



**Einfluss der Abkühlbedingungen auf die
Bildung von Oberflächenrissen beim
Stranggießen eines Nb - mikrolegierten Stahls**

Masterarbeit

eingereicht von

Roman Krobath, BSc

am Lehrstuhl für Eisen- und Stahlmetallurgie an der Montanuniversität Leoben
zur Erlangung des akademischen Grades

Diplomingenieur

in der Studienrichtung Eisen- und Stahlmetallurgie



Kurzfassung

Diese Arbeit beschreibt eine neue Versuchsmethode zur experimentellen Simulation der Oberflächenrissbildung beim Stranggießen. Der IMC-B (In-Situ Material Characterisation - Bending) Test ermöglicht die Untersuchung von Proben, welche mit definierten Abkühlbedingungen direkt aus der Schmelze bis zur Biegetemperatur abgekühlt werden. Anschließend erfolgt ein 3-Punkt Biegeversuch, bei dem die Probe bei konstanter Temperatur, mit definierter Dehnrage und definierter maximaler Dehnung verformt wird. Die erste Versuchsserie legt das Hauptaugenmerk auf die Untersuchung des zweiten Duktilitätstiefs von Nb-mikrolegiertem Stahl (Rückbiegezone beim Stranggießen). Es werden zwei unterschiedliche Abkühlstrategien simuliert. Die Versuche werden mit variierenden Abkühlbedingungen, Biegetemperaturen und maximalen Dehnungen durchgeführt. Es erfolgt die metallographische Analyse der Proben und Darstellung der Ergebnisse bezüglich der Abkühlkurven, gebildeter Oberflächenrisse und Unterschiede im Gefügebau.

Abstract

This work describes a new test method for the experimental simulation of surface cracking during continuous casting. The IMC-B (In-Situ Material Characterisation - Bending) test enables the investigation of samples which are formed straight from the liquid steel and are cooled to a bending temperature with defined cooling conditions. Afterwards, a 3-point bending test is carried out, in which the sample is deformed at a constant temperature with defined strain rate and maximum strain. The first series of tests deals with the investigation of the second ductility trough of a Nb-microalloyed steel (straightening zone in continuous casting). Two different cooling strategies are simulated. The experiments are performed with different cooling conditions, bending temperatures and maximum strains. Finally the samples are subjected to metallographic examinations and the results are presented related to the cooling curves, detected surface cracks and differences in the microstructure.

Eidesstattliche Erklärung

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

.....
Krobath Roman

Danksagung

Der österreichischen Bundesregierung (insbesondere dem Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie und dem Bundesministerium für Wissenschaft, Forschung und Wirtschaft) vertreten durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft mbH (FFG), und den Ländern Steiermark und Tirol, vertreten durch die Steirische Wirtschaftsförderungsgesellschaft mbH (SFG) sowie die Standortagentur Tirol, wird für die Förderung im Rahmen des COMET Förderprogramms herzlich gedankt.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Theoretische Grundlagen	3
2.1	Stranggießprozess.....	3
2.1.1	Beschreibung des Stranggießprozesses.....	4
2.1.2	Fehler beim Stranggießen	6
2.2	Oberflächenrisse.....	7
2.2.1	Mechanismus der Oberflächenrissbildung	10
2.2.2	Einfluss von Niob	13
2.2.3	Methoden zur Detektion von Oberflächenrissen	15
2.2.3.1	Elektromagnetische Verfahren	16
2.2.3.2	Optische und thermische Verfahren	17
2.2.3.3	Ultraschall Verfahren	22
2.2.3.4	Zusammenfassung der Detektionssysteme	24
3	Praktischer Teil	25
3.1	Versuchsablauf In-Situ Material Characterization - Bending (IMC-B) Test	25
3.1.1	Probenherstellung.....	26
3.1.2	Probenabkühlung und Biegevorgang	27
3.2	Stahl und Abkühlkurven	30
3.3	Temperaturverlauf in der Kokille	33
3.3.1	Praktische Messungen	33
3.3.2	Simulation	35

3.4	Ermittlung der Dehnungen	39
4	Ergebnisse	40
4.1	Temperaturverläufe	41
4.1.1	Hard-Cooling Strategie	44
4.1.2	Soft-Cooling Strategie	47
4.2	Kraft - Zeit und Weg - Zeit Kurven	50
4.3	Probenauswertung.....	55
4.3.1	Oberflächenrisse.....	55
4.3.1.1	Hard-Cooling.....	57
4.3.1.2	Soft-Cooling	61
4.3.2	Gefügeauswertung und Härtemessungen.....	65
4.3.3	Austenitkornwachstum	72
5	Diskussion.....	76
5.1	Untersuchung der Rissproblematik	77
5.2	Modifikation der Simulation der Abkühlung in der Kokille	82
6	Zusammenfassung	85
	Literaturverzeichnis	88
A	Anhang	A-1
A.1	Materialdaten	A-1
A.2	Probenanalysen.....	A-4

Akronyme

wt%	Gewichtsprozent
IMC - B	In-Situ Material Characterisation - Bending
CCD	Charge Couple Device
SIAS	Surface Inspection Automated System
EMAT	ElectroMagnetic Acoustic Transducer
ε	Emissionsgrad
HC	Hard-Cooling
SC	Soft-Cooling
K	Oberflächentemperatur Brammenkante
Z	Oberflächentemperatur zwischen Brammenmitte und Kante
O	Oberflächentemperatur der Brammenmitte
A_{R3} -Temperatur	Temperatur bei Beginn der Ferritbildung
A_{E3} -Temperatur	Temperatur bei γ zu α Umwandlung im Gleichgewicht

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Anteil an Stranggussprodukten bezüglich der Weltrohstahlerzeugung [1]	4
Abbildung 2-2: Schematische Darstellung des Stranggießprozesses inklusive Kühlzonen [3]	5
Abbildung 2-3: Verschiedene Arten von Stranggießanlagen [7]	6
Abbildung 2-4: Auftretende Risse im Stranggussprodukt [8]	7
Abbildung 2-5: Fehler im Stranggussprodukt: a.)Längsrisse, b.)Querrisse, c.)Einfallstellen, d.)Sternrisse [9].....	7
Abbildung 2-6: Mit dem Heißzugversuch ermittelte Abhängigkeit der Brucheinschnürung von der Temperatur [19].....	10
Abbildung 2-7: Rissmechanismus bei der Austenit zu Ferrit Umwandlung [24].....	12
Abbildung 2-8: Einfluss des Nb-Gehalts auf die Brucheinschnürung [21].....	13
Abbildung 2-9: Brucheinschnürung in Abhängigkeit der Test-Temperatur und der Dehnrates beim Heißzugversuch [28].....	15
Abbildung 2-10: Überblick der Oberflächen – Inspektionssysteme [29].....	16
Abbildung 2-11: Schema einer Wirbelstrom-Detektionsanlage [34].....	17
Abbildung 2-12: Schematische Darstellung der Laser-Scan Oberflächen Detektion [36]	18
Abbildung 2-13: Prinzip Konoskopie [37]	20
Abbildung 2-14: Aufbau konoskopische Holographie, Arcelor Mittal, Spanien [30].....	20

Abbildung 2-15: Messaufbau ACERALIA [39].....	21
Abbildung 2-16: Prinzip Laser-EMAT [41].....	23
Abbildung 2-17: Aufbau Laser-EMAT Versuch [41].....	23
Abbildung 3-1: Übersicht IMC-B Methode [42].....	25
Abbildung 3-2: Aufbau der Kokille.....	26
Abbildung 3-3: Probenabmaße	27
Abbildung 3-4: Temperaturmessung mit einem Thermoelement und dem Pyrometer mit verschiedenen Emissionsgraden.....	28
Abbildung 3-5: Abweichungen der Temperatur in Abhängigkeit der Ofen-Steuerung (links) und der Probenoberfläche (rechts).....	29
Abbildung 3-6: Biegeofen	30
Abbildung 3-7: Hard-Cooling Abkühlstrategie	31
Abbildung 3-8: Soft-Cooling Abkühlstrategie.....	32
Abbildung 3-9: Schematische Darstellung der Punkte in Bezug auf die gewählten Temperaturen zu Beginn der Rückbiegezone.....	32
Abbildung 3-10: Konstruktion der Kokille für die Temperaturmessung	33
Abbildung 3-11: Kokille und Thermoelemente für die Temperaturmessung	34
Abbildung 3-12: Temperaturverläufe der Messpunkte 1 bis 3	35
Abbildung 3-13: Calcosoft-Modell mit den Startbedingungen.....	36
Abbildung 3-14: Temperaturprofil und Anteil an erstarrter Schmelze (fraction of solid) nach 15 s	36
Abbildung 3-15: Vergleich der praktischen- und der Simulationsergebnisse	37
Abbildung 3-16: Vergleich der Simulation und der approximierten Kurve mit praktischen Ergebnissen	38
Abbildung 3-17: Abaqus-Modell des Biegeversuchs [42]	39
Abbildung 4-1: Temperaturverlauf der Probe Nb/HC/O_3_K2.....	43
Abbildung 4-2: Temperatur-Zeit Kurven Hard-Cooling Kante	44
Abbildung 4-3: Temperatur-Zeit Kurven Hard-Cooling zwischen Mitte und Kante	45

Abbildung 4-4: Temperatur-Zeit Kurven Hard-Cooling in der Mitte der Brammenoberfläche	46
Abbildung 4-5: Temperatur-Zeit Kurven Soft-Cooling Kante	47
Abbildung 4-6: Temperatur-Zeit Kurven Soft-Cooling zwischen Mitte und Kante	48
Abbildung 4-7: Temperatur-Zeit Kurven Soft-Cooling in der Mitte der Brammenoberfläche	49
Abbildung 4-8: Kraft - Zeit und Weg - Zeit Kurven des Versuchs Nb/HC/K_1_K2	51
Abbildung 4-9: Kraft - Zeit Kurven der Versuche mit einem Stempelweg von einem Millimeter	52
Abbildung 4-10: Kraft - Zeit Kurven der Versuche mit einem Stempelweg von 2 mm	53
Abbildung 4-11: Kraft - Zeit Kurven für die Versuche bei 830°C (Hard-Cooling)	53
Abbildung 4-12: Biegekräfte abhängig von Biegetemperatur und Stempelweg	54
Abbildung 4-13: Schema der Probenuntersuchung	55
Abbildung 4-14: Durchbiegung bei einem Stempelweg von 3 bis 1 mm	57
Abbildung 4-15: Rissverteilungsschema Hard-Cooling Kante mit einer maximalen Dehnung von 1,24%	58
Abbildung 4-16: Schliffbild eines interkristallinen Risses der Probe Nb/HC/K_1_K2	58
Abbildung 4-17: Rissverteilungsschema Hard-Cooling Kante mit einer maximalen Dehnung von 1,28%	59
Abbildung 4-18: Schliffbild mit einem interkristallinen Riss der Probe Nb/HC/Z_1_K2	59
Abbildung 4-19: Rissverteilungsschema Hard-Cooling Kante ohne Dehnung	60
Abbildung 4-20: Rissverteilungsschema Hard – Cooling Kante mit einer maximalen Dehnung von 4,20%	61
Abbildung 4-21: Rissverteilungsschema Soft-Cooling Kante mit einer maximalen Dehnung von 2,81%	62
Abbildung 4-22: Rissverteilungsschema Soft-Cooling Kante mit einer maximalen Dehnung von 2,95%	63
Abbildung 4-23: Rissverteilungsschema Soft-Cooling Brammenmitte mit einer maximalen Dehnung von 2,85%	63
Abbildung 4-24: Rissverteilungsschema Soft-Cooling Brammenmitte mit einer maximalen Dehnung von 1,34%	64

Abbildung 4-25: Rissverteilungsschema Soft-Cooling Brammenmitte ohne Dehnung.....	65
Abbildung 4-26: kontinuierliches ZTU-Schaubild für den gewählten Stahl, ermittelt mit JMatPro.....	66
Abbildung 4-27: Gefügebrausschnitte von Proben, welche mit der Hard-Cooling Strategie hergestellt wurden	68
Abbildung 4-28: Gefügebrausschnitte von Proben welche mit der Soft-Cooling Strategie hergestellt wurden	70
Abbildung 4-29: Härtemessungen nach Rockwell.....	71
Abbildung 4-30: Gefügebrausschnitte der Härtemessungen	72
Abbildung 4-31: Aufteilung der ausgewerteten Probenoberfläche [45].....	73
Abbildung 4-32: Ermittlung der Austenitkörner gemäß der Beschreibung [45]	74
Abbildung 5-1: Zusammenfassung der Ergebnisse der ersten Versuchsserie	77
Abbildung 5-2: REM-Untersuchungen der Probe Nb/HC/Z_0	78
Abbildung 5-3: REM – Untersuchungen der Probe Nb/SC/O_0	79
Abbildung 5-4: Rissverteilungsschema der Probe Nb/SC/0_Luft	80
Abbildung 5-5: Rissverteilungsschema Nb/SC/O/1_[K2]_Ofen	81
Abbildung 5-6: Zusammenfassung der Ergebnisse mit den Zusatzversuchen	81
Abbildung 5-7: Vorgänge bei der ersten Temperaturmessung in der Kokille.....	82
Abbildung 5-8: Modifizierte Temperaturmessung.....	83
Abbildung 5-9: Vergleich der Ergebnisse der beiden Temperaturmessungen.....	84
Abbildung A-1: Maximale plastische Dehnung über dem Stempelweg für die Zusammensetzung aus Tabelle 3-I berechnet mit Abaqus [42].....	A-1
Abbildung A-2: Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit der Temperatur für die Zusammensetzung aus Tabelle 3-I berechnet mit Abaqus.....	A-2
Abbildung A-3: Dichte in Abhängigkeit der Temperatur für die Zusammensetzung aus Tabelle 3-I berechnet mit Abaqus	A-2
Abbildung A-4: Elastizitätsmodul in Abhängigkeit der Temperatur für die Zusammensetzung aus Tabelle 3-I berechnet mit Abaqus.....	A-3

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-I: Zusammenfassung Längsrisse und Sternrisse [8]	9
Tabelle 2-II: Zusammensetzung des Stahls bezüglich Abbildung 2-9	15
Tabelle 2-III: Vor- und Nachteile der Detektionssysteme	24
Tabelle 3-I: Soll-Analysen der untersuchten Stahls	30
Tabelle 3-II: Oberflächentemperaturen zu Beginn der Rückbiegezone	33
Tabelle 4-I: Erklärung der Probenbezeichnungen	40
Tabelle 4-II: Überblick der durchgeführten Versuche	41
Tabelle 4-III: Zusammenfassung der Zeitaufzeichnung	50
Tabelle 4-IV: Zusammenfassung Oberflächenriss - Auswertung	56
Tabelle 4-V: Zusammenfassung der Ergebnisse der Austenit-Körngrößenmessung [45]	75
Tabelle A-I: Ist-Zusammensetzungen der untersuchten Proben	A-4
Tabelle A-II: Sauerstoff- und Stickstoffgehalte ausgewählter Proben	A-4

1 Einleitung

Stranggießen nimmt in den letzten Jahrzehnten einen immer größeren Stellenwert in der Rohstahlproduktion ein. Dabei erhöhten sich auch laufend die Qualitätsanforderungen an das gegossene Halbzeug. Ein verbreitetes Problem stellen Querrisse an der Brammenoberfläche dar. Um für ein querrissfreies Produkt garantieren zu können, müssen die kritischen Parameter bezüglich der Rissbildung bekannt sein und vermieden werden. Ein Augenmerk liegt beim Stranggießen auf der Richtzone. Die Strangoberflächentemperatur befindet sich beim Richten, u. a. abhängig von der Stahlzusammensetzung und der Abkühlung, oft in einem kritischen Bereich, dem sogenannten zweiten Duktilitätsminimum von Stahl. Die Gründe für die verminderte Duktilität in diesem Temperaturbereich liegen bei Ausscheidungen, welche sich an den Austenitkorn Grenzen ablagern, sowie bei dem sich bildenden Ferritfilm an den Austenitkorn Grenzen bei der Abkühlung in das α und γ Zweiphasengebiet (A_{r3} -Temperatur). Für die Detektion von Oberflächenrissen an der noch heißen Bramme nach dem Gießen stehen in der Praxis mehrere Methoden zur Verfügung. Häufig kommen optische Einrichtungen zum Einsatz. Die aufgezeichneten Bilder werden mittels eines Algorithmus in situ ausgewertet und der weitere Weg des Produktes entschieden.

Für die Beurteilung der Rissanfälligkeit eines Stranggießproduktes mittels einer experimentellen Simulation des Stranggießprozesses müssen sämtliche Parameter des Stranggießens möglichst prozessnahe abgebildet werden. Dabei handelt es sich um die Probenparameter (u.a. Korngröße, Kornstruktur, Probenoberfläche) und die Prozessparameter (u.a. Wärmeabfuhr in der Kokille, Abkühlrate, Dehnungen). Dafür wurde am Lehrstuhl für Eisen- & Stahlmetallurgie im Rahmen eines COMET-K2-Projektes eine neue Versuchsmethode entwickelt. Der IMC-B (In-Situ Material Characterisation - Bending) Test ermöglicht die Untersuchung von Proben welche mit definierten Abkühlbedingungen direkt aus der Schmelze bis

zur Biegetemperatur abgekühlt werden. Es wurde eine spezielle Kokille konstruiert um eine definierte Probenerstarrung zu gewährleisten. Nach dem Strippen der Kokille kühlte die Probe mit Hilfe zweier Öfen gemäß des Temperaturverlaufs der Brammenoberfläche ab und wurde im Biegeofen bei einer Temperatur, welcher der Brammenoberflächentemperatur zu Beginn der Rückbiegezone beim Stranggießen entspricht, mittels eines 3-Punkt Biegeversuchs verformt. Der Stempelweg wurde aufgezeichnet und die maximale Dehnung ermittelt. Bei der ersten Versuchsserie erfolgte das Abkühlen der Probe in einem Wasserbad bei Raumtemperatur. Untersucht wurden auch Proben mit Luftabkühlung und sehr langsamer Ofenabkühlung. Die Probeoberfläche wurde gereinigt und mit dem Stereomikroskop nach Rissen untersucht. Der Rissbefall wurde dokumentiert und analysiert. Es erfolgte zusätzlich nach geeigneter Probenbearbeitung eine Beurteilung des Gefüges. Wichtig ist die Kenntnis über die Vorgänge während des Erstarrens in der Kokille. Die Abkühlung der Schmelze in der Kokille wurde indirekt mit Hilfe von Thermoelementen in der Kokillenwand gemessen und durch Calcosoft-2D simuliert.

Untersucht wurde ein Niob-mikrolegierter Stahl mit 2 unterschiedlichen Abkühlstrategien. Aufgrund des Temperaturunterschieds der Oberfläche zwischen der Brammenmitte und Kante der Breitseite wurden pro Abkühlstrategie 3 Temperaturen, welche in diesem Bereich liegen, simuliert. Die Abkühlkurven der Probenoberfläche und die Kraft - Zeit und Weg - Zeit Kurven des Biegestempels werden dargestellt. Es erfolgt eine Quantifizierung des Rissbefalls und eine Gefügebeurteilung. Die Ergebnisse werden gegenübergestellt und interpretiert.

2 Theoretische Grundlagen

Im ersten Kapitel wird kurz eine Einführung in den Stranggießprozess und die auftretenden Fehler beim Stranggießen gegeben. Einen Schwerpunkt stellt die Bildung von Oberflächenrissen dar. Hierbei werden die Einflussfaktoren auf die Bildung beschrieben. Aufgrund der nachfolgenden praktischen Versuche mit einem Nb-haltigen Stahl, wird der Einfluss von Niob bezüglich der Oberflächenrissbildung genauer erklärt. Es gibt verschiedene Methoden für die Detektion von Oberflächenrissen. Diese sind in **Kapitel 2.2.3** zusammengefasst.

