIJ* 24 (1984), 169-177.
- [207] Suzuki M., H. Hayashi, H. Shibala, E. Toshihiko and L. In-Jae: Simulation of the transverse crack formation on continuously cast peritectic medium carbon steel slabs, *Steel research* 70 (1999) 10, 412-419.
- [208] Szekeres E. S.: Mould oscillation characteristics, *Iron and Steel Engineering* 1996.
- [209] Szekeres E. S.: 6th Internat. Conf. on Clean Steel, Balatonfüred, Hungary, June 2002.
- [210] Takeuchi E. and J. K. Brimacombe: The formation of oscillation marks in the continuous Casting of Steel Slabs, *Metallurgical Transaction* 15B (1984), 9, 493-509.
- [211] Thomas B. G., J. K. Brimacombe and I. Samarasekera: The formation of panel cracks in steel Ingots: A state-of-the-art review, hot ductility of steel, *ISS Transactions* (1986), 7-20.
- [212] Tomono H.: Elements on oscillation mark formation and their effect on transverse fine cracks in continuous casting of steel, PhD thesis, ETH Lausanne, 1979.
- [213] Triolet N., K. Poelmans, P. Mabelly and Y. Le Papillon: Prevention of corner cracks in slab continuous casting, *La Revue de Métallurgie-CIT* (2009), 508-517.
- [214] Tubikanec, A., C. Bernhard und C. Chimani: Experimentelle Charakterisierung der Rissempfindlichkeit von Gussstrukturen mit dem neu entwickelten IMC-Test, Vortrag am Forum für Metallurgie und Werkstofftechnik, Leoben, Mai 2005.
- [215] Tubikanec A.: Statusbericht IMC-test, Siemens VAI, 2009.
- [216] Turkdogan E. T.: Causes and effects of nitride and carbonitride precipitation during continuous casting, 70th Steelmaking Conference Proceedings, 1987.
- [217] Valentin P., C. Bruch and C. Horn: Friction forces between mould and strand shell during billet casting, *Steel research* 75 (2004), 10, 666-671.

-
- [218] Vedani M., D. Ripamonti, A. Mannucci and D. Dellasega: Hot ductility of microalloyed steels, *La Metallurgia Italiana* (2008), 19-24.
- [219] Wang H., W. Y. Liu, X. P. Duan, Q. S. Wu and G. L. Yuan: Research into hot ductility of high aluminium dual phase steel, *Ironmaking and Steelmaking* 36 (2009), 2, 120-124.
- [220] El-Wazri A. M., F. Hassani, S. Yue, E. Es-Sadiqui, L. E. Coolins and K. Iqbal: Effects of reheated conditions on the hot ductility of Nb-Ti and Ti-B microalloyed steels, *Canadian Metallurgical Quarterly* 39 (2000), 1, 55-64.
- [221] El-Wazri A: Effect of thermal history on hot ductility of steel, PhD Thesis, McGill University, 1998.
- [222] El-Wazri A. M., F. Hassani, S. Yue, E. Es-Sadiqui, L. E. Coolins and K. Iqbal: The effects of thermal history on the hot ductility of microalloyed steels, *ISIJ International* 39 (1999), 3, 253-262.
- [223] Wilcox J. R. and R. W. K. Honeycombe: Effect of precipitation on hot ductility of niobium and aluminium microalloyed steels, *Materials Science and Technology* 3 (1987), 849-854.
- [224] Wolf M.: Fine intergranular surface cracks in bloom casting, *ISIJ* (1984).
- [225] Wolf M. M. and H. Schwabe: On tramp element control in electric steelmaking, *Proceedings 2nd European Electric Steel Congress – Part II*, AIM, Florence, Italy, 1986.
- [226] Wray P. J.: Tensile failure behavior of plain carbon steels at elevated temperatures, *Metallurgical Transactions* 15A (1984), 2059-2073.
- [227] Xia G., C. Bernhard, S. Illie and C. Fuerst: Why are some peritectic steels susceptible to surface cracking formation for the continuously cast slab, *6th European Continuous Casting Conference*, Riccione, 2008.
- [228] Xia G.: *Vergießen peritektischer Stähle*, Vorlesung an der Montanuiversität Leoben, 2010.
- [229] XIE S. S., J. D. Lee, U. –S. Yoon and C. H. Yim: Compression test to reveal surface crack sensitivity between 700 and 1 100°C of Nb-bearing and high Ni continuous casting slabs, *ISIJ International* 42 (2002), 7, 708–716.
- [230] Xu K., B. G. Thomas: Prediction of grain size, precipitation and crack susceptibility in continuous casting, *AISTech Steelmaking Conference Proceedings*, 2009.
- [231] Yamada T., T. Sakashita, H. Tomono, T. Kimura, Y. Maehara and K. Yasumoto: Method of processing continuously cast slabs, *US Patent*, 1987.
- [232] Yang B., H. P. Degischer, H. Presslinger, G. Xia and P. Reisinger: Influence of chemical composition on high temperature tensile properties of carbon steels, *BHM* 150 (2005), 9, 313-320.