2.1 Stranggießprozess

Aufgrund der steigenden Qualitätsanforderungen und der Minimierung der Produktionskosten ist der Anteil an Stranggussprodukten in der Stahlindustrie in den letzten Jahrzehnten deutlich gestiegen. **Abbildung 2-1** gibt einen Überblick über die Entwicklung des Anteils an Stranggussprodukten an der Weltrohstahlerzeugung. Es ist zu sehen, dass sich der Anteil an Stranggussprodukten an der Weltrohstahlproduktion in den letzten 40 Jahren vervielfacht hat. Waren es 1972 noch rund 8%, sind es 2012 schon 95%. Es wird davon ausgegangen, dass dieser Wert in den nächsten Jahren noch geringfügig steigt.

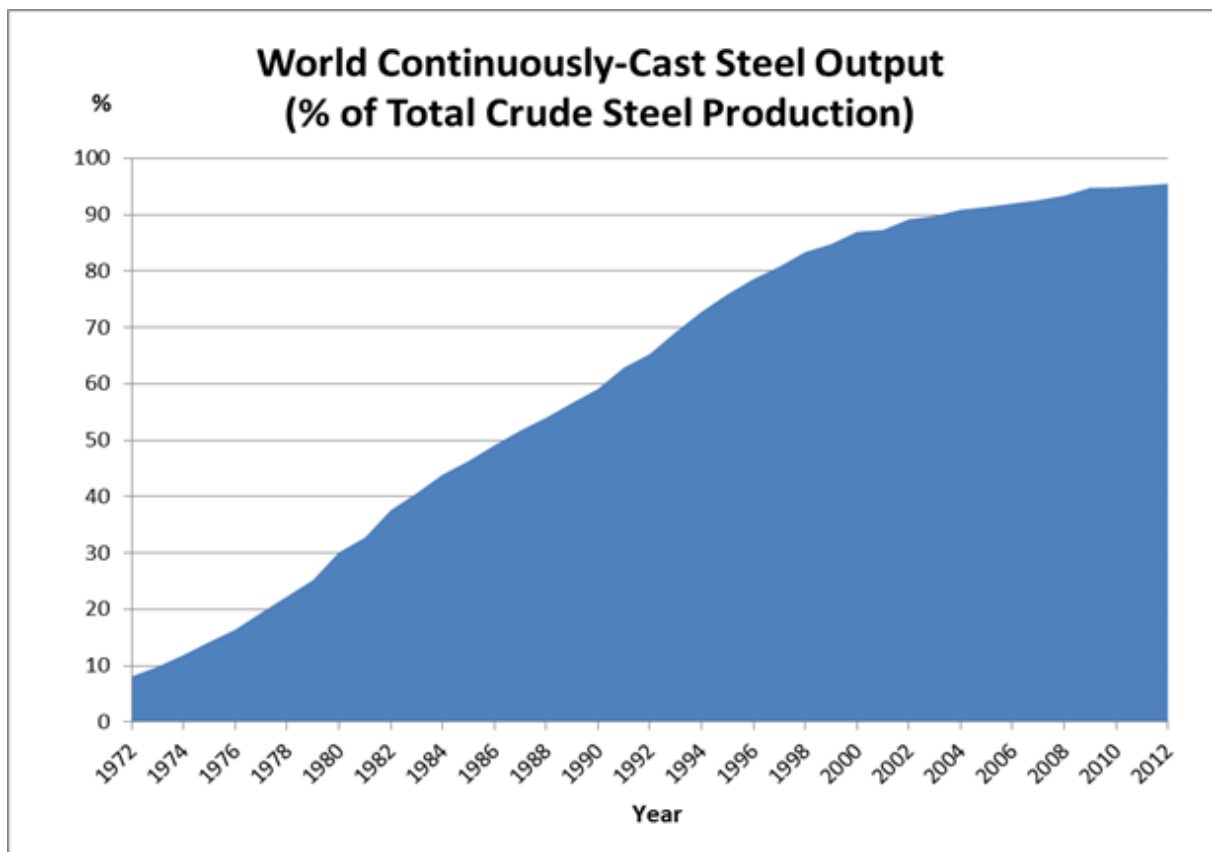


Abbildung 2-1: Anteil an Stranggussprodukten bezüglich der Weltrohstahlerzeugung [1]

Anschließend wird eine kurze allgemeine Beschreibung des Stranggießprozesses gegeben. Weiters werden die möglichen Fehler im Produkt und die dazu führenden Mechanismen erläutert.

2.1.1 Beschreibung des Stranggießprozesses

Beim konventionellen Stranggießprozess fließt die Schmelze von der Pfanne in den Verteiler. Von dort wird der flüssige Stahl über einen Eintauchausguss in die Kokille geleitet. Die Kokille besteht aus Kupfer, ist wassergekühlt und oszilliert mit einer definierten Geschwindigkeit und einem genau bestimmten Weg nach oben und nach unten. Die Kokillenoszillation dient der Vermeidung von Stahlanhaftungen an der Kokille und zur Verhinderung von Durchbrüchen und Schalenrissen während des Gießprozesses. Der Meniskus sollte sich immer in möglichst gleicher Höhe befinden, dementsprechend wird der Durchfluss der Schmelze geregelt. Beim Gießen wird auf die Oberfläche der Schmelze Gießpulver aufgebracht. Das Gießpulver vermeidet ebenfalls Stahlanhaftungen an der Kokille, nimmt aufsteigende nicht-metallische Einschlüsse auf, reguliert den Wärmefluss nach oben zur Umgebung und verhindert den Kontakt zwischen Schmelze und Atmosphäre (Schutz vor Reoxidation). Wird der

Gießvorgang neu gestartet, wird ein „Kaltstrang“ verwendet. Er stützt den noch flüssigen Stahl und zieht den Strang bis zur vollständigen Erstarrung nach unten. Anschließend erfolgt eine Trennung des Halbzeugs vom Kaltstrang.

Die Kühlung in der Kokille wird als primäre Kühlung bezeichnet. Anschließend wird der Strang in der Sekundärkühlzone weiter abgekühlt. In dieser Zone wird mit Spritzwasserkühlung direkt an der Strangoberfläche Wärme abgeführt. Dabei wird der Stahlstrang mittels Rollen gestützt [2]. Diese Rollen führen den Strang und minimieren die Verformung der Schale nach außen, die aufgrund des hydrostatischen Druckes der Schmelze in der Schale entsteht (Ausbauchen). **Abbildung 2-2** zeigt schematisch den Stranggießprozess für die Herstellung von Brammen, dem Vorprodukt für die Herstellung von Band und Blech, beginnend bei der Kokille mit den entsprechenden Kühlzonen.

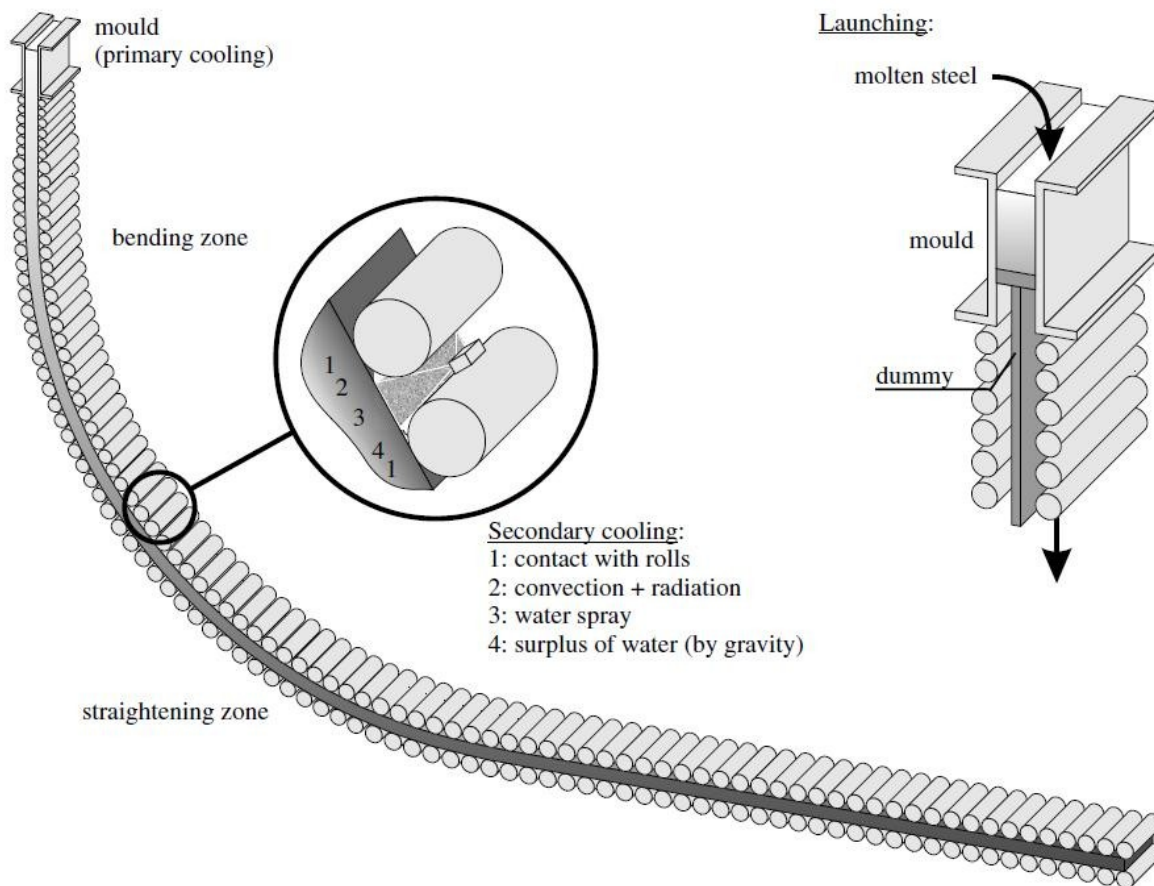


Abbildung 2-2: Schematische Darstellung des Stranggießprozesses inklusive Kühlzonen [3]

Je nachdem wie die Stranggießanlage ausgeführt ist, wird der Strang gerichtet und gebogen, dabei können diese Vorgänge mit dem vollständig erstarrten Strang (Biege- Richt- Anlage) oder mit der Schale und einem flüssigen Kern (Kreisbogenanlage) durchgeführt werden. Dieser Vorgang benötigt eine genaue Temperaturführung der Strangoberfläche und ist

aufgrund der flüssigen Schmelze im Kern (Abkühlung von außen, Wärme von innen) bezüglich der Bildung von Oberflächenrissen sehr kritisch. Die gesamte Länge vom Gießspiegel bis zur vollständigen Durcherstarrung des Stranges wird als „metallurgische Länge“ bezeichnet. Sie hängt von der Gießgeschwindigkeit, der Abkühlrate und vom Querschnitt des Produktes ab. Nach der Durcherstarrung und den Richtvorgängen wird der Strang mit dem Schneidbrenner auf eine bestimmte Länge abgeschnitten. **Abbildung 2-3** zeigt die verschiedenen Stranggießanlagentypen [4][5][6][7].

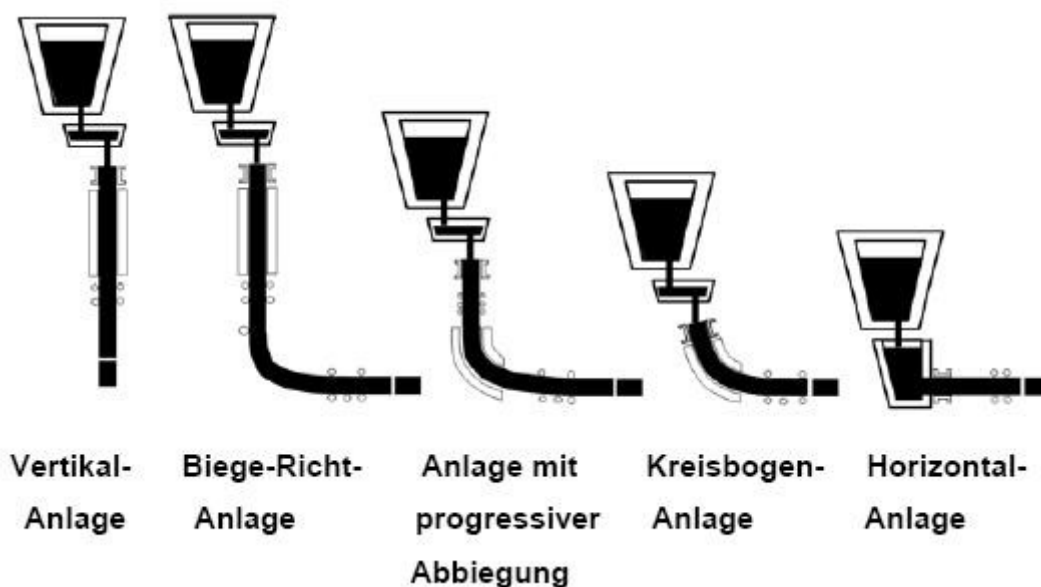


Abbildung 2-3: Verschiedene Arten von Stranggießanlagen [7]

2.1.2 Fehler beim Stranggießen

Fehler und Qualitätseinbußen im oder am Strangguss-Produkt erfordern oft eine Nachbearbeitung und können im schlimmsten Fall zum Verlust des Produktes führen. Aufgrund dessen werden viele Bemühungen zur Verhinderung von Fehlern im Produkt geleistet [6].

Als Fehler werden grundsätzlich alle Abweichungen von Aussehen, Form, Größe, Makrostruktur oder chemischen Eigenschaften des Produktes bezüglich der technischen Normen beziehungsweise anderen normgebenden Dokumenten bezeichnet. Dabei können mehrere Fehler aufgrund einer Ursache oder ein Fehler aufgrund mehrerer Ursachen entstanden sein. Grundsätzlich können die Fehler im Stranggießprodukt in folgende Gruppen unterteilt werden: Oberflächenfehler, interne Defekte, Form-Abweichungen, mechanische Defekte und Abweichungen von der vorgeschriebenen chemischen Zusammensetzung des Stahls [6].

Abbildung 2-4 zeigt verschiedene Risse die im Stranggießprodukt entstehen können. Dabei wird noch zwischen Innenrissen und Oberflächenrissen unterschieden. Aufgrund der zu

untersuchenden Problematik werden nachfolgend die Formen und Entstehung von Oberflächenrissen genauer beschrieben. Anschließend werden Einflussfaktoren zur Bildung (im Besonderen Niob) und Methoden zur Detektion von Oberflächenrissen erklärt.

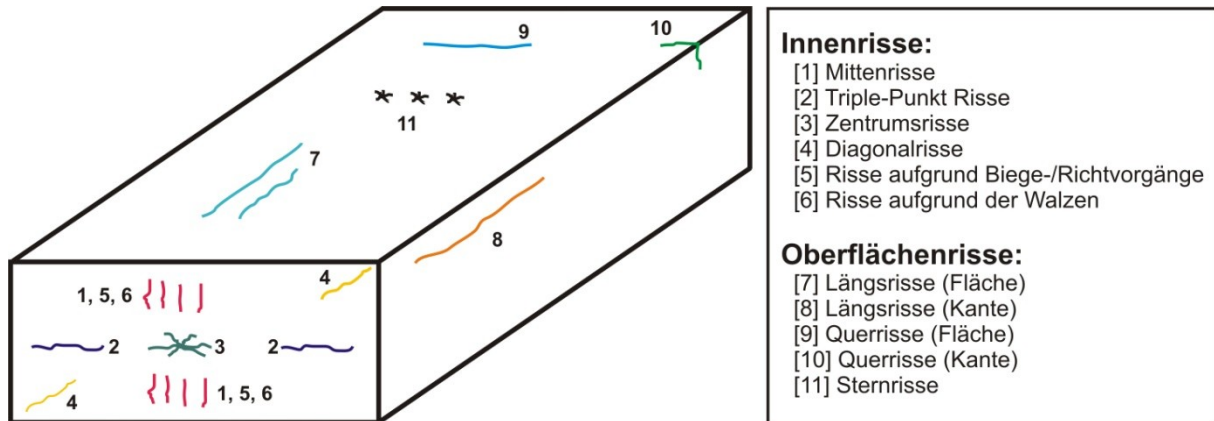


Abbildung 2-4: Auftretende Risse im Stranggussprodukt [8]

2.2 Oberflächenrisse

Wie in **Abbildung 2-4** gezeigt gibt es verschiedene Typen von Oberflächenrissen. Längs- und Querrisse auf der Breit- und Schmalseite sowie an der Kante. Eine besondere Rissform stellen die Sternrisse dar. In **Abbildung 2-5** werden diese Defekte an der Brammenoberfläche veranschaulicht.

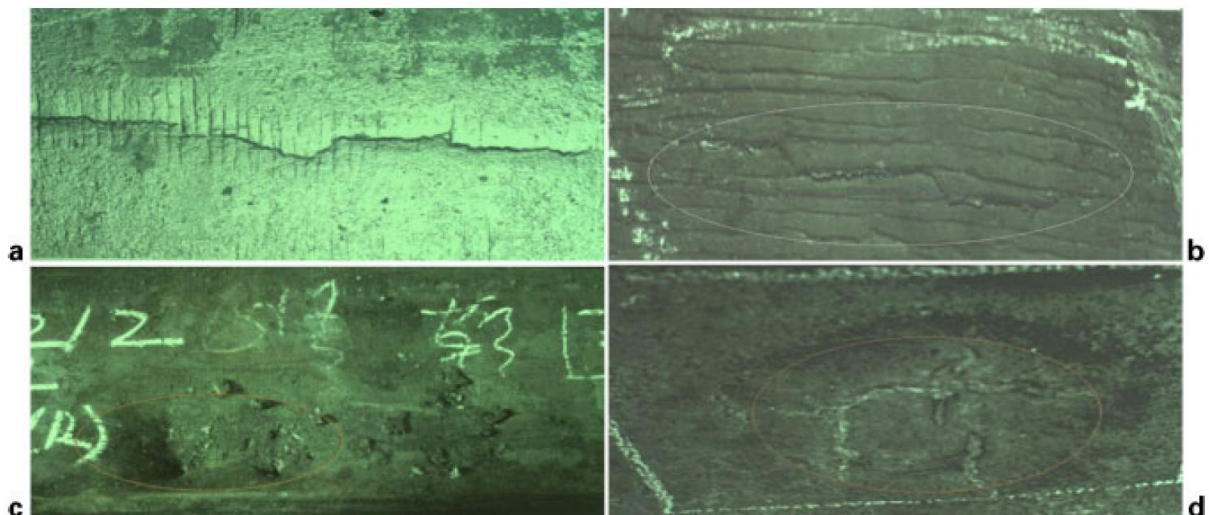


Abbildung 2-5: Fehler im Stranggussprodukt: a.)Längsrisse, b.)Querrisse, c.)Einfallstellen, d.)Sternrisse [9]

Für die Entstehung von Längsrissen können folgende kritische Gießparameter genannt werden [6]:

- Eine unterschiedliche Wärmeabfuhr in der Kokille (Luftspalt, Primärkühlung unterschiedlich, Abnützung) führt zu einer ungleichen Schalendicke des Stranges. Dadurch entstehen Spannungen, welche bei zu geringer Schalendicke zum Riss führen können.
- Eine turbulente Strömung in der Kokille sowie eine stark schwankende Meniskushöhe sind kritisch bezüglich der Längsrissbildung.
- In der Sekundärkühlzone kann eine zu starke Abkühlung (Kontraktion) oder stark schwankende Abkühlbedingungen der Grund für Längsrissbildung sein.
- Grundsätzlich treten bei höherer Gießgeschwindigkeit mehr Längsrisse auf [6][10].

Bezüglich der Legierungslage können einige kritische Werte für die Bildung von Längsrissen genannt werden: Für unlegierte und mikrolegierte Stähle beeinflusst der Kohlenstoffgehalt beziehungsweise das Kohlenstoffäquivalent das Gießverhalten der Schmelze. Vor allem die peritektische Phasenumwandlung erhöht die Rissanfälligkeit beim Gießen [11]. Dabei weisen Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,12% (allgemein 0,1% - 0,15%) am häufigsten Längsrisse (im Flächenbereich) auf. Derselbe Effekt kann bei einem hohen Schwefelgehalt und niedrigem Mn/S Verhältnis beobachtet werden [10]. Trotz sorgfältiger Auswahl der Gießparameter (Gießgeschwindigkeit, Schmelzfluss und Sekundärkühlung) können sich bei entsprechender Legierung Risse bilden [12].