-
- [233] Yasunaka H., K. Narita, T. Mori and T. Fujimoto: On the surface cracks caused by the bending test of small ingot, 101st ISIJ Meeting 136, 1981.
- [234] Yasumoto K., Y. Maehara, S. Ura, Y. Ohmori: Effects of sulphur on hot ductility of low carbon steel austenite, *Materials Science and Technology* 1 (1985), 111-116.
- [235] Yasumoto K., Y. Maehara, T. Nagamichi and H. Tomono: Effect of thermal-mechanical history on surface cracking of as cast low carbon low alloy steel slabs, *ISIJ International* 29 (1989), 11, 933-939.
- [236] Guillet A., S. Yue and M. G. Akben: Influence of heat treatment and carbon content on the hot ductility of Nb-Ti microalloyed steels, *ISIJ International* 33 (1993), 3, 413- 419.
- [237] Zarandi F. and S. Yue: Hot ductility and effect of high temperature deformation in in-situ solidified microalloyed steels, 45th MWSP Conference proceedings 41 (2003), 21-31.
- [238] Zarandi F.: The effect of high temperature deformation on the hot ductility of Nb-microalloyed steel, PhD thesis, McGill University, 2004.
- [239] Zarandi F. and S. Yue: The effect of boron on hot ductility of Nb-microalloyed steels, *ISIJ International* 46 (2006), 4, 591-598.
- [240] Zarandi F. and S. Yue: Effect of Boron on the Hot Ductility of the Nb-Microalloyed Steel in Austenite Region, *Metallurgical and Materials Transactions* 37A (2006), 2316-2320.
- [241] Uehara M.: Mathematical modeling of the unbending of continuously cast steel slabs, Master thesis, The University of British Columbia, 1983.
- [242] Uehara M., I. V. Samarasekera and J. K. Brimacombe: Mathematical modeling of the unbending of continuously cast steel slabs, *Ironmaking and Steelmaking* 13 (1986), 3, 138-153.
- [243] Revaux T., P. Deprez, J.-P. Bricout and J. Oudin: In situ solidified hot tensile test and hot ductility of some plain carbon steels and microalloyed steels, *ISIJ International* 34 (1994), 6, 528-535.
- [244] Sricharoenchai P., Nagasaki C. and J. Kihara: Hot ductility of high purity steels containing niobium, *ISIJ International* 32 (1992), 10, 1102-1109.
- [245] Maehara Y. and Y. Ohmori: The precipitation of AlN and NbC and the hot ductility of low carbon steels, *Materials Science and Engineering* 62 (1984), 109-119.
- [246] Ohtsuka H., Ghosh G. and K. Nagai: Effects of Cu on diffusional transformation behavior and microstructure in Fe-Mn-Si-C steels, *ISIJ International* 37 (1997) 3, 296-301.
- [247] Song S.-H., Z.-H. Yuan, J. Jia, A.-M. Guo and D.D. Shen: The role of Tin in the hot ductility deterioration of a low-carbon steel, *Metallurgical and Materials Transactions A* 34A (2003), 1611-1616.

- [248] Bernhard et al.: Gießtechnik, Vertiefung Grundlagen – Das Vergießen peritektischer Stähle, Vorlesung Spezielle metallurgische Prozesstechnik, Montanuniversität Leoben, 2008.
- [249] Tubikanec A., C. Chimani and C. Bernhard: The newly developed In – situ Material Characterization (IMC-) test: installation, start – up and the first results, 6th European Continuous Casting Conference, Ricciole, Italy, June 3 – 6 (2008).
- [250] Radis R and E. Kozeschnik: Kinetics of AlN precipitations in microalloyed steels, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 18 (2010), 1-16.
- [251] Vedani M., D. Dellasega and A. Mannucci: Characterization of Grain-boundary Precipitates after Hot-ductility Tests of Microalloyed Steels, ISIJ International 49 (2009), 3, 446-452.