Sternrisse weisen namensgerecht eine sternförmige Ausbreitung auf. Als Ursache für die Bildung wird das Vorhandensein von Kupfer genannt, das entweder Bestandteil in der Schmelze ist, oder sich beim Gießen von der Kokille löst. Das Kupfer lagert sich an den Austenitkorngrenzen ab und verursacht an diesen bei zu hohen Spannungen Risse [8][13]. Abhilfe gegen das Ablösen von Kupfer können Chromplatten an der Kokilleninnenseite schaffen [8]. Bei starker lokaler Kühlung entstehen in diesen Regionen an der Oberfläche hohe Spannungen, welche in Folge die Bildung von Sternrissen hervorrufen. Die Risse sind sehr fein und können durch Schleifen der Oberfläche entfernt werden (falls nicht zu tief). Um Sternrisse zu vermeiden, muss auf eine nicht zu starke Abkühlung beim Verlassen der Kokille geachtet werden. Weiters ist auf eine korrekte Einstellung der Spritzwasserdüsen zu achten, um nicht eine punktuell zu starke Abkühlung hervorzurufen [6].

Brimacombe [8] fasst die Längs- und Sternrisse bezüglich Ursache, Einflussfaktoren und Vermeidung, wie in **Tabelle 2-I** ersichtlich, zusammen.

Typ	Ursache	Einflussfaktoren	Vermeidung
Längsrisse an Brammenoberfläche (Mitte)	- Zugspannungen: treten in der Kokille und in der oberen Zone der Sprühwasserkühlung auf	Rissanzahl steigt: - rund 0,12wt% C - steigender S-Gehalt und sinkendes Mn/S Verhältnis - variierende bzw. steigende Gießgeschwindigkeit - hohe Gießtemperaturen - steigende Brammengröße - Kokillenparameter: verringerte Konizität, ungleiche Kühlung, falsche Oszillation, zu starke Abnutzung - zu starke Kühlung in der oberen Zone - zu wenig Stützung unter der Kokille	- Gewährleistung einer möglichst gleichmäßigen Kühlung in der Kokille - zu starke Kühlung in der oberen Zone
Längsrisse an Brammenoberfläche (Kante)	- ungleichmäßige Abkühlung an der Brammen-Kante	Rissanzahl steigt: - zu starke Kokillenabnutzung und Verzug - große Lücken an den Kanten von Plattenkokillen - hohe Tundish-Temperatur - hohe Gießgeschwindigkeit - Stahl mit einem C-Gehalt von 0,17 - 0,25wt%, S-Gehalt >0,035wt% und P-Gehalt >0,035wt%	- Kokillenplatten mit Chrom - Nachbearbeitung der Kokille, Ausrichtung und Genauigkeit prüfen
Sternrisse	- Kupfer löst sich von der Kokille	- Sekundärkühlung	- Kokillenplatten mit Chrom - Maschine ausrichten

Tabelle 2-I: Zusammenfassung Längsrisse und Sternrisse [8]

Das Auftreten von Querrissen beim Stranggießprozess wird grundsätzlich mit dem Richtvorgang in Verbindung gebracht. Je nachdem wie die Stranggießanlage ausgeführt ist, erfährt die Innenseite des Stranges beim Richtvorgang eine Dehnung von 1 bis 2%. Diese Dehnungen können als nicht kritisch angesehen werden, solange sich die Temperatur beim Richten nicht im zweiten Duktilitätsminimum (wird in **Kapitel 2.2.1** genauer erläutert) der gegossenen Legierung befindet [14]. Die Temperatur der Oberfläche beträgt in dieser Zone 700°C bis 1150°C [15]. Mikrolegierte Stähle neigen zur Querrissbildung. Sehr kritisch sind HSLA-Stähle (High-Strength-Low-Alloy Steels), welche Nb, V, Al und N enthalten [16][17]. Die Risse bilden sich bevorzugt an Oszillationsmarken oder anderen Vertiefungen an der Strangoberfläche und grundsätzlich entlang von Austenitkorngrenzen [17][18].

2.2.1 Mechanismus der Oberflächenrissbildung

Während der Erstarrung und Abkühlung des Stranges zeigt der Stahl Schwankungen bezüglich der Duktilität. **Abbildung 2-6** zeigt die Stahlduktilität in Abhängigkeit der Temperatur. Dabei können 5 Bereiche, die relevant für den Stranggießprozess sind, beschrieben werden.

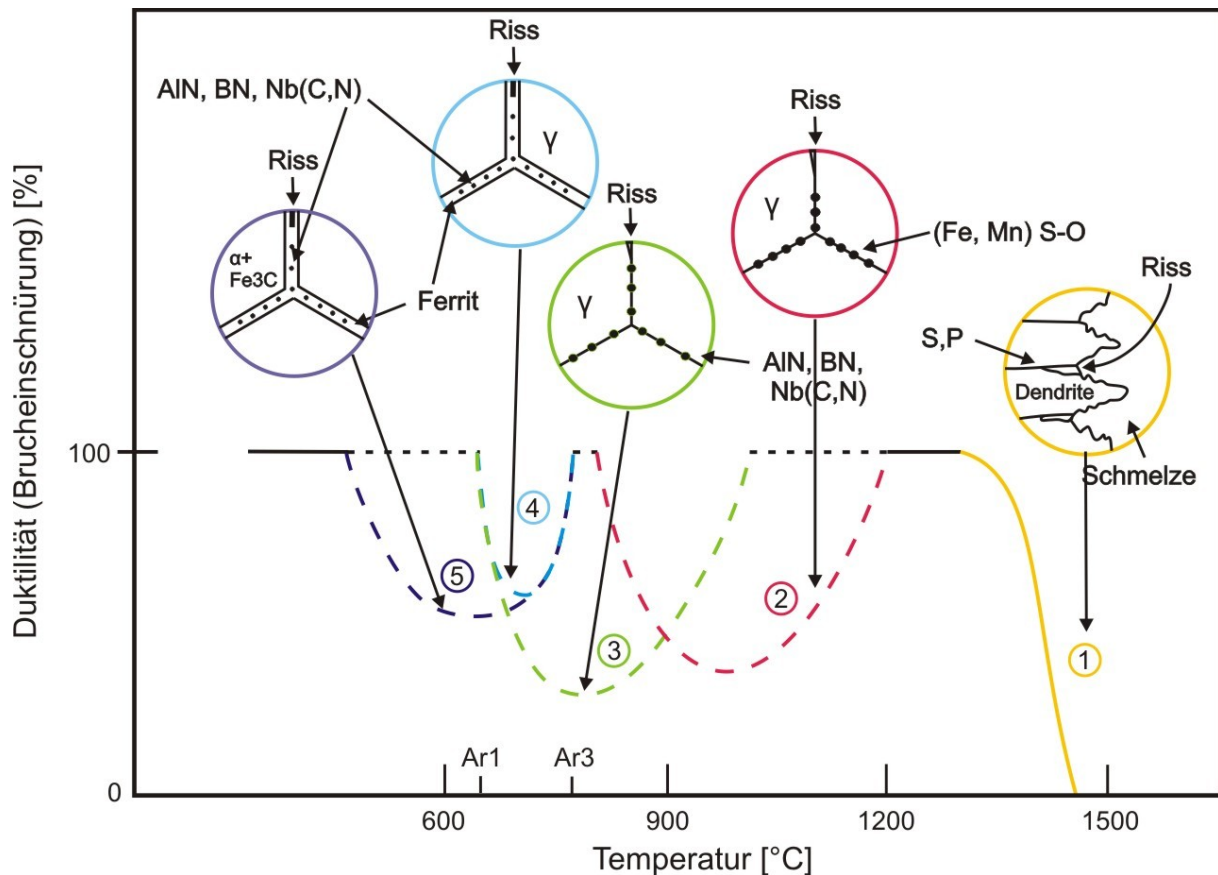


Abbildung 2-6: Mit dem Heißzugversuch ermittelte Abhängigkeit der Brucheinschnürung von der Temperatur [19].

Es gibt ein Duktilitätsminimum im Zweiphasengebiet bei der Erstarrung aus der Schmelze (**Abbildung 2-6, Bereich 1**). Die Restschmelze zwischen den Dendriten reichert sich mit verschiedenen Legierungselementen (unter anderem P, S, Cu) an. Bei Dehnungen können sich zwischen den Dendriten aufgrund der Aufweitung und der damit verbundenen verminderten Rückdiffusion der angereicherten Elemente sowie der Ausscheidung von Sulfiden und Karbonitriden sogenannte Heißrisse bilden. Bei weiterer Dehnung können sich in den Heißrisseigerungen Poren bilden. Wachsen die Poren zusammen, wird von einem offenen Heißriss gesprochen [19][20]. Als Nullzähigkeitstemperatur wird jene Temperatur bezeichnet, bei welcher keine Schmelze zwischen den Dendriten mehr vorhanden ist. Der kritische Bereich liegt etwas über dieser Temperatur (20° bis 50° unter der Solidustemperatur

[21]). Die Bruchfläche weist eine glatte, abgerundete Oberfläche auf, charakteristisch für einen Flüssigkeitsfilm während der Rissinitiierung [19]. Dieses Phänomen kann in Verbundenheit mit Oszillationsmarken für die Bildung von Querrissen an der Oberfläche verantwortlich sein. Im Bereich der Oszillationsmarken können hohe Gehalte an kritischen Elementen wie S, P oder Mn vorhanden sein. Aufgrund des Hohlraumes zwischen der Oszillationsmarke und der Kokille wird weniger Temperatur abgeführt und die Oberflächentemperatur befindet sich länger im Bereich der spröden Zone. In Verbindung mit hohen Dehnungen kann dies zu Rissen führen [21].

Die gesamte Zone von 1200°C bis 600°C wird bei Stählen als zweites Duktilitätsminimum bezeichnet. Die genaue Lage dieses Gebietes ist abhängig von der Stahlzusammensetzung und den Abkühlbedingungen. Über diesem Gebiet hat der Stahl aufgrund dynamischer Rekristallisation eine hohe Duktilität, nahezu unbeeinflusst von Stahlzusammensetzung und Prozessparameter [19]. **Bereich 2** in **Abbildung 2-6** beschreibt das Duktilitätsminimum von 1200°C bis etwa 900°C Temperatur [21]. Der Duktilitätsabfall in dieser Zone wird mit (Fe, Mn)S-O Ausscheidungen in Verbindung gebracht [19]. Dabei muss angemerkt werden, dass sich die MnS Teilchen beim Stranggießen sehr grob ausscheiden und deswegen in diesem Temperaturbereich nicht für die Risse verantwortlich sind. Die Bruchfläche befindet sich entlang von Austenitkorngrenzen (interkristallin) und ist gekennzeichnet durch Ausscheidungen und den Zonen mit niedriger Duktilität um die Ausscheidungen herum. Sehr kritisch bei Temperaturen von 1100°C und 1200°C können Kupfer-Phasen sein. Kupfer ist aufgrund seines Schmelzpunktes von 1083°C einer der Hauptgründe für Heißrissbildung bei diesen Temperaturen. Es reichert sich an den Austenitkorngrenzen an und verursacht dadurch Risse bei dem nachfolgenden Walzvorgang [22]. **Bereich 3** erstreckt sich zirka von 600°C bis 900°C. Wie bei **Bereich 2** wird auch diese Verminderung der Duktilität von Ausscheidungen an den Austenitkorngrenzen hervorgerufen. Bei den Ausscheidungen handelt es sich um Karbonitride wie Nb(CN), V(CN), AlN, BN welche den Beginn der Rekristallisation verzögern und die für den Bruch notwendige Spannung verringern [19][21]. Der Einfluss von Niob auf die Duktilität in diesem Bereich wird in **Kapitel 2.2.2** noch genauer erläutert.

Die Verminderung der Duktilität in **Bereich 4** aus **Abbildung 2-6** wird durch die Austenit zu Ferrit Umwandlung hervorgerufen. **Bereich 3** und **4** können gemeinsam auftreten [21]. Um die Austenitkörner bildet sich ein dünner Ferritfilm (5 bis 20 µm). Durch die verhältnismäßig einfache dynamische Erholung des Ferrits sind die Fließspannungen im Gegensatz zum Austenit geringer, dies führt zu einer Dehnungskonzentration im Ferritfilm [23]. Durch das Vorhandensein von Ausscheidungen an den Korngrenzen wird der Duktilitätsabfall verstärkt. **Abbildung 2-7** zeigt den Mechanismus dieser Rissbildung. **Bild (a)** zeigt die Aus-

scheidungen an den Austenitkorngrenzen und **Bild (d)** einen bereits gebildeten Ferritfilm kurz unter der A_{r3} -Temperatur. Wird nun eine Verformung initiiert konzentrieren sich die Spannungen in **Bild (b)** auf die Ausscheidungen (Karbonnitride) und in **Bild (e)** im Ferritfilm (bei diesen Temperaturen ist der Ferrit weicher als der Austenit). Die Folge ist Porenbildung an den genannten Ausscheidungen. Wird weitere Spannung aufgebracht führt dies zum Zusammenwachsen der Poren (**Bild (c)**, **Bild (f)**). Dadurch entstehen interkristalline Risse (z.B.: Oberflächenrisse beim Strangrückbiegen) [21][24].

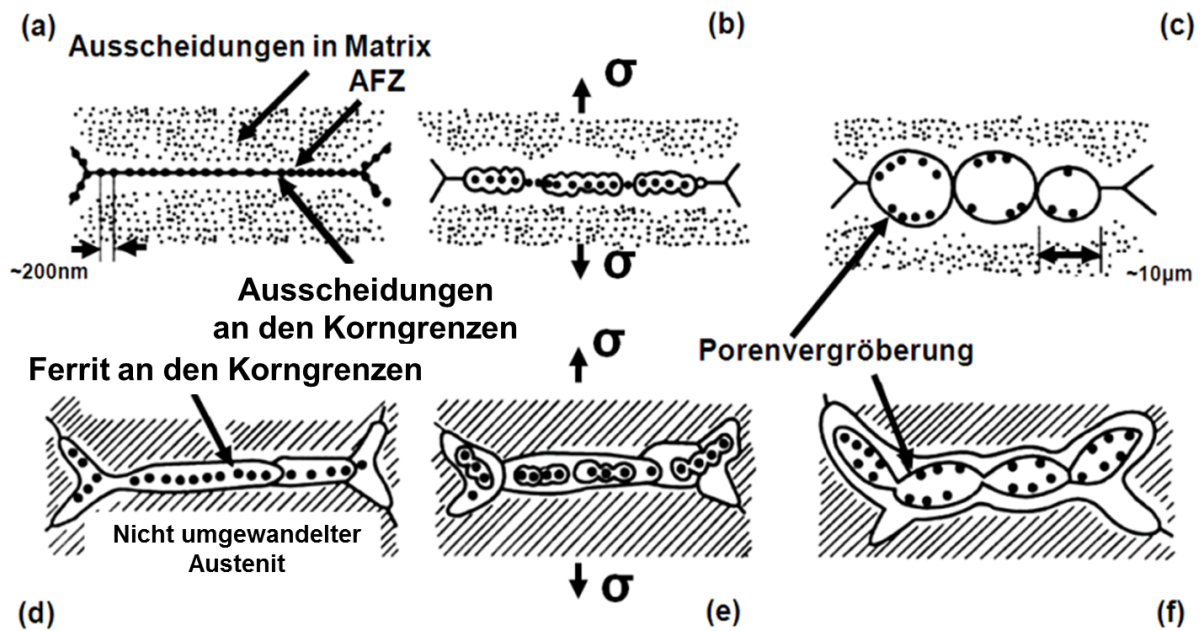


Abbildung 2-7: Rissmechanismus bei der Austenit zu Ferrit Umwandlung [24]

Wird weiter abgekühlt steigt der Volumenanteil an Ferrit und die Duktilität geht aufgrund der verminderten Festigkeitsunterschiede wieder nach oben. Für eine vollkommene Erholung der Duktilität müssen sich mindestens 50% des Austenits in Ferrit umgewandelt haben. Die genauen Temperaturen bei denen diese Phänomene auftreten sind abhängig von der Stahlzusammensetzung [23]. **Abbildung 2-6** zeigt einen letzten Duktilitätsabfall gekennzeichnet als **Bereich 5**. Dieser tritt vor allem bei höher-kohlenstoffhaltigen Stählen auf. Bei entsprechenden Abkühlbedingungen und Zusammensetzung des Stahls bildet sich ein dünnes Ferrit-Netz aus, welches unter der A_{r1} Temperatur zu Versprödung führt. Besonders anfällig sind Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von rund 0,8 wt%. Aber auch der Mn- und Cr-Gehalt beeinflussen die Menge an Primär-Ferrit, dadurch kann sich bei niedrigeren Kohlenstoffgehalten ein großer Volumenanteil an Perlit ausbilden. Dieser Mechanismus wurde bei hypereutektoiden Stählen beobachtet. Dabei bilden Fe_3C Ausscheidungen an den Korngrenzen die spröde Phase, welche zum Bruch führt [19][25].

Die praktischen Untersuchungen werden mit einem Niob-mikrolegierten Stahl durchgeführt. Aufgrund des gewählten Stahls erfolgt anschließend eine Beschreibung des Einflusses von Niob auf die Rissbildung, obwohl noch einige andere Elemente einen großen Einfluss auf die Bildung von Oberflächenrissen im Stranggießprozess haben.

2.2.2 Einfluss von Niob

Die Anwesenheit von Mikrolegierungselementen hat während der Abkühlung des Strangs einen großen Einfluss auf verschiedene Eigenschaften des Stahls. Dabei ist vor allem der Effekt von V, Nb und Ti auf die Oberflächenquerrissbildung hervorzuheben [21][24][26]. Schon ein Gehalt von 0,01% Niob hat negative Auswirkungen auf die Rissbildung. **Abbildung 2-8** zeigt den Einfluss von Nb auf die Duktilität im Bereich des zweiten Duktilitätsminimums. Es wird gezeigt, dass bereits ein Gehalt von 0,017% Nb den Temperaturbereich des Minimums stark vergrößert. Wird die Menge an Nb gesteigert, so wird auch der Effekt auf das Duktilitätsminimum größer. Mit einem Nb-Gehalt von 0,074% wird die Duktilität über einen großen Bereich sehr stark abgesenkt (siehe Kurve **Abbildung 2-8**) [21].