7 Anhang

Anhang A – Prüfkörpergeometrie

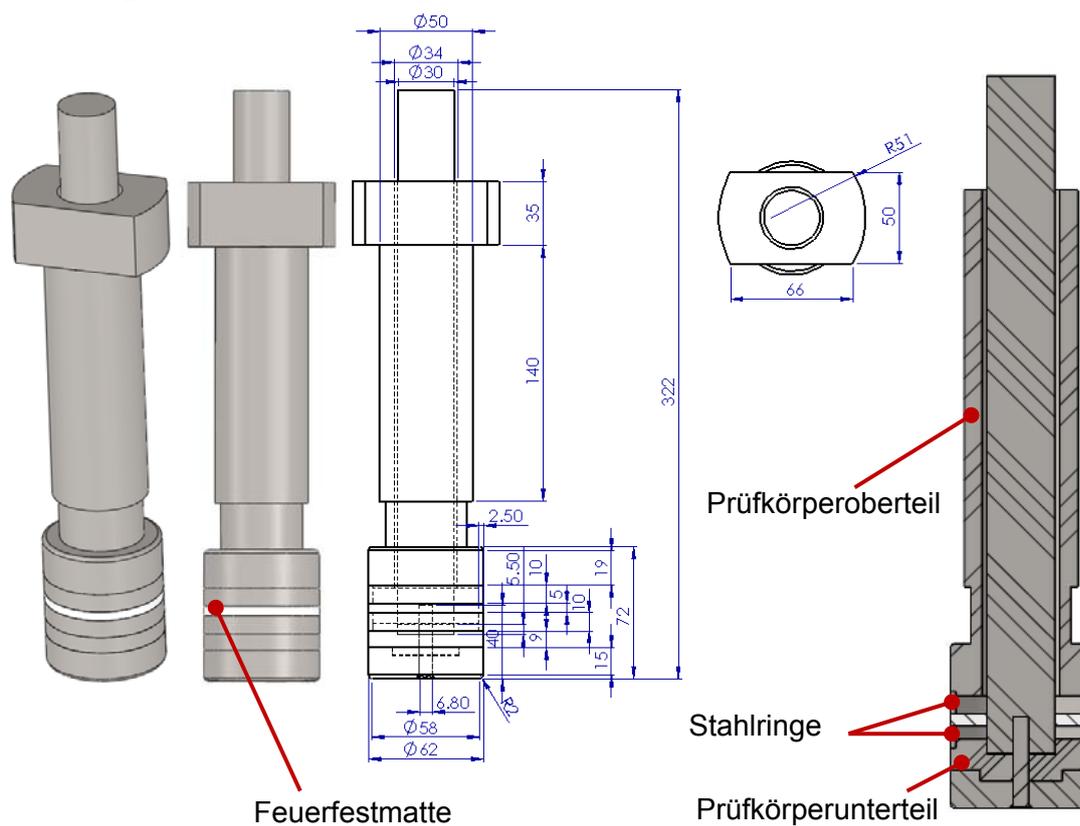


Abbildung 7-1: Prüfkörper Nr. 4

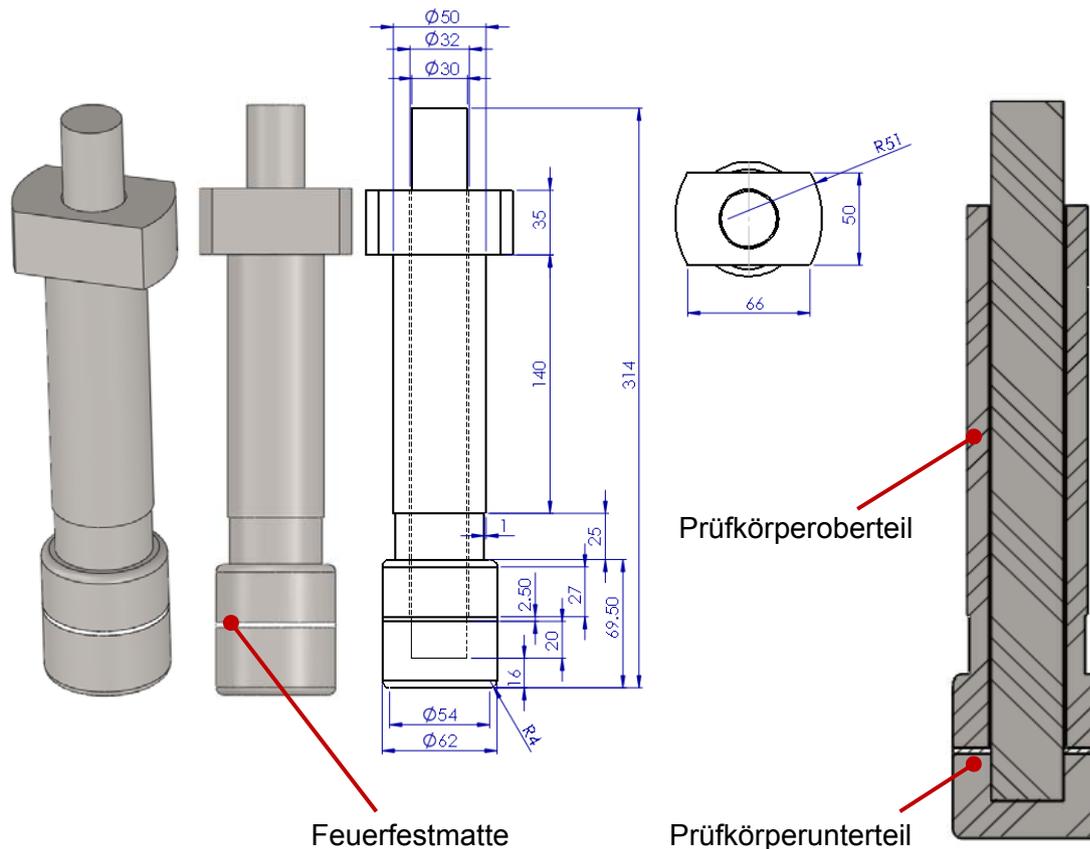


Abbildung 7-2: Prüfkörper Nr. 5

Anhang B – Abaqus Simulation des IMC – T Versuchs

Die Simulation des IMC – T Versuchs in Abaqus ermöglicht die Berechnung des Temperaturfeldes sowie die Ermittlung der auftretenden Spannungen und Dehnungen während des Versuchs. Die Materialdaten für den Prüfkörper und die Schmelze wurden mit IDS und JMatPro berechnet. Diese Daten wurden in **Abbildung 7-3** dargestellt. Im Gegensatz dazu wurden die Materialdaten für das Feuerfestmaterial „Altra KP 1600“ (Aluminiumsilikatwolle) aus einem Datenblatt der Firma RATH genommen. Der Elastizitätsmodul, die Poissonzahl sowie die Fließspannung wurden mittels der vorher genannten Programme (IDS und JMatPro) berechnet und für den jeweiligen Versuch angepasst und modifiziert. Der Grund für die Anpassung der oben genannten Materialdaten ist die unterschiedliche Verteilung und Anzahl an Vorschädigungen in der Schale bei den einzelnen Versuchen. Alle anderen Materialdaten (Dichte, Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität, Latente Wärme, Wärmeausdehnungskoeffizient) wurden bei den Versuchen nicht modifiziert. Die Kraft – Verlängerungskurven der Versuche wurde mit der Simulation verglichen. Dabei kann man feststellen, dass die berechnete plastische Dehnung

mit den experimentellen Werten übereinstimmt. **Abbildung 7-3** zeigt die verwendeten Materialdaten für die Simulation des Versuchs Nr. 4.