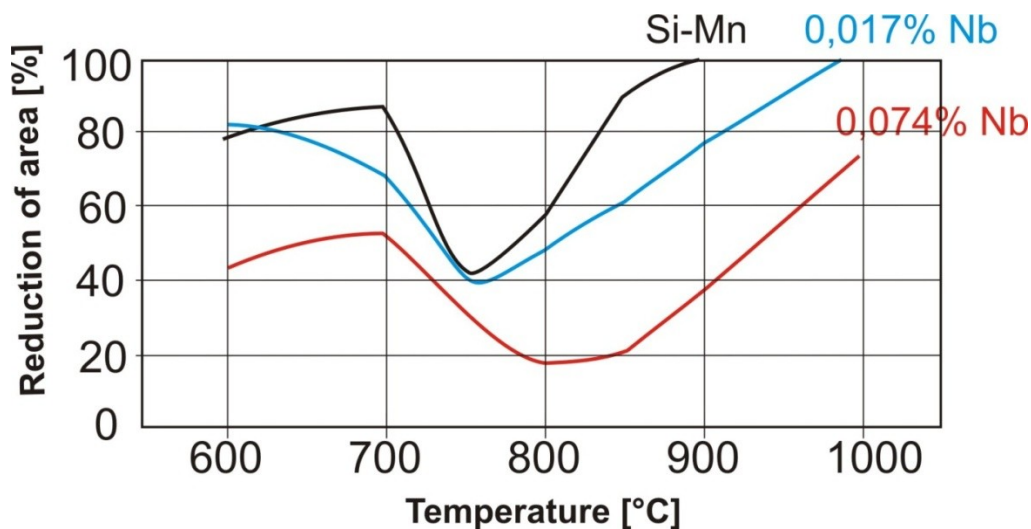


Abbildung 2-8: Einfluss des Nb-Gehalts auf die Brucheinschnürung [21]

Dieser große Einfluss des Niobs auf die Duktilität kann aufgrund mehrerer Effekte erklärt werden. Die Gründe werden wie folgt zusammengefasst [27][28]:

- (1) Die sehr feinen Nb(CN)-Ausscheidungen in der Matrix des austenitischen Gefüges verursachen eine Verfestigung und somit einen Anstieg der für eine Verformung nötige Spannung. Das führt zu höheren Spannungen an den Korngrenzen.
- (2) Ausscheidungsfreie Zonen bilden sich an den Korngrenzen und verursachen eine Entfestigung. Die Spannungen konzentrieren sich auf diese entfestigten Zonen, was zu einem Abfall der Duktilität in diesen Bereichen führt.
- (3) Die Nb(CN)-Ausscheidungen sind sehr fein. Ist der Abstand zwischen diesen feinen Partikeln gering, können Risse leicht aneinander wachsen. Der Abstand hängt von der Korngröße des austenitischen Gefüges ab. Je gröber das Gefüge ist, desto weniger Platz ist für die Ausscheidungen an den Korngrenzen vorhanden. Also wird bei größeren Austenitkörnern und gleichem Volumenanteil an Ausscheidungen die Verminderung der Duktilität aufgrund Nb(CN)-Ausscheidungen an den Korngrenzen, gegenüber einem feineren Gefüge, ausgeprägter.
- (4) Das Vorhandensein von Nb verschiebt den Bereich, in dem dynamische Rekristallisation auftritt, zu höheren Temperaturen. Dadurch verschiebt sich auch die Erholung der Duktilität zu höheren Temperaturen.

Der Abfall der Duktilität hängt stark von der Ausscheidungskinetik ab. Dabei kommt es drauf an, ob sich die Nb(CN)-Ausscheidungen vor der Verformung (statisch) oder während der Verformung (dynamisch) gebildet haben. Anhand des Heißzugversuchs wurde gezeigt, dass sich dynamische Ausscheidungen stärker auf die Duktilität auswirken als statische Ausscheidungen. Dynamische Ausscheidungen sind feiner (~15 nm bei 950°C) als statische Ausscheidungen (~25 nm bei 950°C). Feinere Ausscheidungen führen zu einer niedrigeren Duktilität. Die Faktoren welche die Menge an statischen Ausscheidungen beeinflussen sind die Abkühlrate bis zur Testtemperatur und die Haltedauer auf dieser Temperatur. **Abbildung 2-9** zeigt die Duktilität bzw. Brucheinschnürung in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnrates während des Heißzugversuchs. Die Zusammensetzung des getesteten Stahls ist in **Tabelle 2-II** zu sehen. Zusätzlich ist im Diagramm der Temperaturbereich, bei dem dynamische Rekristallisation aufgetreten ist, eingetragen. Je höher die Dehnrates ist, desto niedriger werden die gemessenen Brucheinschnürungswerte. Die niedrigste Dehnrates führt zu einem Duktilitätstief von zirka 800°C bis 1050°C bei einer Brucheinschnürung von 42% [28].

Stahl	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	N
Nb-Stahl	0.12	0.29	1.44	0.002	0.009	0.015	0.034	0.004

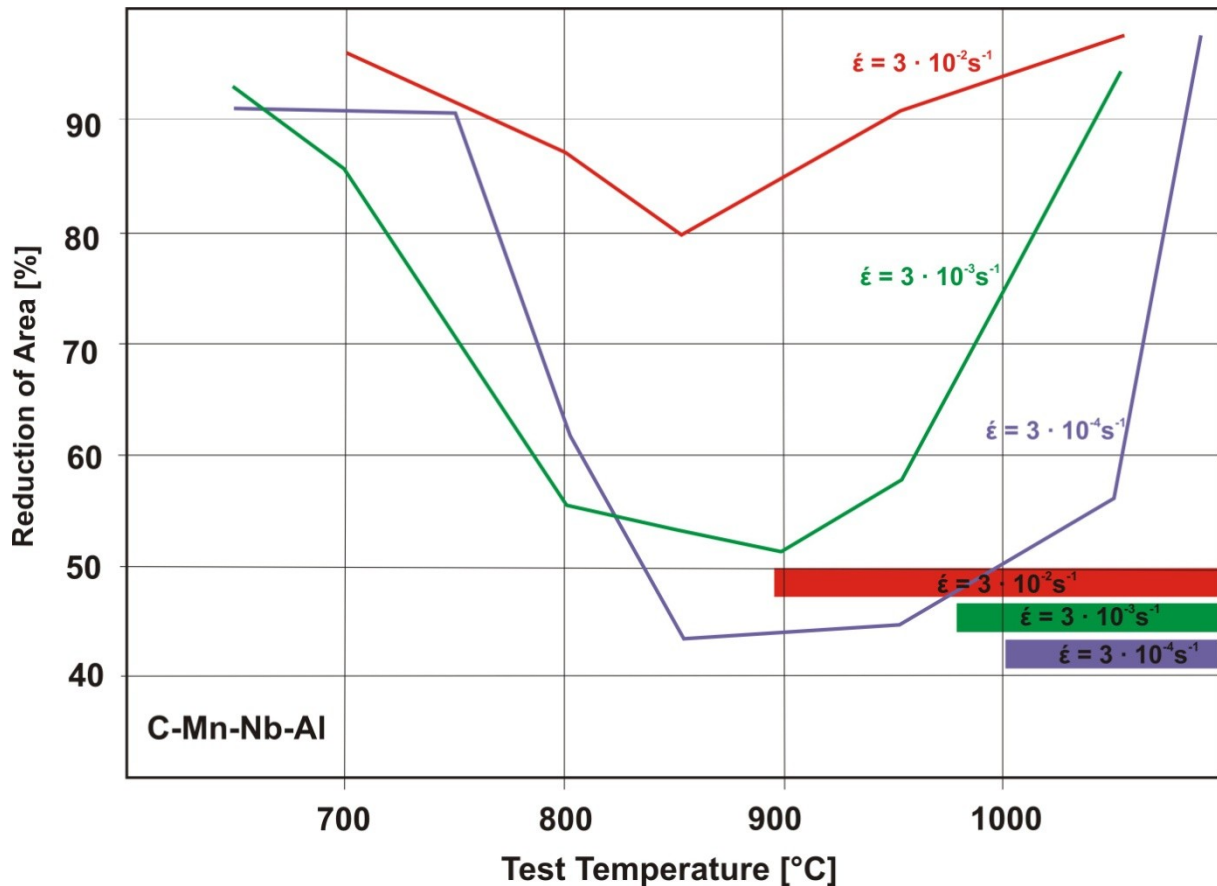
Tabelle 2-II: Zusammensetzung des Stahls bezüglich **Abbildung 2-9**

Abbildung 2-9: Brucheinschnürung in Abhängigkeit der Test-Temperatur und der Dehnrates beim Heißzugversuch [28]

2.2.3 Methoden zur Detektion von Oberflächenrissen

Um eine bestimmte Qualität des stranggegossenen Produktes gewährleisten zu können, muss eine kontinuierliche Überwachung stattfinden, damit fehlerhafte Produkte sofort erkannt werden und im Idealfall auch eine geeignete Gegenmaßnahme getroffen werden kann. **Abbildung 2-10** zeigt einen Überblick über die Inspektionssysteme für die Kontrolle der Oberfläche von Bramme [29]. Die direkte Inspektion der Produkte bringt einige Vorteile mit sich. Die Produktionskosten werden durch Wegfallen von manuellen Überprüfungen gesenkt, nebenbei wird Kundenreklamationen vorgebeugt. Weiters können die Prozesskenntnisse

aufgrund der Inspektionseinrichtung mit entsprechenden Datenbanken, welche von den Anlagenherstellern überprüft werden können, gesteigert werden [30][31].

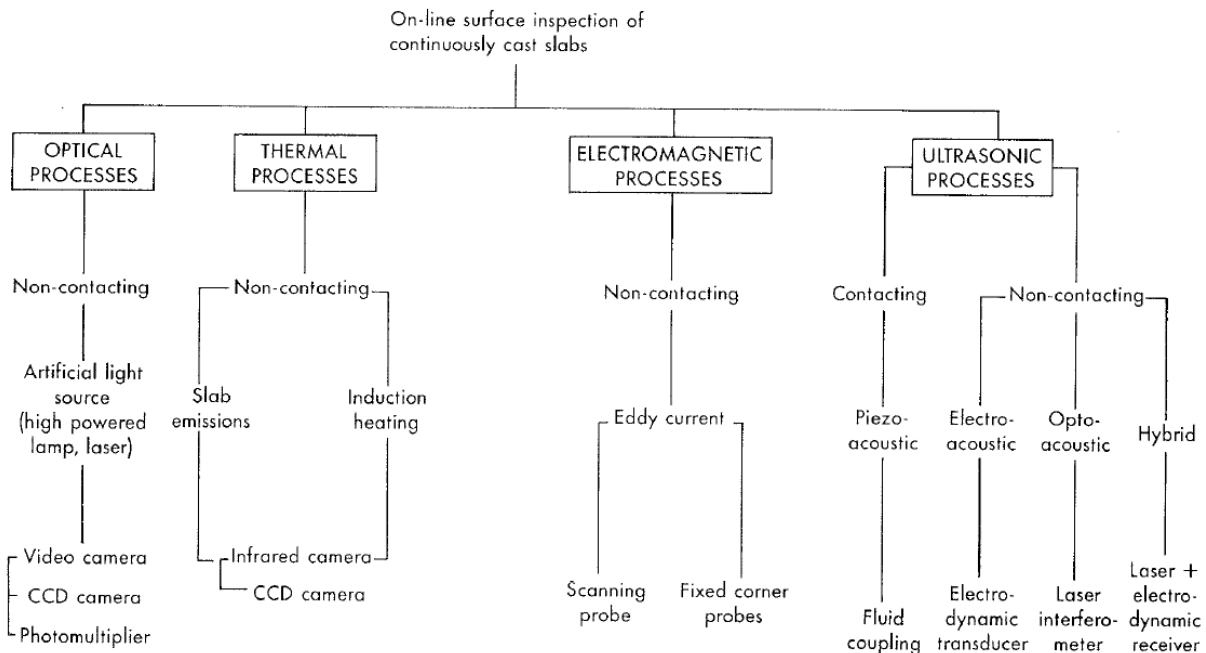


Abbildung 2-10: Überblick der Oberflächen – Inspektionssysteme [29]

2.2.3.1 Elektromagnetische Verfahren

Wirbelstrom-Verfahren

Das Wirbelstrom-Verfahren ist ein kontaktloses Mittel um Oberflächenrisse (bei elektrischen Leitern) beziehungsweise Risse unter der Oberfläche (nichtmagnetischen Leitern) zu detektieren. Die Testmethode ist schnell und gibt Auskunft über die Tiefe und Länge der Risse. Die detektierbare Mindestrisstiefe liegt bei zirka einem Millimeter und die Länge bei etwa 20 Millimeter. Durch eine Spule wird ein Wechselstrom geleitet um ein Primär-Magnetfeld zu generieren. Dieses Feld erzeugt in der sich bewegenden Oberfläche des Stranges elektrische Wirbelströme. Die Größe dieser Ströme ist abhängig von der Feldfrequenz, den physikalischen Eigenschaften des zu untersuchenden Materials und dem Abstand der Spule zur Oberfläche. Die Wirbelströme erzeugen ein sekundäres Magnetfeld welches dem primären Feld entgegenwirkt. Dieses sekundäre Feld verändert die komplexe Impedanz der Spule. Die Betriebsfrequenz sowie die Leitfähigkeit und die Permeabilität entscheiden über die Eindringtiefe der Wirbelströme. Die Eindringtiefe ist definiert als jene Tiefe, welche erreicht wird, wenn der Wert der Ströme auf 37% des Wertes an der Oberfläche abgenommen hat. Die Ströme konzentrieren sich an den Rissen und fließen unten und seitlich daran vorbei,

wodurch sich das Signal ändert [29]. Dabei ist darauf zu achten, dass sich die Temperatur der Bramme von der Curie-Temperatur ($\sim 768^\circ\text{C}$) unterscheidet [29][32].

Es kann eine Spule als Erzeuger und Detektor dienen. Alternativ können 2 Spulen eingesetzt werden. Entweder sind beide entgegengesetzt stromdurchflossen und beide als Detektor eingesetzt, oder eine separate Erzeuger- und Detektorspule. Die gesamte Einheit besteht grundsätzlich aus dem Input-Kreislauf, dem Oszillator, dem Signal Ausgeber und der Anzeige [29]. Die Wirbelstromsensoren müssen nahe der zu untersuchenden Oberfläche angebracht sein (nur wenige Millimeter Abstand [33]), was eine intensive Kühlung der Spulen voraussetzt. Zunder auf der Brammenoberfläche kann Reflexionen hervorrufen, welche Rauschen beim Eingangssignal verursachen. Daher müssen die Brammen vor der Inspektion vom Zunder befreit werden. Dies geschieht durch Druckluft, mechanisches Abbürsten oder Hochdruck-Wasserstrahl. Zusätzlich werden optimierte Messsonden verwendet, welche niedrige Sensibilität bei Oszillationsmarken und Zunder und hohe Sensibilität bei Rissen zeigen [34]. Grundsätzlich gibt es 2 Ausführungen der Sonden: Entweder an der schmalen Seite über die Brammenkante ragend zur Detektion von Kantenrissen an der Breitseite und Querrissen an der schmalen Seite, oder ein Scannen der Breitseite, bei der Längsrissen auch erkannt werden [29]. **Abbildung 2-11** zeigt die Anordnung einer Wirbelstrom-Detektionsanlage. Das System besteht aus einer Markierungs-Maschine, der Wirbelstrom-Anlage und einer Entzunderungsvorrichtung und ist zirka 5 Meter nach der letzten Rolle installiert [34].

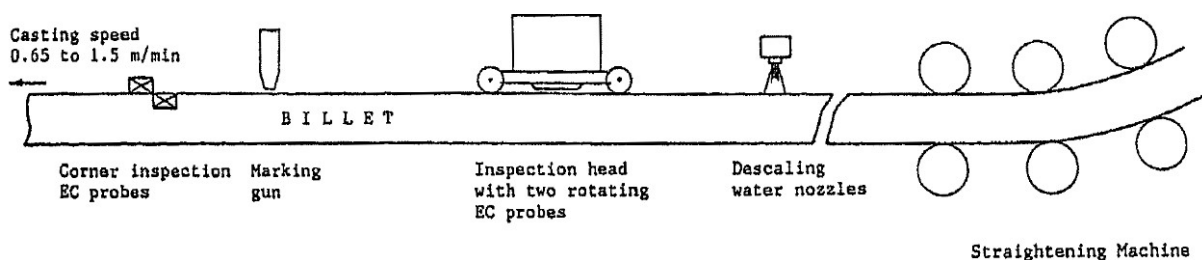


Abbildung 2-11: Schema einer Wirbelstrom-Detektionsanlage [34]

2.2.3.2 Optische und thermische Verfahren

Bei optischen Detektionsverfahren können zwei Arten definiert werden [29]:

- Aktive Systeme, welche eine externe Lichtquelle für die Erkennung benötigen. Es kommen Filter für die Abschwächung der Brammen-Strahlung (schwarzer Körper) zum Einsatz. Der Kontrast wird bei Fehlern verändert. Die Lichtquelle sowie die Bildaufnahme können verschieden ausgeführt sein und werden nachfolgend genauer beschrieben.

- Passive Systeme welche das Emissionslicht der Bramme für die Detektion nutzen. Die Strahlung des Stranges verringert sich bei Anwesenheit von Fehlern. Diese Verringerung wird von CCD (charge couple device) Vorrichtungen oder Pyrometern gemessen.

Laser CCD

Dabei handelt es sich um CCD-Kamera die mittels Lasers als Lichtquelle die Oberfläche der Bramme scannt [35]. Es werden durch die Kamera Bilder der Oberfläche generiert, diese werden digitalisiert und mittels eines Algorithmus untersucht, welcher die Defekte erkennen und markieren soll [31]. Die Vorteile der Nutzung von Laser sind die Möglichkeit der Untersuchung von großen Flächen während des Gießprozesses und die Fähigkeit der Unterdrückung von Störsignalen ausgelöst durch die hohe Temperatur, die Oxidschicht an der Oberfläche der Bramme sowie durch Oszillationsmarken. Es können 2- und 3-dimensionale Oberflächenabbildungen hergestellt werden, wobei bei der 3-dimensionalen Messung die Höhenabstände entscheidend sind. Beim Lichtintensitäts-Messsensor handelt es sich um einen E³-CMOS Detektor, welcher eine vertikale Anordnung des Sensors erlaubt [35]. **Abbildung 2-12** zeigt schematisch die Anordnung einer Laser CCD Einrichtung für die Untersuchung von Brammenoberflächen.

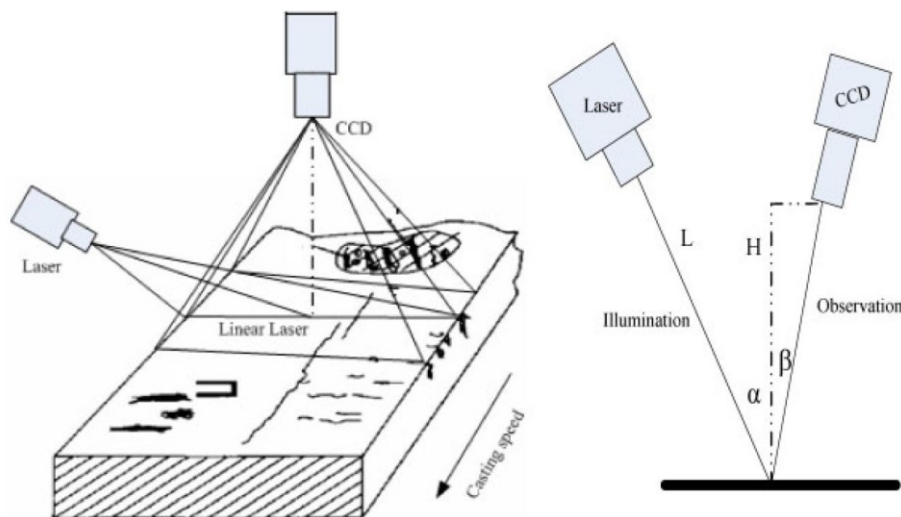


Abbildung 2-12: Schematische Darstellung der Laser-Scan Oberflächen Detektion [36]

Zhang et. al [9] beschreibt einen dualen CCD-Sensor Messaufbau für die Generierung von dreidimensionalen Bildern. Bei dieser Anordnung befinden sich die beiden CCD Messinstrumente seitenverkehrt mit dem gleichen Winkel zum Laser, welcher normal auf die Brammenoberfläche steht. Der Winkel zwischen der Fokusebene der Sensoren und der Plattennormalen bestimmt die maximale Untersuchungstiefe. Dabei können eventuelle Messfehler weiter

minimiert und die Abtastgeschwindigkeit erhöht werden. Als Lichtquelle wird ein He-Na Laser verwendet.

Konoskopische Holografie:

Die herkömmliche Bildgenerierungstechnik bringt bei rauen Oberflächen Probleme mit sich. Die detektierten Fehler sind sehr schwer zu klassifizieren, darüber hinaus können von rauen Oberflächen Bilder entstehen, welche von einem automatischen System nicht mehr genau als fehlerfrei oder fehlerhaft erkannt werden können. Konoskopische Holografie ist eine profilometrische Technik, dessen Output die tatsächliche Oberflächenbeschaffenheit des untersuchten Werkstückes darstellt. Dadurch können zuverlässigere Aussagen bezüglich der Untersuchung von rauen Oberflächen getroffen werden [30].

Das Funktionsprinzip von allgemeiner Konoskopie ist in **Abbildung 2-13** dargestellt. Wenn ein polarisierter, monochromatischer Lichtstrahl einen einachsigen Kristall durchquert, wird dieser in zwei Strahlen geteilt (ordentlicher und außerordentlicher Strahl), welche mit unterschiedlicher Geschwindigkeit den Kristall durchlaufen. Die Geschwindigkeit des ordentlichen Strahls ist konstant, die des außerordentlichen Strahls hängt vom Einfallswinkel auf den Kristall ab. Um sicherzustellen, dass sich beide Strahlen in Detektorebene befinden, sind vor und nach dem Kristall Polarisatoren angebracht. Es entsteht ein radial-symmetrisches Interferenzmuster, das erfasst (z.B. durch CCD-Kamera) und ausgewertet wird. Dieser Aufbau wird allgemein als Konoskopie bezeichnet. Bei der linearen konoskopischen Holographie werden zwei Kristalle mit spezifischer Orientierung zueinander verwendet. Dabei muss das Licht keine räumliche Kohärenz aufweisen, es reicht ein quasi-monochromatisches Licht, was allgemein durch einen Laser in Form von Laserlicht realisiert wird. Durch diese Anordnung können Hohlräume und scharfe Kanten mit hoher Genauigkeit und durch schnelle Messungen ohne Schatteneffekte dargestellt werden [30][31][37][38].

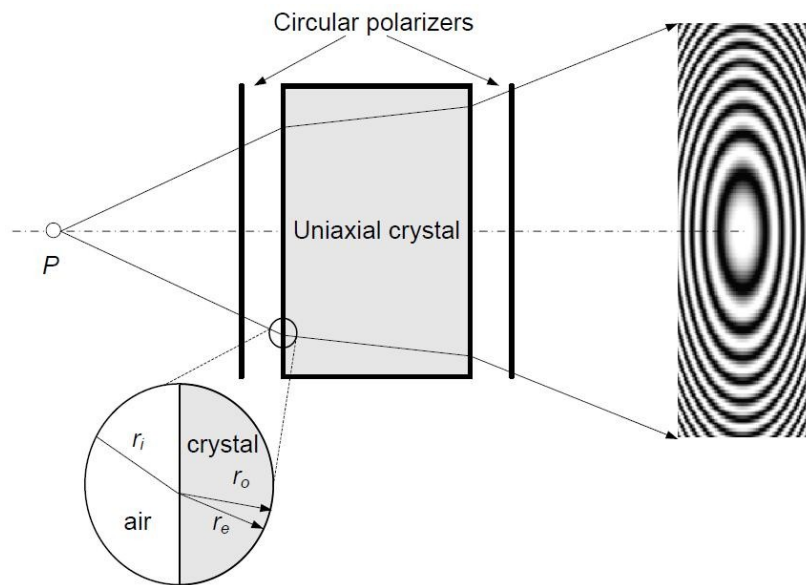


Abbildung 2-13: Prinzip Konoskopie [37]

Seit 2007 sind zwei Detektionssysteme (SURFIN „Surface Inspection System“) bei Arcelor Mittal in Avilès, Spanien, an den Stranggießanlagen, basierend auf konoskopische Holografie, im Einsatz. **Abbildung 2-14** zeigt den Anlagenaufbau. Es werden für die Untersuchung der gesamten Breite 6 Sensoren benötigt. Sobald die Bramme die Strahlen passiert, beginnen die Sensoren die Oberfläche zu detektieren. Jeder Sender liefert einen Output, bei dem Vertiefungen im Gegensatz zur fehlerfreien Oberfläche dunkel zu sehen sind. Ein zusammengefügtes Bild wird von einem automatischen Algorithmus ausgewertet. Nach der Ausarbeitung wird entschieden ob das Produkt zur manuellen Überprüfung muss. Diese Methode wird für die Detektion von Längsrissen eingesetzt. Durch Erfahrung konnte Überdetektion (nicht defekte Stellen als defekt ausgewertet) weitgehend entgegengewirkt werden [30].

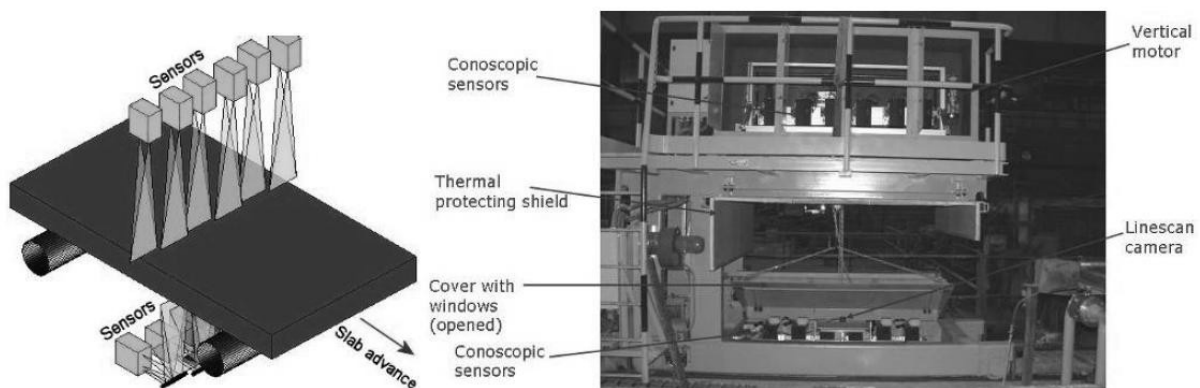


Abbildung 2-14: Aufbau konoskopische Holografie, Arcelor Mittal, Spanien [30]

ACERALIA

Bei ACERALIA in Asturias, Spanien, ist ein komplexes Oberflächeninspektionssystem installiert. Dabei kommen mehrere Methoden zum Einsatz. Durch Verwendung von konoskopischer Holografie, CCD Kameras und einem komplexen mechanischen System mit effektiven Werkzeugen, wird die Oberflächenqualität der Bramme in Echtzeit bestimmt. Es ist möglich, ohne den Zunder zu entfernen, sowohl Risse, als auch Poren und Einschlüsse an der Oberfläche zu detektieren. **Abbildung 2-15** zeigt den Messaufbau bei ACERALIA [31].

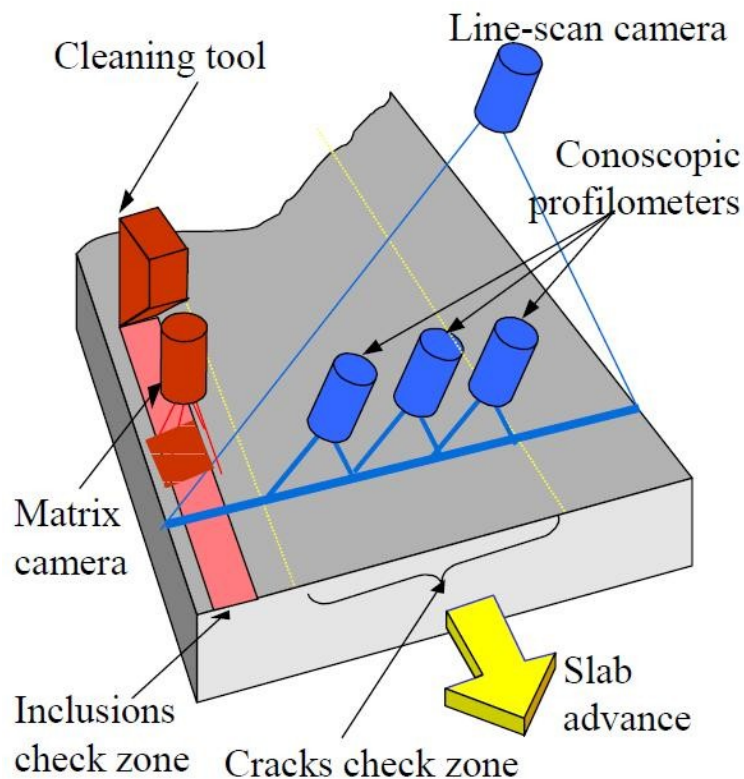


Abbildung 2-15: Messaufbau ACERALIA [39]

Für die Detektion von Rissen werden von einer CCD-Kamera Graustufen-Bilder über die gesamte Breite der Bramme aufgenommen. Weiters wird die Oberfläche mittels konoskopischer Holographie topografisch dargestellt. Die Daten beider Methoden werden für die Auswertung bezüglich der Risse kombiniert. Dadurch können Risse länger als 100 Millimeter ohne vorangegangener Entzunderung detektiert werden. Mehr als 95% der Risse an der Brammenoberfläche werden gefunden. Dabei sind die Auswertungsalgorithmen so ausgelegt, dass eher über- als unterdetektiert wird. Eine Überdetektion ist weniger produktionsschädigend als eine Unterdetektion. Für die Auswertung der Oberfläche hinsichtlich von Einschlüssen und Poren wird ein 70 Millimeter breiter Streifen durch ein Abstreifwerkzeug abgetragen (Tiefe = 1 mm) und durch eine CCD-Matrix-Kamera detektiert. Die Ergebnisse dieser

Messung werden für die Beschaffenheit hinsichtlich Poren und Risse für die gesamte Brammenoberfläche herangezogen. Es können Defekte mit einem Mindestdurchmesser von 1 mm erkannt werden [31][39].

SIAS (Surface Inspection Automated System)

Beim SIAS-System handelt es sich um eine Vorrichtung zur Erkennung von Oberflächenfehlern bei gewalzten Knüppelmaterialien. Es ist aus Mono-Linear-Kameras in quadratischer Anordnung aufgebaut, um eine Untersuchung von allen vier Seiten des Knüppels gewährleisten zu können. Es erfolgt eine Messung über Infrarotstrahlung, bei der wärmere Bereiche heller (z.B.: Rissöffnungen) und kältere Bereiche dunkler (z.B.: Zunder) abgebildet werden. An die Bildgenerierung angeschlossen werden mögliche Oberflächenfehler, erkennbar durch unterschiedliche Grausättigung, gekennzeichnet. Die Lokalisierung des Fehlers erfolgt durch Zuordnung von Koordinaten an die jeweiligen Markierungspunkte. Je nach Fehler wird er mit dem geeigneten Algorithmus einer bestimmten Klasse zugeordnet. Dadurch kann eine statistische Auswertung der Fehler erfolgen. Danach werden die Fehlerbilder mit den Protokolldaten gespeichert und archiviert [40].

2.2.3.3 Ultraschall Verfahren

Als Ultraschall werden Schallwellen mit einer Frequenz über dem hörbaren Bereich bezeichnet. Sie besitzen die Eigenschaft in Materie einzudringen, beziehungsweise von Unregelmäßigkeiten und bestimmten Oberflächenbeschaffenheiten reflektiert zu werden und eignen sich deshalb sowohl für die Untersuchung von Metallprodukten bezüglich Innen- als auch Oberflächenfehler. Dabei wird grundsätzlich zwischen Kontakt-, Elektromagnetischen (EMAT)- und Pulselaser-Verfahren unterschieden. Die Ultraschallwellen breiten sich im Material longitudinal und transversal und an der Oberfläche als Rayleigh-Wellen aus. Die Auflösung ist, aufgrund der Streuung durch die Defekte, geometriebedingten Abweichungen und Abweichungen durch die Kornstruktur, im Gegensatz zu den anderen Detektionsverfahren schlecht [29].

Laser-EMAT (ElectroMagnetic Acoustic Transducer)

Beim Laser-EMAT-Verfahren wird ein gepulster Laserstrahl erzeugt, welcher Oberflächen- und Volumenwellen generiert. Die Apparatur hält den Betriebsbedingungen an der Stranggießanlage (Temperaturen bis 1000°C, Staubbelastungen, Verschmutzungen durch Zunder, Vibrationen, Wasserdampf) stand. Das Prinzip wird in **Abbildung 2-16** gezeigt. Liegt ein Defekt zwischen dem Laser und dem EMAT, dann wird die Raleigh-Welle zumindest abgeschwächt durch den Defekt [41].

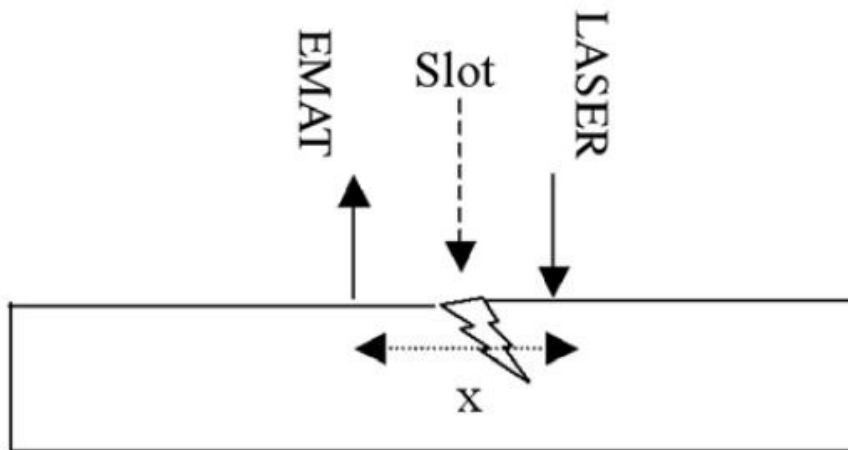


Abbildung 2-16: Prinzip Laser-EMAT [41]

Corus RD & T haben in Zusammenarbeit mit der Universität von Warwick (GB) einen Prototyp für die on-line Inspektion von vergossenem Halbzeug bei 800°C entwickelt. Die Impulsdauer des Lasers beträgt 10 ns. Eine Probe mit einem bekannten Querriss (1,6m Länge, quadratischer Querschnitt 110mm Seitenlänge) wurde bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von 800°C mit kontinuierlicher Geschwindigkeit unter dem Sensor bewegt. Der Versuchsaufbau ist in **Abbildung 2-17** zu sehen. Der Riss wurde sowohl bei Raumtemperatur als auch bei 800°C detektiert. Die Nähe zur Curie-Temperatur erschwert EMAT-Messungen. Durch Laser-EMAT kann diese Problematik weitgehend umgangen werden [41].

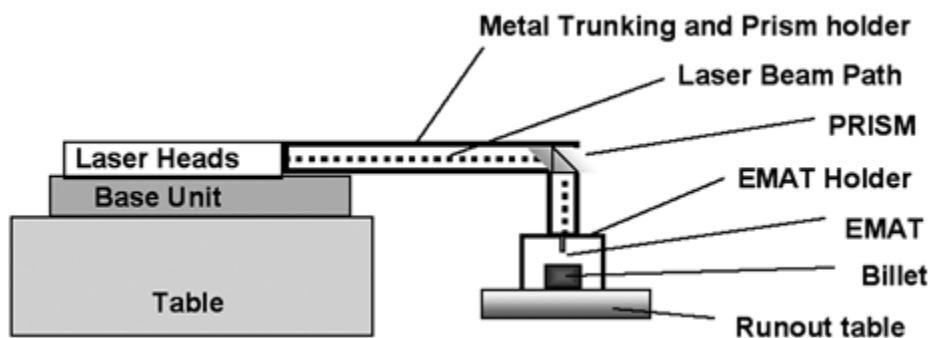


Abbildung 2-17: Aufbau Laser-EMAT Versuch [41]

2.2.3.4 Zusammenfassung der Detektionssysteme

Tabelle 2-III zeigt die Vor- und Nachteile der verschiedenen Methoden. Diese Veranschaulichung ist sehr allgemein und soll einen Überblick über die dargestellten Verfahren schaffen. Aus der Literatur geht hervor, dass bei vielen Detektionssystemen CCD-Kameras zum Einsatz kommen.

Art des Verfahrens	Inspektionssysteme	Vorteile	Nachteile
Elektromagnetische Verfahren	<ul style="list-style-type: none"> - Wirbelstromsystem 	<ul style="list-style-type: none"> - Risstiefe kann gemessen werden - auch geschlossene Fehler detektierbar 	<ul style="list-style-type: none"> - aufgrund geringem Abstand zur Brammenoberfläche effektive Anlagenkühlung nötig - keine Messung im Bereich der Curie-Temperatur (768°C) möglich - Mindestrisstiefe 1 mm - Rissbreite nicht messbar - Entzunderung erforderlich
Optische und thermische Verfahren	<ul style="list-style-type: none"> - CCD-Kameras - Laser-CCD - Konoskopische Holographie - kombinierte Systeme - Infrarot-Messung 	<ul style="list-style-type: none"> - geringere Anlagenbelastung aufgrund größerem Abstand zur Brammenoberfläche - große Flächen detektierbar - 3-dimensionale Messungen möglich - Unterdrückung von Störsignalen einstellbar - bei entsprechender Vorbehandlung der Oberfläche auch Poren und Einschlüsse detektierbar (Mindestgröße 1 mm) 	<ul style="list-style-type: none"> - aufwendige Auswertungsalgorithmen erforderlich - geschlossene Fehler nicht erkennbar - Entzunderung erforderlich
Ultraschall Verfahren	<ul style="list-style-type: none"> - Kontaktverfahren - EMAT - Pulselaser 	<ul style="list-style-type: none"> - Entzunderung weniger kritisch - Innere Fehler detektierbar - Temperatureinfluss gering - Risse ab einer Tiefe von 0,2 mm detektierbar 	<ul style="list-style-type: none"> - schlechtere Auflösung - für Kontaktverfahren gute Kühlung notwendig

Tabelle 2-III: Vor- und Nachteile der Detektionssysteme

3 Praktischer Teil

Für die Untersuchung der kritischen Dehnung, die bei unterschiedlichen Abkühlbedingungen und Biegetemperaturen zur Oberflächenrissbildung führt, wurde die In-Situ Material Characterization - Bending (IMC-B) Methode verwendet. Es erfolgt in diesem Kapitel eine genaue Beschreibung des Versuchsaufbaus und der Versuchsdurchführung. Bei den Versuchen wurde ein Nb-legierter Stahl verwendet, welcher beim Stranggießen zu Problemen bezüglich der Oberflächenqualität neigt. Die Abkühlung erfolgte nach zwei unterschiedlichen Strategien, die Erklärung wird ebenfalls im nachfolgenden Kapitel gegeben. Für die definierten Abkühlbedingungen ist die Temperaturführung in der Kokille essentiell. Es erfolgte eine Temperaturmessung an drei definierten Punkten in der Kokille. Die Abkühlkurven für diese Messungen wurden mittels der Finite-Elemente-Software Calcosoft 2D simuliert, die Parameter für die Simulation werden in **Kapitel 3.3.2** beschrieben. Die tatsächlichen Dehnungen wurden durch ein Abaqus-Modell untersucht.

3.1 Versuchsablauf In-Situ Material Characterization - Bending (IMC-B) Test

Der gesamte Versuchsablauf erstreckt sich über den Schmelzprozess, die Probenherstellung, die definierte Abkühlung und die Biegung mit anschließender sofortiger Abschreckung der Probe. **Abbildung 3-1** zeigt schematisch die wichtigsten Schritte des IMC-B Tests. Es erfolgt eine Beschreibung dieser einzelnen Teilschritte.