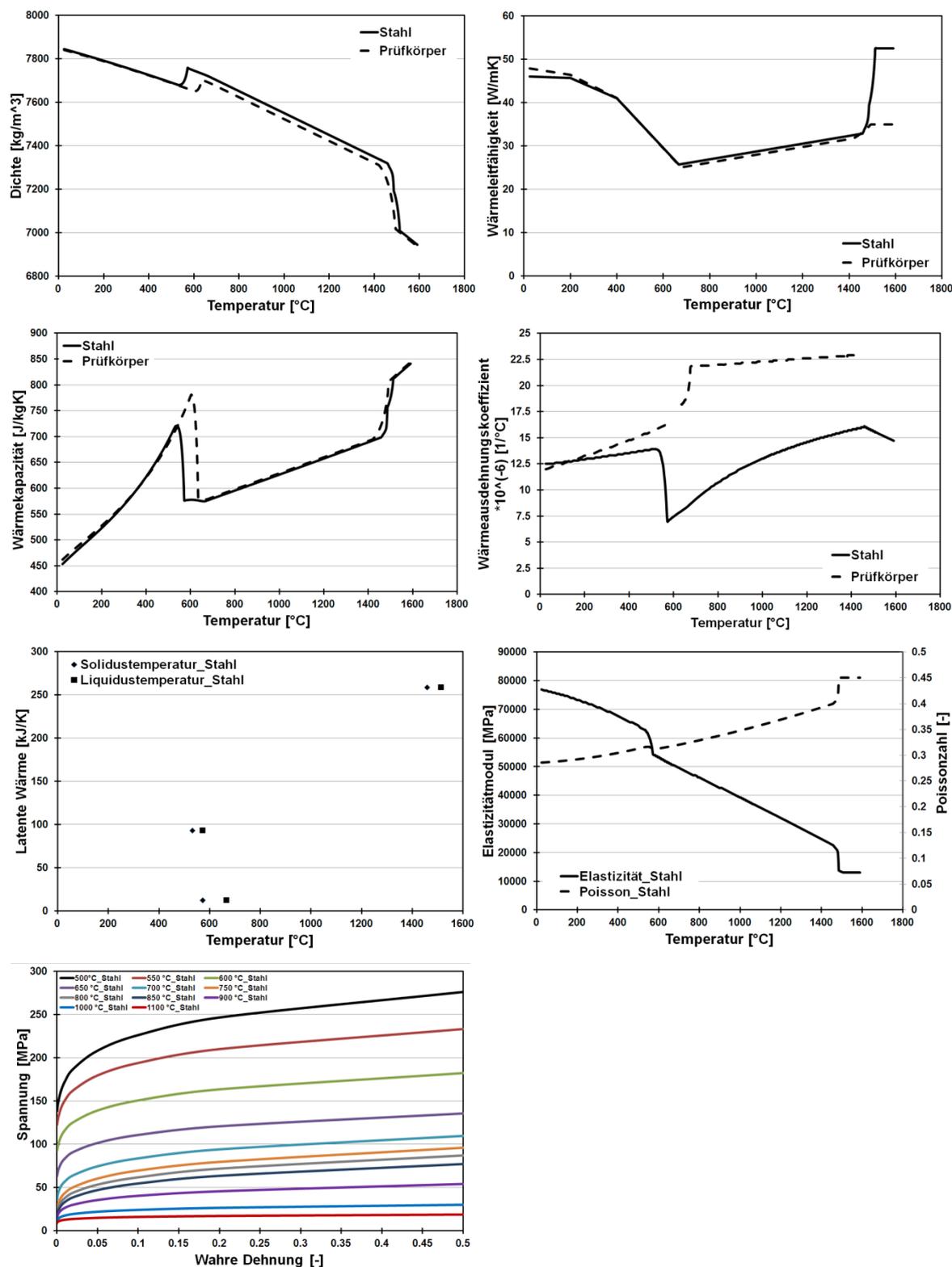


Abbildung 7-3: Materialdaten für den Stahl und Prüfkörper beim Versuch Nr. 4

Die gesamte Simulation ist auf 5 Modelle aufgeteilt. Die Aufgabe des ersten thermischen Modells ist die Simulation des Schalenwachstums an der Prüfkörperoberfläche während der ersten 6 Sekunden nach dem Eintauchen des Prüfkörpers in die Schmelze. Das zweite thermische Modell simuliert den IMC – T Versuch in der Schmelze. In diesem Modell wird die Schale vom Prüfkörper getrennt. Das dritte Modell simuliert die Abkühlung der Schale in der Luft. Simulationmodell Nr. 4 simuliert die Schalenabkühlung während des Zugversuchs. Im fünften Modell werden die plastischen Dehnungen und Spannungen während des Zugversuchs bestimmt. Das jeweilige Temperaturfeld aus dem Modell 4 dient als Ausgangspunkt für das fünfte Simulationsmodell. Alle Modelle außer dem zuletzt genannten (Modell 5) sind „axisymmetric – deformable“. Im letzten Modell wurden die Prüfkörperteile durch die „axisymmetric – analytical rigid“ Teile ersetzt. Dies wurde aufgrund von Berechnungsproblemen gemacht. Alle Schritte zur Berechnung der Temperatur- und Dehnungsverteilung in der IMC – T Schale wurden in der **Abbildung 7-4** und **Abbildung 7-5** dargestellt.

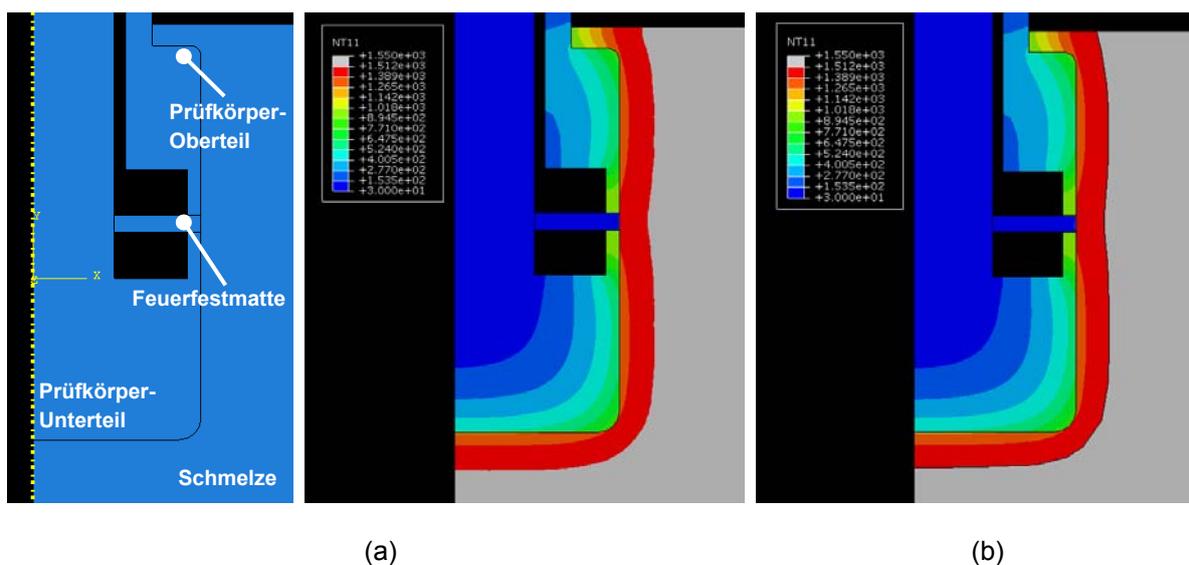


Abbildung 7-4: Thermische Modelle zur Simulation: (a) des Schalenwachstums am Prüfkörper während der ersten 6 s nach dem Eintauchen des Prüfkörpers in die Schmelze; (b) des IMC – T Versuchs in der Schmelze

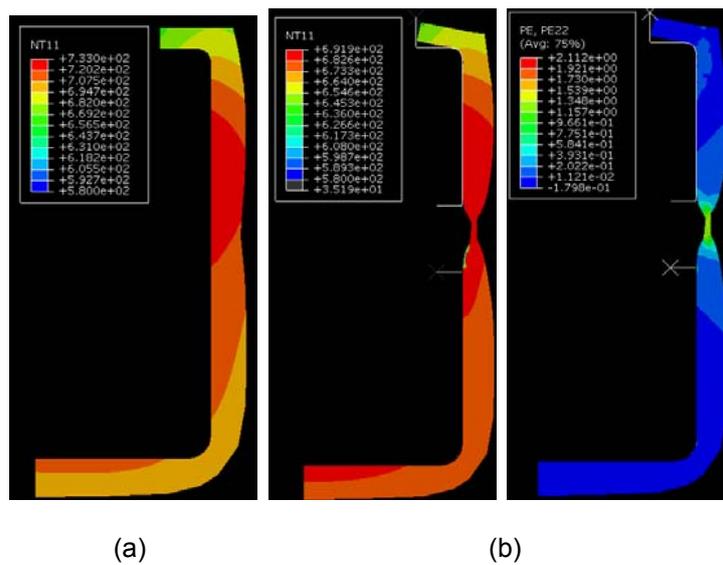


Abbildung 7-5: (a) Temperaturverteilung in der Schale nach 105 s Abkühlung an Luft; (b) Temperatur- und plastische Dehnungsverteilung in der Schale nach dem Zugversuch, Versuch Nr. 4

Das Modell wurde mit den experimentellen Daten aus dem Versuch Nr. 4 verifiziert. Die Ergebnisse zeigen, dass die simulierte Schalenstärke ähnlich zu jenen aus den Versuchen ist. Der Vergleich des Temperaturverlaufes und der Kraft–Verlängerungskurven wird in der **Abbildung 7-6** dargestellt. Die Ergebnisse zeigen, dass sowohl der Temperaturverlauf als auch die Kraft-Verlängerungskurven eine gute Übereinstimmung zeigen.

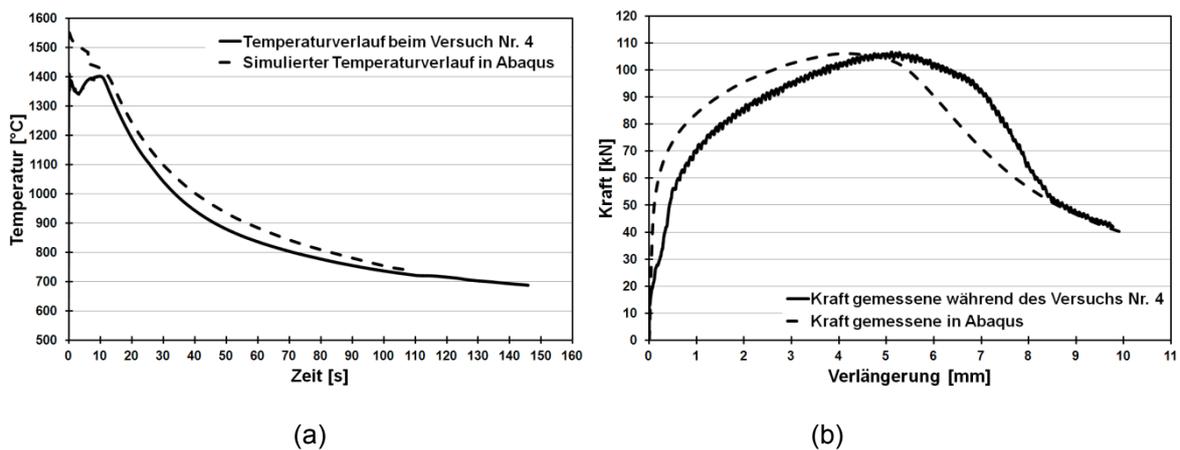


Abbildung 7-6: Vergleich: (a) des Temperaturverlaufes und (b) Kraft-Verlängerungskurven aus Simulation und Experiment

Anhang C – Skript zur Berechnung der Ausscheidungskinetik in der Schale

Dieses Modell wurde zur Berechnung der Ausscheidungskinetik beim IMC-T Versuch während der Abkühlung und Verformung der Schale verwendet. Das Modell ermöglicht die Berechnung von AlN und NbCN Ausscheidungen an den Korngrenzen und in den Versetzungen. Das folgende Skript simuliert die Ausscheidungskinetik beim Versuch Nr. 4.

```

$*****
$
$                               GENERAL INFORMATION
$*****
$ script for precipitation kinetics during cooling and deformation of the IMC - T shell

$ Database: mc_steel.tdb, mc_sample_fe.ddb
$ Creation date: 2012-10-23
$ Author: Pawel Krajewski
$ MatCalc version 5.41 rel 0.005
$ Last update: 23.10.2012

$*****
$                               SETUP INFORMATION
$*****
$ close any open workspace without asking for save
close_workspace f

$ create new workspace ...
new-workspace

use-module core $ use core module for kinetic simulation

$*****
$                               SYSTEM SETUP
$*****

$*****
$                               GLOBAL VARIABLES
$*****
$ number of precipitate classes
set-variable-value npc 25
$ number of size classes

set-variable-value eps_aln 0.27
set-variable-value eps_nbc 0.20
set-variable-value eps_nbn 0.20
set-variable-value eps_cem 0.05
$ volume misfit AlN at dislocations
$ volume misfit NbC at dislocations
$ volume misfit NbN at dislocations
$ volume misfit cem at dislocations

$*****
$                               DATABASES; CHEMICAL COMPOSITION; COOLING
$*****
open-thermo-database mc_fe.tdb
$ thermodynamic database

select-elements Al C N Nb Mn Si
select-phases bcc_a2 fcc_a1 Cementite AlN NbC NbN
set-reference-element Fe

read-thermodyn-database