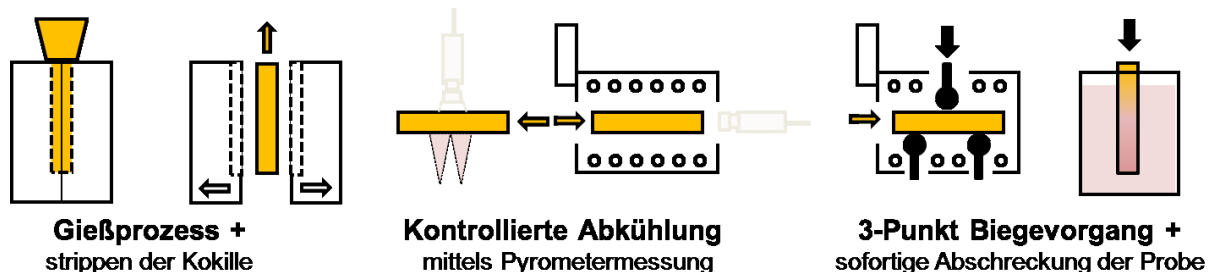


Abbildung 3-1: Übersicht IMC-B Methode [42]

3.1.1 Probenherstellung

Für die Herstellung der Biegeprobe direkt aus der Schmelze wurde als Schmelzaggregat ein Induktions-Schmelzofen der Marke Inductotherm verwendet. Der Ofen hat ein maximales Fassungsvermögen von 25 kg und erreicht eine Höchsttemperatur von 1650 °C. Als Einsatzmaterial diente Reineisen, dem dann die entsprechenden Legierungsmittel zugegeben wurden. Durch wiederholte Probennahme überprüft wurde bis zum Erreichen der Zielanalyse legiert. Nach der Einstellung der Gießtemperatur (1620 bis 1630°C) erfolgte der Abgießvorgang in die Kokille. Der Abguss wird fallend bei normaler Atmosphäre durchgeführt. **Abbildung 3-2** zeigt den Aufbau der Kokille.

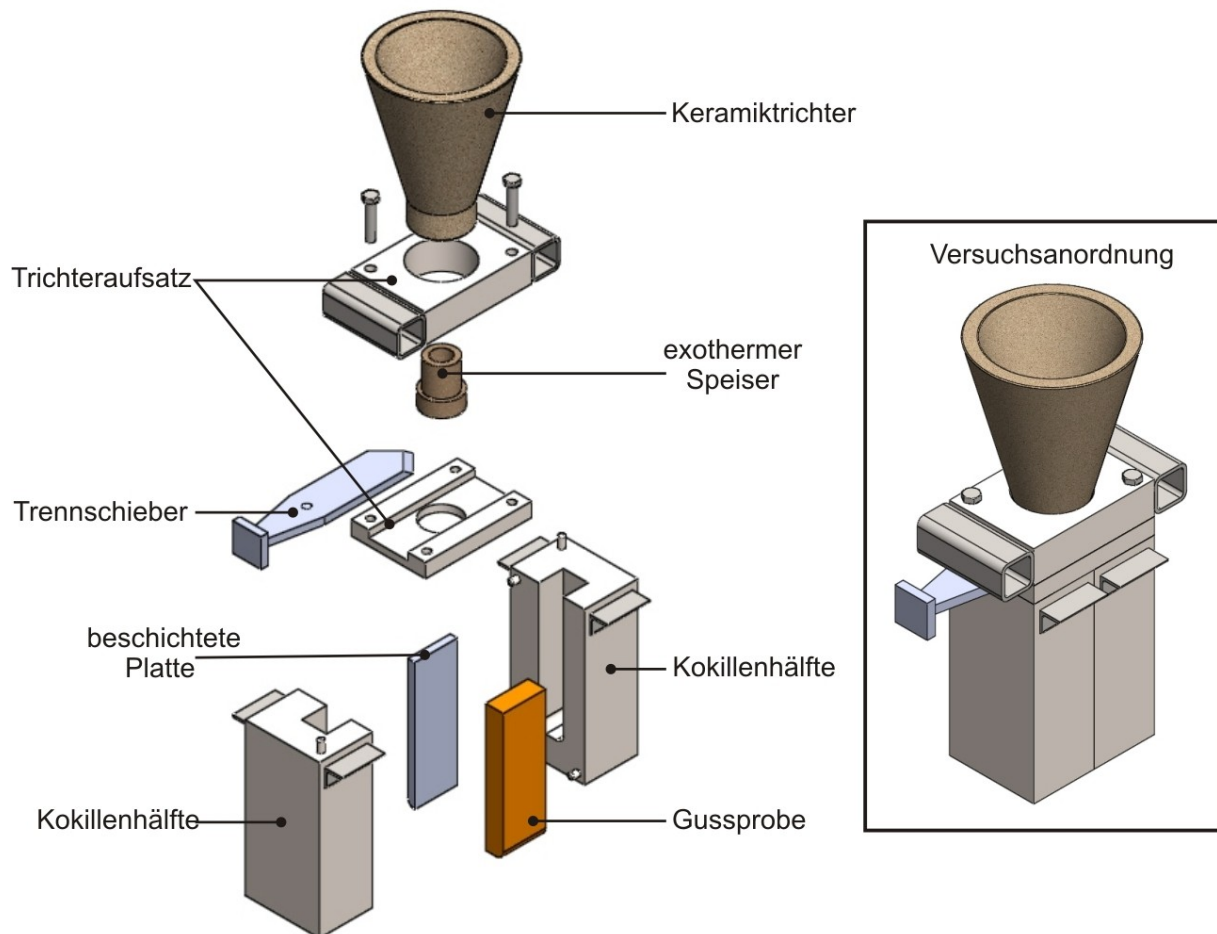


Abbildung 3-2: Aufbau der Kokille

Der Kokillenwerkstoff ist ein Baustahl S355. Ein besonderes Augenmerk ist auf die zur Schmelze gerichtete Oberfläche der Einlegplatte zu werfen. Diese ist bedeckt mit einer 0,4 mm dicken Zirkonoxid-Schicht, welche für die zu untersuchende Probenoberfläche eine definierte Wärmeabfuhr gewährleistet. Diese definierte Abkühlung ist für die Simulation des

Stranggießprozesses bzw. für die Sicherstellung eines dem Stranggießprozess ähnlichem Austenitkornwachstums und der damit verbundenen Austenitkorngröße essentiell. Das Angusssystem besteht aus dem Trichter und der Schieber-Vorrichtung. Der Stahl wird durch Kippen des Ofens über das Angusssystem in die Kokille gegossen. Nachfolgend wird noch im flüssigen Zustand durch das Hineinschieben des Trennschiebers eine Trennung der Probe vom Trichter vollzogen. Der Schieber durchbricht dabei den exothermen Speiser und kann dadurch den restlichen Stahl im Trichter von der Gussprobe trennen. Anschließend wird das Angusssystem von der Kokille gehoben. Die Probe verweilt eine definierte Zeit in der Kokille, bis sie durch das Öffnen der beiden Kokillenhälften mittels Zange entnommen werden kann. **Abbildung 3-3** zeigt die Probengeometrie. Sofort nach dem Strippen der Kokille erfolgt die erste Temperaturmessung der Probenoberfläche mit einem Pyrometer.

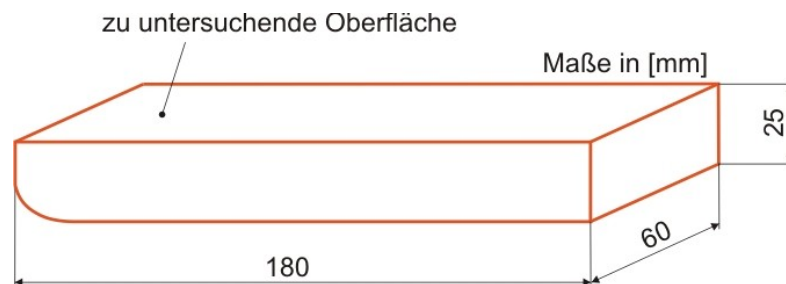


Abbildung 3-3: Probenabmaße

3.1.2 Probenabkühlung und Biegevorgang

Die Probe wird nach dem Ausformen aus der Kokille sofort einer Kontrollmessung mit dem Pyrometer unterzogen. Beim Pyrometer handelt es sich um ein Gerät der Marke Sensor Therm. Es muss ein Emissionsgrad ε abhängig vom zu messenden Material und Temperaturbereich voreingestellt werden. Der Emissionsgrad ist ein Maß für die Abstrahlungseigenschaften des Körpers und wird ausgedrückt in einem Faktor von 0 bis 1. Bei blanken Metalloberflächen ist er oftmals von der Temperatur und von der Wellenlänge (über 550°C Messsystem für ca. 0,9 μm) abhängig. Oxidation (Zunder) und Verschmutzungen an der Oberfläche können ε beeinflussen. Es ist darauf zu achten, dass der Messfleck nicht auf eine verzunderte Oberfläche gerichtet ist, dies würde einen Messfehler ergeben. Für die Ermittlung des Emissionsgrades muss mit einem Referenzmessgerät zur Temperaturbestimmung an derselben Stelle gemessen werden, an der auch das Pyrometer misst. Der Emissionsgrad kann dann so lange verstellt werden, bis beide Geräte die gleiche Temperatur anzeigen. Als

Ausrichtungshilfe dient ein Laserpunkt, der den Messbereich des Pyrometers kennzeichnet [43].

Pyrometer-Einstellungen:

Beim IMC-B Versuch müssen für die Temperaturmessung mit dem Pyrometer mehrere Faktoren berücksichtigt werden. Für die Messung und Voreinstellung des Emissionsgrades wurde zwei Millimeter unter der Oberfläche mit einem Ni-Cr-Ni Thermoelement die Temperatur gemessen und mit der vom Pyrometer gemessenen Temperatur verglichen. In **Abbildung 3-4** sind die gemessenen Werte der beiden Methoden eingetragen. Es wurden Emissionsgrade zur Messung mit dem Pyrometer von 0,80, 0,85 und 0,90 gewählt. Die Messungen wurden 2-mal durchgeführt. Zusätzlich wurden die Regressionsgeraden erstellt. Die beste Übereinstimmung der Messwerte der beiden Methoden im untersuchten Temperaturintervall ist bei einem ϵ von 0,9 zu sehen. Aus diesem Grund wurden sämtliche Temperaturen dieser Versuchsserie mit dem Pyrometer mit $\epsilon = 0,9$ gemessen.

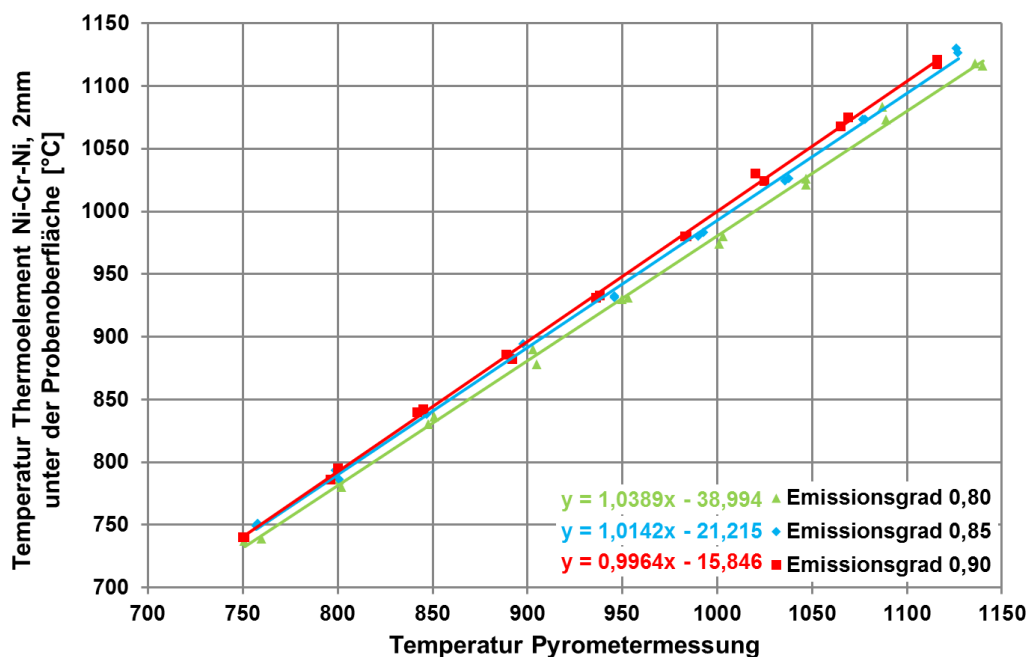


Abbildung 3-4: Temperaturmessung mit einem Thermoelement und dem Pyrometer mit verschiedenen Emissionsgraden

In **Abbildung 3-5** sind zwei Diagramme zu sehen. Links sind die gemessenen Temperaturen des Thermoelements über den Temperaturen der Ofenanzeige dargestellt. Das im Rho-de Ofen installierte Thermoelement zeigt Abweichungen gegenüber den gemessenen Werten des Ni-Cr-Ni Thermoelementes. Die Messungen in **Abbildung 3-4** und **Abbildung 3-5** (links)

wurden mit gewalztem Material mit Abmessungen von 60mm mal 25mm mal 180mm durchgeführt. Um den Einfluss der rauen Probenoberfläche mit einzubeziehen, wurde diese gemessen und mit den Werten der gewalzten Probe verglichen. **Abbildung 3-5** (rechts) zeigt die Unterschiede dieser Messungen. In **Abbildung 3-4** und **Abbildung 3-5** sind 3 Faktoren gezeigt, welche die Temperaturmessungen mit dem Pyrometer verfälschen. Diese Abweichungen wurden in einem Korrekturfaktor berücksichtigt, mit dem die gemessenen Werte nach dem Versuch umgerechnet wurden.

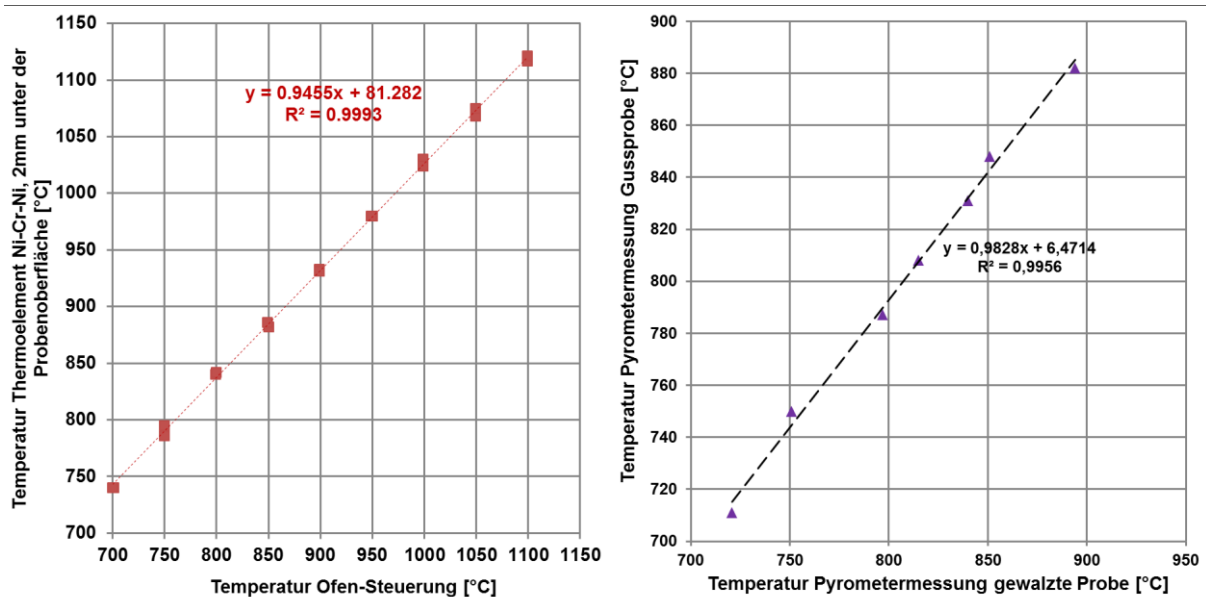


Abbildung 3-5: Abweichungen der Temperatur in Abhängigkeit der Ofen-Steuerung (links) und der Probenoberfläche (rechts)

Die gemessenen Abkühlkurven des Pyrometers werden während des Versuchs überprüft und anschließend gespeichert. Nach dem Erreichen der geplanten Oberflächentemperatur der Probe, wird sie, gemäß der zu erzielenden Abkühlrate, in den ersten elektrisch beheizten Wärmebehandlungssofen RHODE TC 504 gelegt. Dies gewährleistet zusätzlich eine homogene Temperaturverteilung an der Oberfläche und in der Probe. Die Verweilzeit der Probe im Halteofen beträgt, anhängig vom vorgegebenen Temperaturverlauf, ein bis zwei Minuten. Anschließend erfolgt die Probenplatzierung im Biegeofen. **Abbildung 3-6** zeigt den Biegeofen mit der IMC-Apparatur. Für die Temperaturmessung mit dem Pyrometer, durch eine Öffnung in der Ofentür, muss die Probe zuerst mit der Biegefläche zur Ofentür zeigend, vor dem Biegeauflager hingestellt werden. Die nachfolgende Abkühlrate ist abhängig von der Biegeofentemperatur, die benötigte Zeit liegt bei ungefähr 12 Minuten. Kurz vor dem Erreichen der Biegetemperatur wird die Ofentür geöffnet und die Probe auf das Biegeauflager gelegt und ausgerichtet. Um durch dieses Öffnen verursachte Temperaturunterschiede aus-

schließen zu können, wird eine weitere Haltezeit von 2 Minuten eingehalten, bevor die Probe gebogen wird. Über eine mit dem Laptop verbundene Steuerung wird Vorspannkraft, Stempelweg und Stempelgeschwindigkeit vor dem Versuch eingestellt. Nach dem Biegen wird die Probe sofort aus dem Ofen entnommen und in Wasser abgeschreckt.

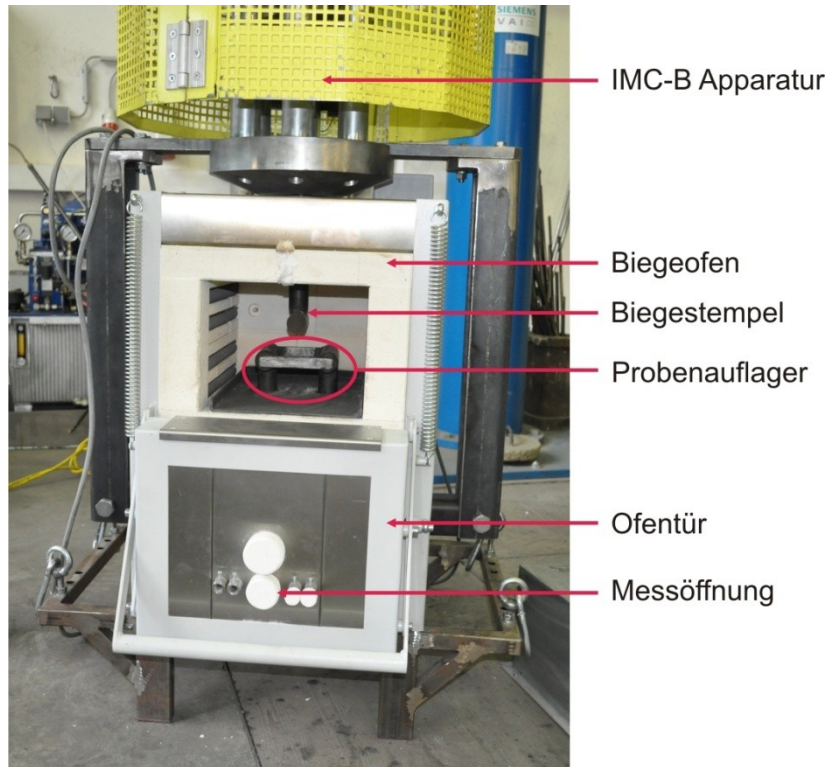


Abbildung 3-6: Biegeofen

3.2 Stahl und Abkühlkurven

Für die Untersuchung der Rissanfälligkeit im gegebenen Temperaturintervall wurde ein Stahl ausgewählt, welcher in der Praxis bezüglich der Oberflächenrissbildung beim Stranggießen problematisch sein kann. Es handelt sich um einen Nb-mikrolegierten Stahl. Der Phosphorgehalt von 150 ppm ist ebenfalls zu erwähnen. In **Tabelle 3-I** ist die Soll-Analyse des Stahls angeführt.