```

```

read-mobility-database mc_fe.ddb          $ read diffusion data

s-v-v time_temp 0 $ Shell cooling

s-v-v Temperature_start 1408

s-v-v Cooling_rate_segment_1 12,0
s-v-v Temperature_end_segment_1 1000

s-v-v Cooling_rate_segment_2 3,79
s-v-v Temperature_end_segment_2 727

s-v-v Cooling_rate_segment_3 0,875
s-v-v Temperature_end_segment_3 713

s-v-v dd_0 1E11          $ dislocation density in austenite
s-v-v AGS 448e-6        $ austenite grain boundaries

s-f-e strain 0,0047*(time-time_temp)+0,0016 $ deformation
s-v-v strain_rate 0,005 $ strain rate

s-v-v Nb_wt 0,00283 $ steel composition for the experiment No. 4

enter-composition wp c=0,180 mn=0,805 si=0,209 nb=Nb_wt al=0,0174 n=0,009688
$ steel composition for the experiment No. 4

$*****
$                               PRECIPITATION DOMAINS, PRECIPITATES PHASE
$
$*****
change-phase-status fcc_a1#01 f s s

$*****
$                               PRECIPITATION DOMAINS
$*****
create-precipitation-domain austenite $ new domain: austenite
set-precipitation-parameter austenite x fcc_a1 $ matrix phase: fcc_a1
set-precipitation-parameter austenite t d e dd_0 $ set equilibrium disl. density
set-precipitation-parameter austenite t g AGS $ define grain size
set-precipitation-parameter austenite h m (193000-73,333*t$c)*1e6
$ temperature dependent young's modulus [R. Radis]
set-precipitation-parameter austenite s g s y (10^(10-0,005*T$C))
$ ratio between diffusion in grain boundaries and bulk
set-precipitation-parameter austenite s g i y (10^(11-0,005*T$C))
$ ratio between diffusion in grain boundaries and bulk
set-precipitation-parameter austenite s d s y (10^(7-0.0025*T$C))
$ ratio between (pipe) diffusion in dislocations and bulk
set-precipitation-parameter austenite s d i y (10^(7-0.0025*T$C))
$ ratio between (pipe) diffusion in dislocations and bulk

$*****
$                               PRECIPITATES IN AUSTENITE
$*****
$ NbCN Phase precipitates

CREATE_NEW_PHASE fcc_a1#01 C :FE,Nb%:C%,N%,VA: Nb_C_N

create-new-phase Nb_C_N p NbCN_GB
s-p-p Nb_C_N_p0 c npc          $ use variable npc for number of prec. classes
s-p-p Nb_C_N_p0 d austenite    $ austenite is precipitation domain (matrix phase)
s-p-p Nb_C_N_p0 n s n          $ nucleation sites are dislocations

```

```

create-new-phase Nb_C_N p NbCN_D
s-p-p Nb_C_N_p1 c npc          $ use variable npc for number of prec. classes
s-p-p Nb_C_N_p1 d austenite    $ austenite is precipitation domain (matrix phase)
s-p-p Nb_C_N_p1 n s n         $ nucleation sites are dislocations

```

\$ AIN Phase precipitates

```

create-new-phase aln p AIN_GB      $ new precipitate phase
set-precipitation-parameter aln_p0 c npc    $ initialize precipitates
set-precipitation-parameter aln_p0 d austenite $ define precipitation domain
set-precipitation-parameter aln_p0 n s n    $ nucleation site: grain boundary

create-new-phase aln p AIN_D      $ create new precipitate phase TiN_p1 in austenite
set-precipitation-parameter aln_p1 c npc    $ use variable npc for number of prec. classes
set-precipitation-parameter aln_p1 d austenite $ austenite is precipitation domain (matrix phase)
set-precipitation-parameter aln_p1 n s n    $ nucleation sites are dislocations

```

```

$*****
$
$ HEAT TREATMENT
$*****

```

```

s-v-v dd_b00 1,33E13
s-v-v dd_A 0,92
s-v-v dd_B 5,41
s-v-v dd_mb -0,207
s-v-v dd_nb 0,105
s-v-v dd_Qb 34100
s-v-v dd_c00 144
s-v-v dd_Cg -4,3
s-v-v dd_mc -0,182
s-v-v dd_nc 1,02
s-v-v dd_Qc -18200
s-v-v dd_d0 1,05E9
s-v-v dd_E -85,6
s-v-v dd_md -0,856
s-v-v dd_Qd 181500

```

\$ for dislocation density calculation

```

s-f-e dd_b_v
dd_b00*EXP(dd_A*Nb_wt)*((GD$austenite*1E6)**dd_mb)*(strain_rate**dd_nb)*EXP(dd_Qb/R/T)
s-f-e dd_c_v
dd_c00*EXP(dd_Cg*Nb_wt)*((GD$austenite*1E6)**dd_mc)*(strain_rate**dd_nc)*EXP(dd_Qc/R/T)
s-f-e dd_ro_d_f (dd_b_v*strain_rate/dd_c_v)*(1-EXP(-dd_c_v*strain/strain_rate))+dd_0

```

create-heat-treatment KI_01

```

append-ht-segment KI_01 $ new segment
edit-ht-segment KI_01 . s Temperature_start          $ define start temperature
edit-ht-segment KI_01 . d n austenite                $ define precipitation domain
edit-ht-segment KI_01 . 1 Temperature_end_segment_1 Cooling_rate_segment_1 $ Tend + delta_t
edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter Nb_C_N_p0 n s g $ nucleation site: g
edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter Nb_C_N_p1 n s d $ nucleation site: d
edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter Nb_C_N_p1 n f y
edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter Nb_C_N_p1 t m n eps_nbc

```

```

edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter aln_p0 n s g    $ nucleation site: g
edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter aln_p1 n s d    $ nucleation site: d
edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter aln_p1 n f y
edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter aln_p1 t m n eps_aln

```

edit-ht-segment KI_01 . c Segment 1

append-ht-segment KI_01 \$ new segment

edit-ht-segment KI_01 . 1 Temperature_end_segment_2 Cooling_rate_segment_2 \$ Tend + delta_t
 edit-ht-segment KI_01 . c Segment 2

append-ht-segment KI_01
 edit-ht-segment KI_01 . 1 Temperature_end_segment_3 Cooling_rate_segment_3 \$ Tend + delta_t
 edit-ht-segment KI_01 . r + s-p-p austenite t d e dd_ro_d_f

edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter Nb_C_N_p0 n s n

edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter Nb_C_N_p1 n s d \$ nucleation site: d
 edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter Nb_C_N_p1 n f n
 edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter Nb_C_N_p1 t m n 0

edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter aln_p0 n s n \$ nucleation site: g

edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter aln_p1 n s d \$ nucleation site: d
 edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter aln_p1 n f n
 edit-ht-segment KI_01 . r + set-precipitation-parameter aln_p1 t m n 0

edit-ht-segment KI_01 . r + s-v-v time_temp time

edit-ht-segment KI_01 . c Segment 3

 \$
 \$
 \$

OUTPUT WINDOWS

MOVE_GUI_WINDOW 0 0 0 60 200
 MOVE_GUI_WINDOW 1 0 0 60 200
 MOVE_GUI_WINDOW 2 0 0 60 200

 \$
 \$
 \$

PLOTS

\$
WINDOW 1

new-gui-window p1
 move-gui-window . 20 0 620 1000 \$ move and resize gui window

set-gui-window-property . x stepvalue	\$ define default x-axis
set-gui-window-property . s u y	\$ use default x-axis for all plots
set-gui-window-property . s s 1..	\$ scaling
set-gui-window-property . s t time / s	\$ x-axis title
set-gui-window-property . n 2	\$ two plot columns
set-gui-window-property . s l b	\$ legend position: bottom

set-plot-option . s n b t\$c	\$ temperature from buffer
set-plot-option . s m -1 t\$c T	\$ series name
set-plot-option . a y 1 t temperature / °C	\$ y-axis title

\$
WINDOW 1: new plot for AIN phase fractions

create-new-plot x .	
set-plot-option . s n b f\$AIN_p0	\$ AIN in austenite on grain boundarys
set-plot-option . s m -1 f\$AIN_p0 AIN_GB	\$ rename series
set-plot-option . s n b f\$AIN_p1	\$ AIN in austenite on dislocations
set-plot-option . s m -1 f\$AIN_p1 AIN_D	\$ rename series

set-plot-option . a y 1 t phase fraction	\$ y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log	\$ axis-type = log
set-plot-option . a x 1 s 0.1..	\$ scale y-axis

\$
WINDOW 1: new plot for AIN number densities

```

create-new-plot x .
set-plot-option . s n b num_part$AIN_p0          $ AIN in austenite on grain boundarys
set-plot-option . s m -1 num_part$AIN_p0 AIN_GB   $ rename series
set-plot-option . s n b num_part$AIN_p1          $ AIN in austenite on dislocations
set-plot-option . s m -1 num_part$AIN_p1 AIN_D    $ rename series

set-plot-option . a y 1 t number density / m<sup>-3</sup>    $ change y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log                      $ set y-axis type
set-plot-option . a y 1 s 1e10..                  $ scale y-axis

$                               WINDOW 1: new plot for AIN mean diameter

create-new-plot x .
set-plot-option . s n b d_mean$AIN_p0            $ AIN in austenite on grain boundarys
set-plot-option . s m -1 d_mean$AIN_p0 AIN_GB    $ rename series
set-plot-option . s n b d_mean$AIN_p1            $ AIN in austenite on dislocations
set-plot-option . s m -1 d_mean$AIN_p1 AIN_D     $ rename series

set-plot-option . a y 1 t mean diameter / nm      $ change y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log                    $ axis-type = log
set-plot-option . a x 1 s 0.1..                  $ scale y-axis
set-plot-option . a y 1 f 1e9                    $ set factor for y-axis

$                               WINDOW 1: new plot for AIN nucleation rate

create-new-plot x .

set-plot-option . s n b NUCL_RATE$AIN_p0         $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 NUCL_RATE$AIN_p0 AIN_GB $ rename series
set-plot-option . s n b NUCL_RATE$AIN_p1         $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 NUCL_RATE$AIN_p1 AIN_D  $ rename series

set-plot-option . a y 1 t nucleation rate / m<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>  $ change y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log $ set y-axis type
set-plot-option . a y 1 s 1e10.. $ scale y-axis

$                               WINDOW 1: new plot for Distance between randomly distributed precipitates of AIN(cooling)

create-new-plot x .

set-plot-option . s n b LP_MEAN_3D$AIN_p0        $ phase fraction for AIN during cooling
set-plot-option . s m -1 LP_MEAN_3D$AIN_p0 AIN_GB $ rename series
set-plot-option . s n b LP_MEAN_3D$AIN_p1        $ phase fraction for AIN during cooling
set-plot-option . s m -1 LP_MEAN_3D$AIN_p1 AIN_D  $ rename series

set-plot-option . a y 1 t Distance between randomly distributed precipitates / nm  $ change y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log                      $ axis-type = log
set-plot-option . a x 1 s 0.1..                    $ scale y-axis
set-plot-option . a y 1 f 1e9                      $ recalculation rarius(m)->diameter(nm)

update-gui-window . $ update the window

$                               WINDOW 2: NbCN and AIN number density = f (diameter)

new-gui-window p5 $ precipitate distribution; scaled version
move-gui-window . 600 0 377 860 $ move and resize gui window

set-gui-window-property . n 1                      $ one plot columns
set-gui-window-property . s l b                   $ legend position: bottom
set-plot-option . l a y $ replace all variable names by kinetic alias names
set-plot-option . s n p Nb_C_N_p0
set-plot-option . s n p Nb_C_N_p1
set-plot-option . a x 1 f 2e9 $ factor for x-axis (rad [m] -> diameter [nm])
set-plot-option . a x 1 t diameter / nm $ x-axis title
set-plot-option . a x 1 y log                      $ x-axis type: log