Stahl	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Nb	N
Nb-Stahl	0.17	0.43	1.54	0.015	0.007	<0.02	0.03	0.017	<0.004

Tabelle 3-I: Soll-Analysen der untersuchten Stahls

Die simulierten Abkühlkurven wurden vom Industriepartner zur Verfügung gestellt. Die Brammendinge beträgt 225 mm. **Abbildung 3-7** zeigt die Temperatur-Zeit Verläufe an der Oberfläche der Brammenmitte und der Kante bei „Hard-Cooling“ und **Abbildung 3-8** bei „Soft-Cooling“. Die Kokillenlänge beträgt 800 mm. Die Brammen werden mit einer Geschwindigkeit von 1,2 m/min gegossen. Der Unterschied bei den beiden Abkühlstrategien liegt in der Sekundärkühlzone. Bei „Hard-Cooling“ wird in der Sekundärkühlzone mehr Wärme abgeführt als bei „Soft-Cooling“. Anhand der Abkühlkurven kann die Rückbiegezone für die jeweilige Abkühlstrategie definiert werden, diese ist in den Diagrammen gekennzeichnet.

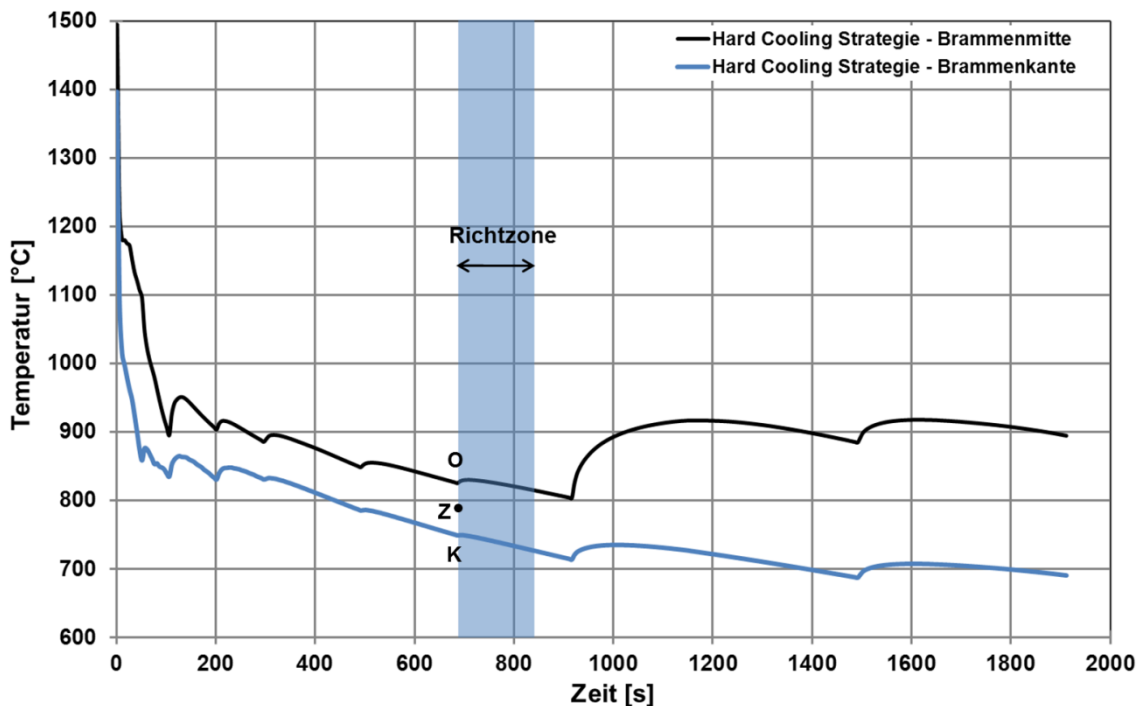


Abbildung 3-7: Hard-Cooling Abkühlstrategie

Aus diesen errechneten Kurven wurden die Biegetemperaturen der jeweiligen Abkühlstrategie ermittelt. Dabei handelt es sich um die Temperaturen am Start der Richtzone. Wie in **Abbildung 3-7** und **Abbildung 3-8** dargestellt, gibt es zwischen der Brammenmitte und Kante einen Temperaturgradienten. Daher wurden bei jeder Abkühlstrategie 3 Prüftemperaturen ausgewählt um die Rissanfälligkeit an der jeweiligen Position auf der Breitseite der Bramme ermitteln zu können. Die Temperatur im Punkt Z in **Abbildung 3-7** und **Abbildung 3-8** stellt eine Temperatur zwischen Brammenmitte und Kante dar und wird nachfolgend als Zwischentemperatur bezeichnet.

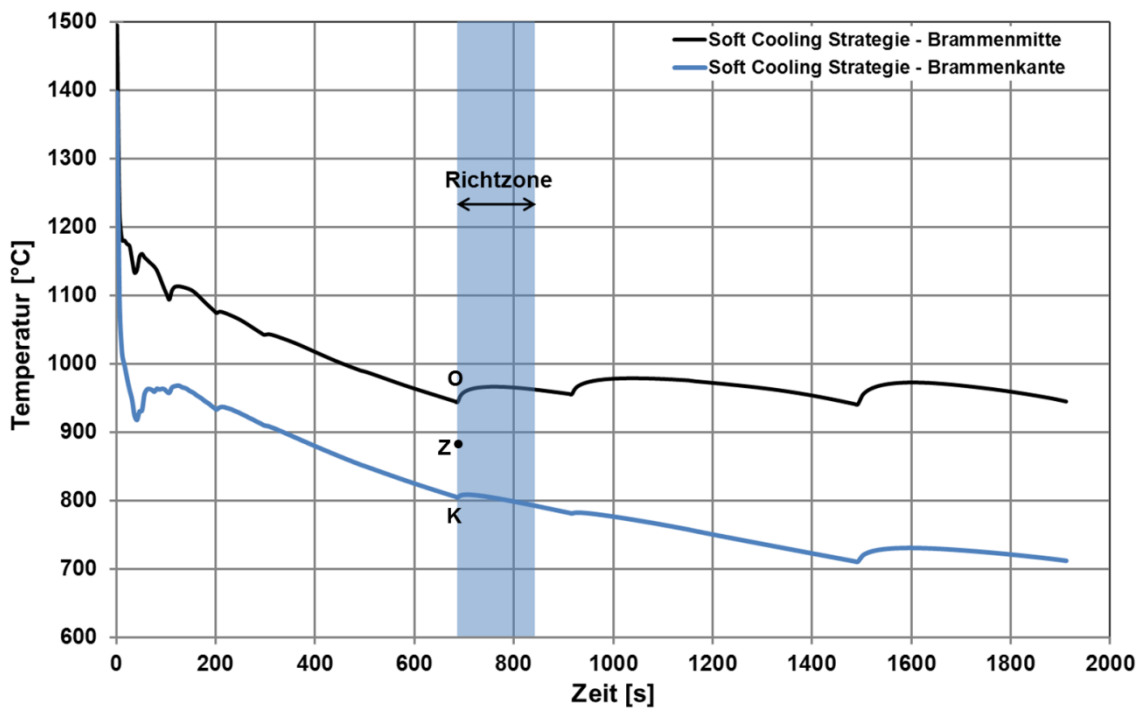


Abbildung 3-8: Soft-Cooling Abkühlstrategie

Die 3 Temperaturen sind in **Abbildung 3-9** schematisch dargestellt. Die Kantentemperatur wird mit „K“, die Zwischentemperatur mit „Z“ und die Temperatur der Oberflächenmitte mit „O“ abgekürzt. **Tabelle 3-II** listet die Versuchstemperaturen der „Hard-Cooling“ (HC) und „Soft-Cooling“ (SC) Strategie auf. Die Temperaturdifferenz zwischen der Mitte und der Kante der Bramme ist bei der SC-Strategie mit 151°C höher als bei der HC Strategie (70°C).

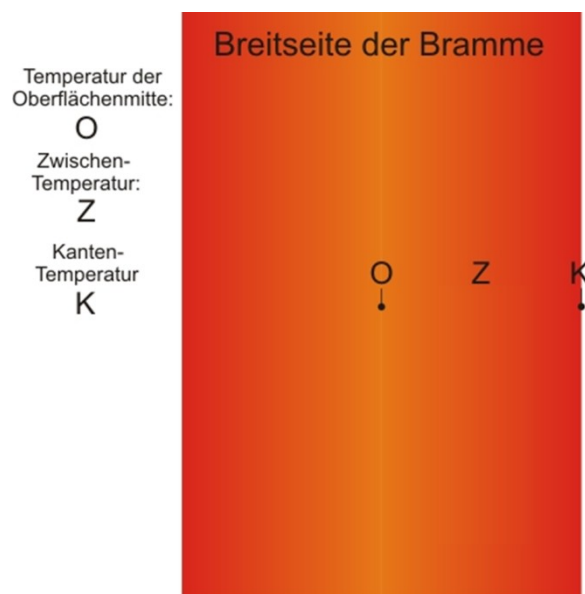


Abbildung 3-9: Schematische Darstellung der Punkte in Bezug auf die gewählten Temperaturen zu Beginn der Rückbiegezone

	T-Oberflächenmitte [°C]	T-Zwischen [°C]	T-Kante [°C]
Hard-Cooling (HC)	830	790	760
Soft-Cooling (SC)	959	858	808

Tabelle 3-II: Oberflächentemperaturen zu Beginn der Rückbiegezone

3.3 Temperaturverlauf in der Kokille

Um den Stranggießprozess so gut wie möglich abbilden zu können, müssen die Temperaturverläufe der einzelnen Zonen (Kokille, Sekundärkühlzone) möglichst gut mit den berechneten Kurven (**Abbildung 3-7**, **Abbildung 3-8**) übereinstimmen. Dafür müssen die Abkühlbedingungen in der Kokille bekannt sein. Für die Ermittlung der Wärmeabfuhr von der Schmelze zur Kokille wurden Thermoelemente in definierten Positionen installiert. Mit den gemessenen Abkühlkurven können durch inverse Simulation die thermischen Randbedingungen (u.a. Wärmeübergangskoeffizient Probe - Kokille) definiert und die Erstarrung der Probe in der Kokille berechnet werden.

3.3.1 Praktische Messungen

Die Temperatur wurde an 3 verschiedenen Positionen gemessen. Die Positionen der Messpunkte sind in **Abbildung 3-10** zu sehen. Es wurde an 2 Punkten unter der Zirkonoxid-schicht, sowie an einem Punkt an der Stirnseite gemessen. Dabei betrug der Abstand der Thermoelemente zur Kavität der Kokille bei Raumtemperatur jeweils 1 Millimeter (bzw. 1,4 mm bei den beiden Punkten der Breitseite: 1 mm Stahldicke + 0,4 mm Zirkonoxid).

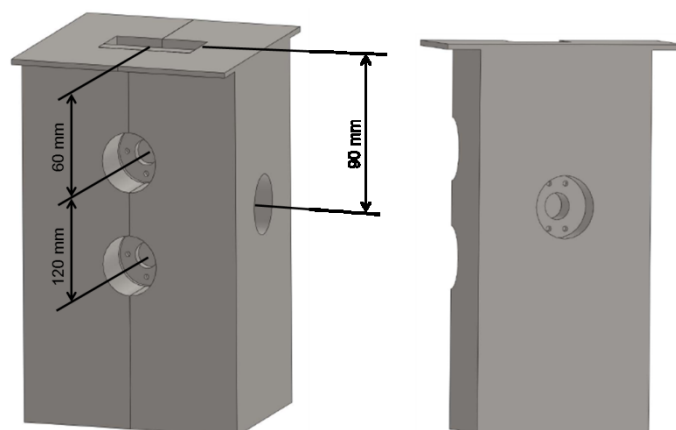


Abbildung 3-10: Konstruktion der Kokille für die Temperaturmessung

Der Einbau der Thermoelemente erfolgte mittels abgestufter Stahlzylinder. Durch die Abstufung konnten die Werkstücke mittels Löcher im Flansch und Gewindebohrungen in der Einlegeplatte bzw. in der Kokille eingeschraubt werden. **Abbildung 3-11** zeigt den Stahlzylinder der Stirnseite und die in der Einlegeplatte eingeschraubten Stahlzylinder. Um das Thermoelement in die Aufnahme einbauen zu können, wurde ein Führungsschlitz in die Stahlzylinder geschnitten. An der Stirnseite, an der die Messung stattfand, entsprach die Tiefe der Führung der Dicke des Thermoelementes, sodass dieses darin eingepresst werden konnte (**Abbildung 3-11**). Bei den Thermoelementen handelte es sich um Platin-Rhodium Stab-Thermoelemente. Der Kontakt zwischen den beiden Drähten liegt an der Spitze des Stabes, was bedeutet, dass die Temperatur nur direkt an der Spitze des Thermoelements gemessen werden kann. Aus diesem Grund wurde zusätzlich auf den Stirnflächen der Zylinder eine Thermoleitpaste auf Kupferbasis aufgebracht. Bei den Thermoelementen 1 und 2 (**Abbildung 3-11**) wurden aus Gründen der Wärmeleitung zusätzliche Stahlzylinder, welche mit der Kokillenaußenwand abschließen, angebracht. Nach dem Einbau erfolgte das Verbinden der Anschlussklemmen mit Ausgleichsleitungen, welche zu einem Verteilerkasten angeschlossen wurden. Dieser ermöglichte eine Verbindung mit dem Laptop via USB-Kabel, sodass die gemessenen Spannungsunterschiede hervorgerufen durch die Temperaturunterschiede aufgezeichnet und ausgewertet werden konnten.

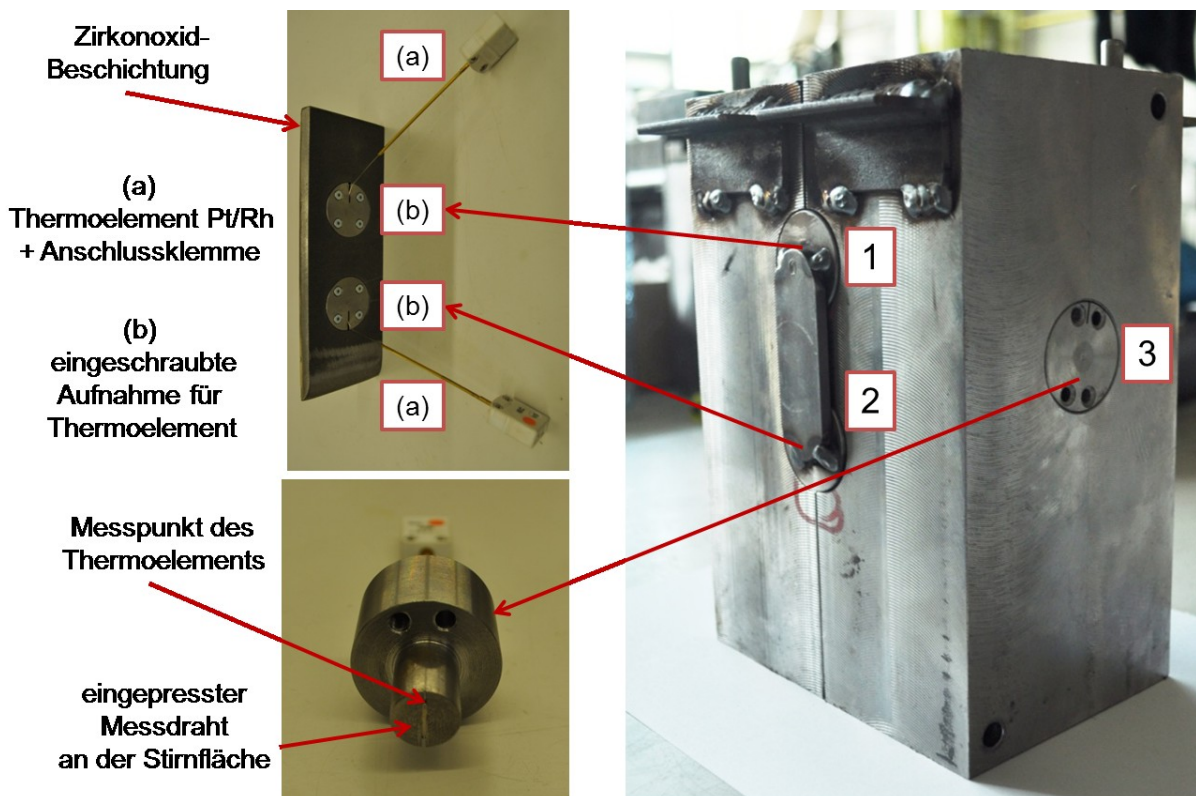


Abbildung 3-11: Kokille und Thermoelemente für die Temperaturmessung

Die Ergebnisse der Messung sind in **Abbildung 3-12** dargestellt. Die Nummern der Thermoelemente sind gemäß **Abbildung 3-11**. Die Temperaturen der Messpunkte an der Einlegeplatte ($T_{\max 1; 2} \sim 630^{\circ}\text{C}$) sind wesentlich höher als jene an der Stirnseite ($T_{\max 3} = 250^{\circ}\text{C}$). Die Messpunkte 1 und 2 zeigen nach dem hohen Maximum einen kontinuierlichen Abfall der Temperatur. Bei Messpunkt 3 fällt die Temperatur nach dem Maximum verhältnismäßig stark ab und steigt nach etwa 150 Sekunden binnen 50 Sekunden wieder um 20 Grad an. Dann steigt die Temperatur bis Ende der Messung weiter leicht an.

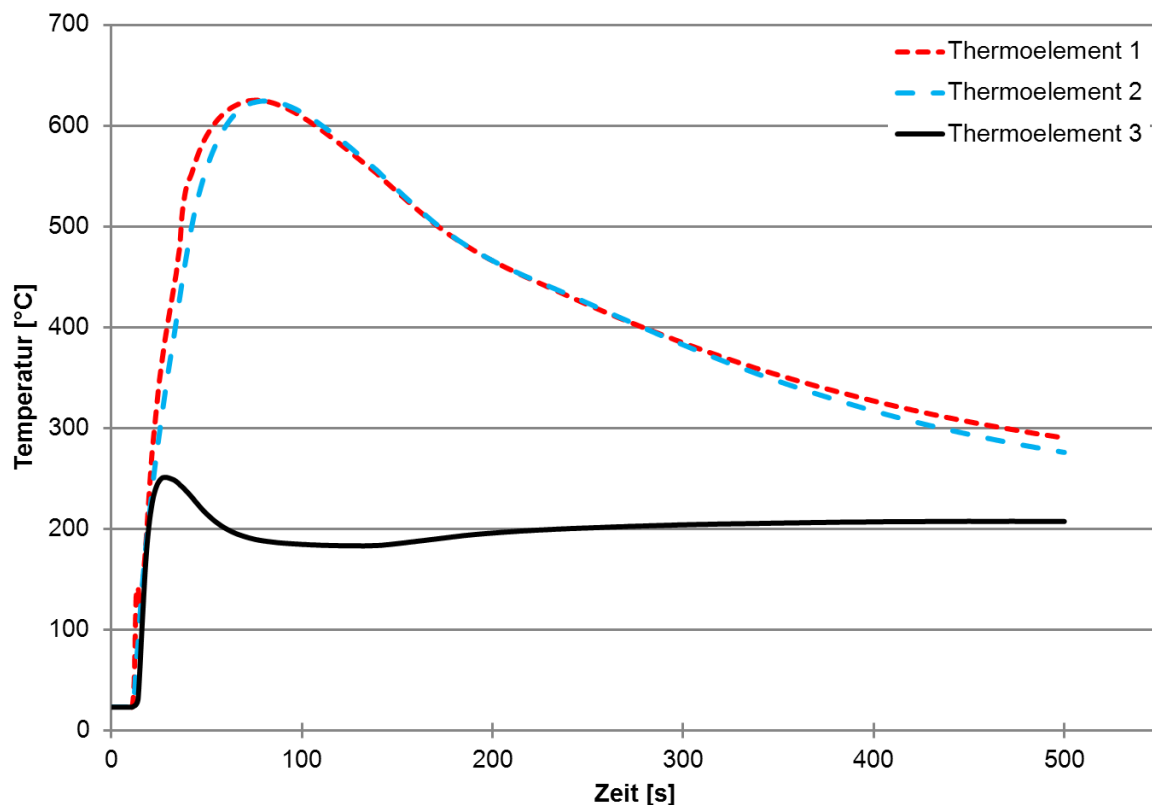


Abbildung 3-12: Temperaturverläufe der Messpunkte 1 bis 3

3.3.2 Simulation

Um die tatsächliche Abkühlung der Probenoberfläche zu ermitteln wurde mittels der Finite-Elemente Software Calcosoft-2D ein Modell der Kokille erstellt. **Abbildung 3-13** zeigt das Modell und die Startbedingungen. Dabei wurde aufgrund der Symmetrie nur eine Kokillenhälfte simuliert, sodass die Rechenzeiten verkürzt werden konnten. Der Kokillenwerkstoff ist ein Baustahl S355. Die Starttemperatur der Kokille beträgt 23°C . Bei den Wärmeübergangskoeffizienten handelt es sich um Funktionen in Abhängigkeit der Temperatur bzw. Zeit. Diese mussten invers ermittelt und gemäß den praktisch gemessenen Punkten angepasst werden, sodass die errechnete Temperatur der Messpunkte des Modells mit den praktisch

gemessenen Werten übereinstimmte. Die Starttemperatur der Schmelze lautet 1515°C. Weitere Anregungen bezüglich der Abkühlbedingungen in der Kokille werden in **Kapitel 5** gegeben.