```

```

set-plot-option . a x 1 s 0.1..          $ scale x-axis
set-plot-option . a y 1 s auto          $ scale y-axis
set-plot-option . a y 1 y log          $ y-axis type: log
set-plot-option . a y 1 t number density / m-3    $ y-axis title

create-new-plot p .                    $ create new plot: precipitate distribution
set-gui-window-property . s l b        $ legend position: bottom
set-plot-option . l a y                $ replace all variable names by kinetic alias names
set-plot-option . s n p AIN_p0         $ add series: precipitate distribution
set-plot-option . s n p AIN_p1         $ add series: precipitate distribution
set-plot-option . a x 1 f 2e9          $ use scaling factor 1e9 for x-axis
set-plot-option . a y 1 s 1e10..1e20  $ scale the y-axis from 1e10..1e20
set-plot-option . a y 1 y log          $ use logarithmic scale for y-axis
set-plot-option . a x 1 t diameter / nm $ change x-axis title
set-plot-option . a x 1 s 1..500       $ scale the x-axis from 1..500
set-plot-option . a x 1 y log          $ use logarithmic scale for x-axis
set-plot-option . a y 1 t number density / m-3    $ change y-axis title

```

update-gui-window . \$ update gui window

\$

WINDOW 3: NbCN

```

new-gui-window p1
move-gui-window . 0 0 600 1000 $ move and resize gui window

```

```

set-gui-window-property . x stepvalue    $ define default x-axis
set-gui-window-property . s u y         $ use default x-axis for all plots
set-gui-window-property . s s 1..      $ scaling
set-gui-window-property . s t time / s  $ x-axis title
set-gui-window-property . n 2           $ two plot columns
set-gui-window-property . s l b        $ legend position: bottom

```

```

set-plot-option . s n b t$c             $ temperature from buffer
set-plot-option . s m -1 t$c T          $ series name
set-plot-option . a y 1 t temperature / °C $ y-axis title

```

\$

WINDOW 3: new plot for NbCN phase fractions

```

create-new-plot x .
set-plot-option . s n b f$Nb_C_N_p0    $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 f$Nb_C_N_p0 NbCN_GB $ rename series
set-plot-option . s n b f$Nb_C_N_p1    $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 f$Nb_C_N_p1 NbCN_D $ rename series

set-plot-option . a y 1 t phase fraction $ y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log $ axis-type = log
set-plot-option . a x 1 s 0.1.. $ scale y-axis

```

\$

WINDOW 3: new plot for NbCN number densities

```

create-new-plot x .

set-plot-option . s n b num_part$Nb_C_N_p0 $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 num_part$Nb_C_N_p0 NbCN_GB $ rename series
set-plot-option . s n b num_part$Nb_C_N_p1 $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 num_part$Nb_C_N_p1 NbCN_D $ rename series

set-plot-option . a y 1 t number density / m<sup>-3</sup> $ change y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log $ set y-axis type
set-plot-option . a y 1 s 1e10.. $ scale y-axis

```

\$

WINDOW 3: new plot for mean diameter of NbCN

```

create-new-plot x .

```

```

set-plot-option . s n b d_mean$Nb_C_N_p0           $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 d_mean$Nb_C_N_p0 NbCN_GB  $ rename series
set-plot-option . s n b d_mean$Nb_C_N_p1           $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 d_mean$Nb_C_N_p1 NbCN_D   $ rename series

```

```

set-plot-option . a y 1 t mean diameter / nm       $ change y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log                      $ axis-type = log
set-plot-option . a x 1 s 0.1..                    $ scale y-axis
set-plot-option . a y 1 f 2e9                      $ recalculation rarius(m)-diameter(nm)

```

\$ WINDOW 3: new plot for NbCN nucleation rate

create-new-plot x .

```

set-plot-option . s n b nucl_rate$Nb_C_N_p0       $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 nucl_rate$Nb_C_N_p0 NbCN_GB $ rename series
set-plot-option . s n b nucl_rate$Nb_C_N_p1       $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 nucl_rate$Nb_C_N_p1 NbCN_D $ rename series

```

```

set-plot-option . a y 1 t nucleation rate / m<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup> $ change y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log $ set y-axis type
set-plot-option . a y 1 s 1e10.. $ scale y-axis

```

\$ WINDOW 3: new plot for Distance between randomly distributed precipitates of NbCN

create-new-plot x .

```

set-plot-option . s n b LP_MEAN_3D$NB_C_N_P0      $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 LP_MEAN_3D$NB_C_N_P0 NbCN_GB $ rename series
set-plot-option . s n b LP_MEAN_3D$NB_C_N_P1      $ phase fraction for NbC during cooling
set-plot-option . s m -1 LP_MEAN_3D$NB_C_N_P1 NbCN_D $ rename series

```

```

set-plot-option . a y 1 t distance between randomly distributed precipitates / nm $ change y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log $ axis-type = log
set-plot-option . a x 1 s 0.1.. $ scale y-axis
set-plot-option . a y 1 f 1e9 $ recalculation rarius(m)->diameter(nm)

```

update-gui-window . \$ update the window

\$ WINDOW 4: Temperature and dislocation density

new-gui-window p1

move-gui-window . 0 0 600 1000 \$ move and resize gui window

```

set-gui-window-property . x stepvalue             $ define default x-axis
set-gui-window-property . s u y                  $ use default x-axis for all plots
set-gui-window-property . s s 1..               $ scaling
set-gui-window-property . s t time / s          $ x-axis title
set-gui-window-property . n 2                    $ two plot columns
set-gui-window-property . s l b                  $ legend position: bottom

```

```

set-plot-option . s n b t$c                       $ temperature from buffer
set-plot-option . s m -1 t$c T                   $ series name
set-plot-option . a y 1 t temperature / °C       $ y-axis title

```

create-new-plot x .

```

set-plot-option . s n b DDT                       $austenite
set-plot-option . s m -1 DDT                     $austenite Dislocation density

```

```

set-plot-option . a y 1 t dislocation density / m/m<sup>3</sup> $ y-axis title
set-plot-option . a y 1 y log
set-plot-option . a x 1 s 0.1..

```

update-gui-window .

```

$*****
$
$          SIMULATION SET UP
$*****
set-temperature-celsius 1250 $ define temperature for equilib. calculation
set-automatic-startvalues $ initiate equilib. calculation
calc-equilibrium $ start equilib. calc.
  
```

set-simulation-parameter u 100 \$ update every 100 counts

```

$*****
$
$          START PRECIPITATE SIMULATION $
$*****
set-simulation-parameter t h KI_01 10          $ temperature control from HT; step width
set-simulation-parameter s r                  $ simulation starting condition: reset
  
```

start-precipitate-simulation \$ let's go ...