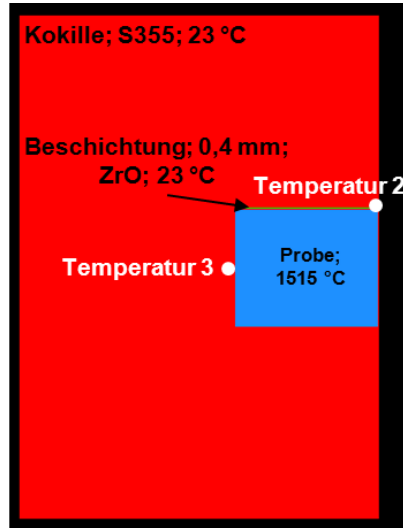


Abbildung 3-13: Calcosoft-Modell mit den Startbedingungen

Abbildung 3-14 zeigt das Temperaturprofil und den Anteil an erstarrter Schmelze (fraction of solid) 15 Sekunden nach Gießbeginn. Dabei bedeutet 1 einen Festkörperanteil von 100% und 0 die vollständig flüssige Schmelze. Nach 15 Sekunden hat sich bereits mehrere Millimeter dicke Schale gebildet. Der Kern der Probe ist noch nicht erstarrt. Die Temperaturen sind in Grad-Celsius entsprechend dem jeweiligen Bereich eingetragen. Nach 15 s konnte noch nicht viel Wärme abgeführt werden, der Großteil der Kokille wurde zu diesem Zeitpunkt noch nicht erwärmt (Startwert 23°C).

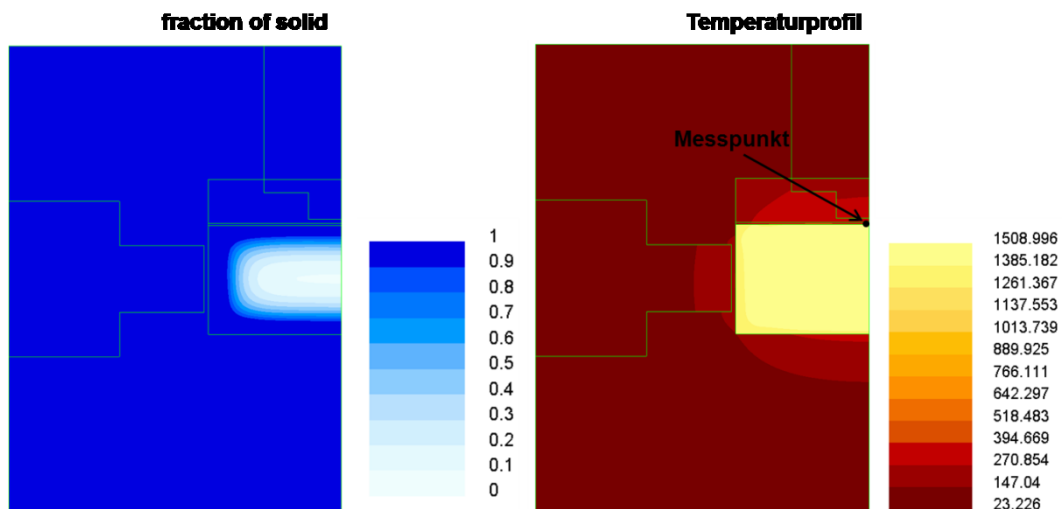


Abbildung 3-14: Temperaturprofil und Anteil an erstarrter Schmelze (fraction of solid) nach 15 s

Der Vergleich der Simulation und der praktischen Ergebnisse aus **Kapitel 3.3.1** ist in **Abbildung 3-15** zu sehen. Es sind die Temperaturen der Punkte 2 und 3 gemäß **Abbildung 3-11** (Praxis) und **Abbildung 3-13** (Simulation) eingetragen. Die Simulation wurde für die ersten 30 Sekunden der Schmelze in der Kokille durchgeführt. Die Kurven zeigen sehr gute Übereinstimmung. Weitere Beschreibungen zu den Temperaturverläufen werden in **Kapitel 4** gegeben.

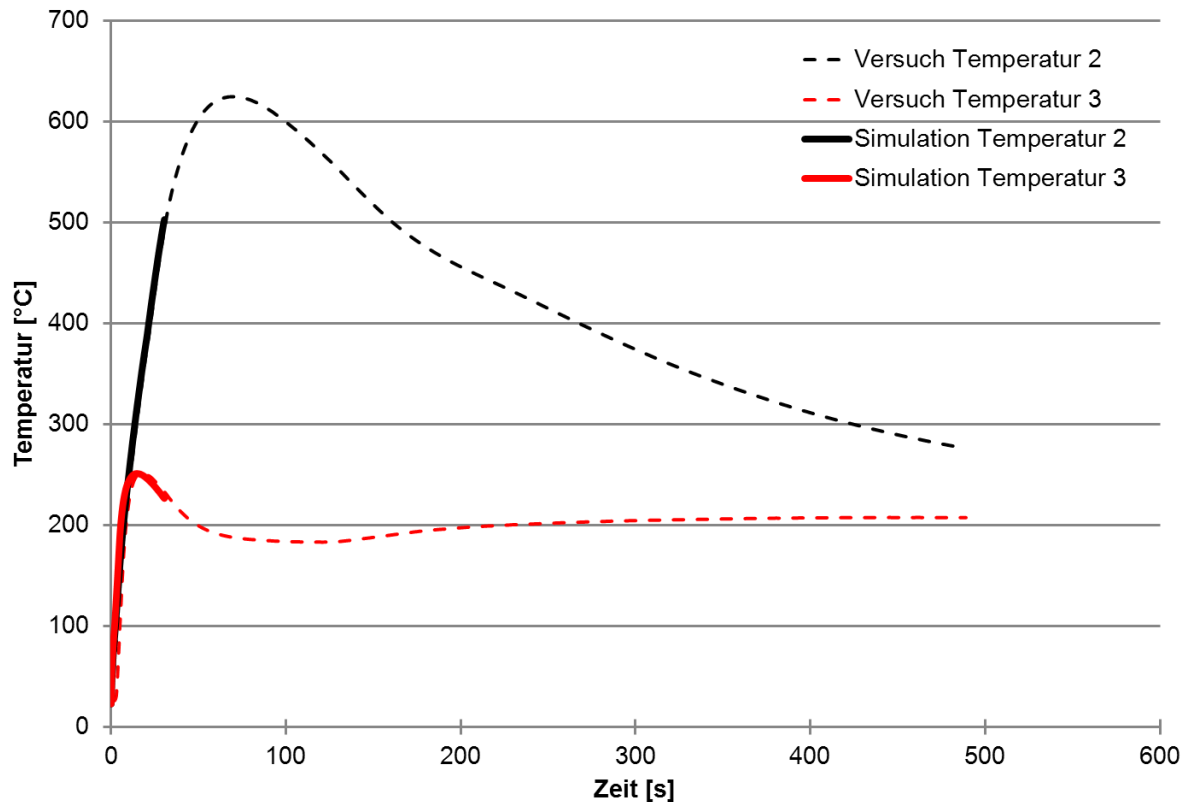


Abbildung 3-15: Vergleich der praktischen- und der Simulationsergebnisse

Die Werte der Invers-Simulation passen mit den durch die Thermoelemente gemessenen Punkten überein. Für die Veranschaulichung der Proben-Oberflächentemperatur in der Kokille wurde gemäß **Abbildung 3-14** ein Messpunkt herangezogen. **Abbildung 3-16** zeigt die simulierten Kurven der Oberflächentemperatur in dem gekennzeichneten Messpunkt. Einmal erfolgte die Simulation für eine Verweilzeit in der Kokille von 30 Sekunden (Simulation $t_K = 30s$) und einmal für 49 Sekunden (Simulation $t_K = 49s$). Nach t_K wurden die Simulationsbedingungen bis zu einer Zeit von 150s dahingehend geändert, dass als Umgebungsmedium Luft bei 23°C gewählt wurde und die Wärmeabgabe an die Luft nur mittels Strahlung und Konvektion erfolgte. Die Kurve für $t_K = 30s$ zeigt nach dem Ausformen einen Temperaturanstieg von etwa 40°C. Der Grund dafür liegt bei der niedrigeren Wärmeabfuhr der Oberfläche an die Luft und beim Wärmestrom des heißeren Probeninneren nach außen. Nach 5 Sekun-

den hat sich die Temperatur entlang des Probenquerschnittes ausgeglichen und die Oberflächentemperatur beginnt zu fallen. Bei einer Verweilzeit von 49s ist dieser Effekt deutlich schwächer ausgeprägt. Für den Vergleich der Simulation und der Praxis erfolgten 2 Versuche, welche nach 30 bzw. 49 Sekunden Verweilzeit in der Kokille (t_K) ausgeformt wurden. Die erste Ermittlung der Oberflächentemperatur erfolgte nach einer Ausformzeit (t_A) von 17 bzw. 12 Sekunden. Dieser Vergleich dient als Annäherung und soll zeigen ob die simulierten Werte in der Kokille als Ergebnisse für weitere Versuchsergebnisse herangezogen werden können. Bei einer Verweilzeit von 30 Sekunden und einer Ausformzeit von 17 Sekunden stimmt die Simulation sehr gut mit dem gemessenen Punkt überein. Bei $t_K = 49s$ und $t_A = 12s$ tritt ein Temperaturunterschied von $21^\circ C$ auf. Diese Differenz ist für die entsprechenden Temperaturen (Umgebungstemperatur nicht exakt $23^\circ C$) und die Messmethode (Pyrometer, Zunder und Verunreinigungen können das Ergebnis verfälschen) ein akzeptabler Wert. Aus diesem Grunde wurden die Ergebnisse der Oberflächentemperatur in der Kokille gemäß der Simulation in **Abbildung 3-16** für die weitere Versuchsdarstellung in **Kapitel 4** herangezogen. Es erfolgte eine Approximation der simulierten Kurve. Die exakte Formel der gemittelten Kurve für die weitere Versuchsdarstellung ist ebenfalls in **Abbildung 3-16** zu sehen.

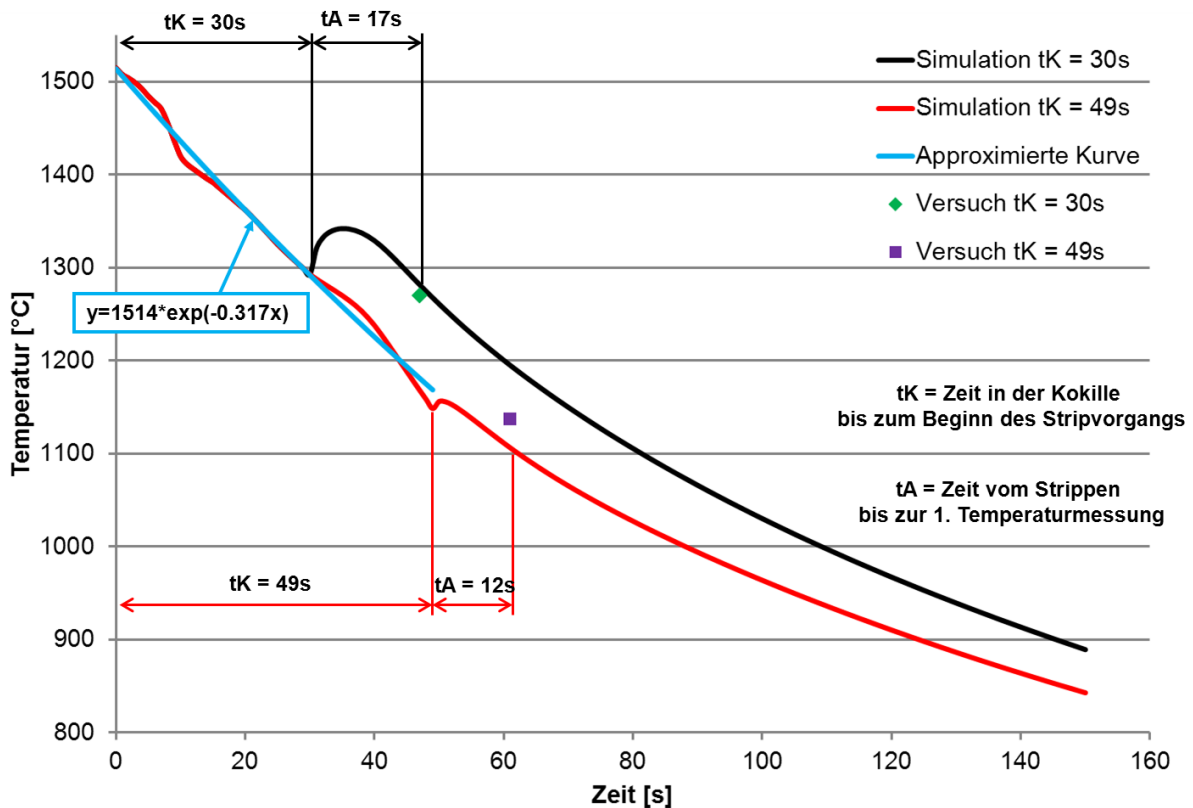


Abbildung 3-16: Vergleich der Simulation und der approximierten Kurve mit praktischen Ergebnissen

3.4 Ermittlung der Dehnungen

Für die Ermittlung der wahren Dehnungen muss einem gewissen Stempelweg eine bestimmte maximale Dehnung zugeordnet werden können. Dafür wurde in Abaqus ein Modell erstellt aus dem die Dehnungen ermittelt wurden. **Abbildung 3-17** zeigt das Abaqus Modell. Es handelt sich um ein 2,5-dimensionales „elasto-plastic couple-temperature-displacement“ Modell. Das bedeutet, dass die Tiefe berücksichtigt, jedoch nicht dargestellt wird. Die Temperatur der Probe, des Stempels und des Auflagers ist konstant. Die Proben- und Auflager-, bzw. Stempelgröße entspricht den realen Werten des Versuchs und sind in **Abbildung 3-17** zusätzlich angeführt. Die Materialparameter für die untersuchte Stahlsorte wurden mit den Programmen JMat-Pro und IDS 4.0 ermittelt. Genaue Materialwerte und Ergebnisse sind in **Anhang A** einzusehen. Je nachdem wie weit der Stempel nach unten fährt entsteht am Wendepunkt der Biegung eine maximale plastische Dehnung. Die Dehnungen entlang der x-Achse (1/1-Ebene) sind in **Abbildung 3-17** beispielhaft angeführt.

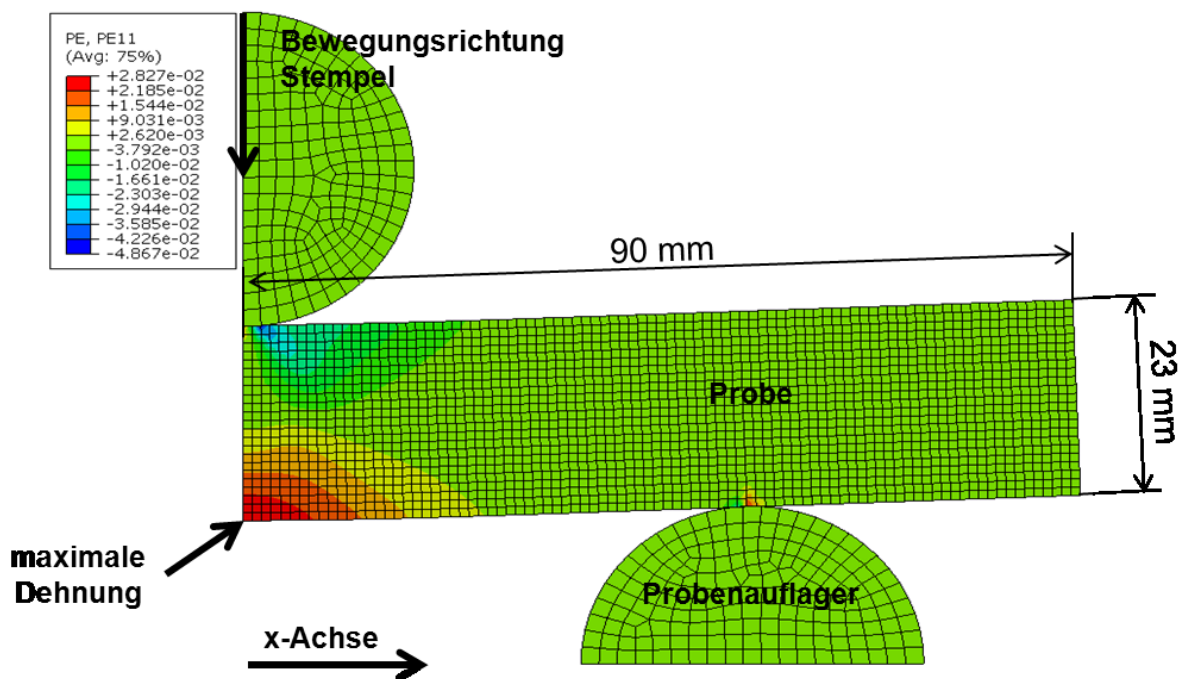


Abbildung 3-17: Abaqus-Modell des Biegeversuchs [42]

4 Ergebnisse

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse der beschriebenen Versuchsserie veranschaulicht. Es erfolgen Beschreibungen der Temperaturverläufe und der Kraft-Zeit und Weg-Zeit Kurven des Versuchs. Weiters wird eine detaillierte Darstellung der gebildeten Risse auf den Proben gegeben. Das Austenitkornwachstum wird in **Kapitel 4.3.3** beschrieben. In **Tabelle 4-II** wird ein Überblick über die durchgeführten Versuche gezeigt. Für jede Probe wurde eine spezifische Probenbezeichnung gewählt. Die Erklärungen dieser Abkürzungen sind in **Tabelle 4-I** aufgelistet. Die chemischen Zusammensetzungen der Proben sind in **Anhang A** einzusehen.

Nb	Niob-legierter Stahl
HC, SC	Hard-Cooling, Soft-Cooling
K, Z, O	Kanten-, Zwischen-, Oberflächenmittentemperatur
0, 1, 2, 3	Stempelweg [mm]
K2	Kraftregelung des Stempels gemäß Kapitel 4.2

Tabelle 4-I: Erklärung der Probenbezeichnungen

Hard-Cooling	Probenbezeichnung	Biegetemperatur [°C]	Stempelweg [mm]	maximale Dehnung [%]
Kantentemperatur	Nb/HC/K_1_K2	760	1	1,24
	Nb/HC/K_0		0	0
Temperatur zwischen Mitte und Kante	Nb/HC/Z_1_K2	790	1	1,28
	Nb/HC/Z_0		0	0
Mitte der Brammenbreitseite	Nb/HC/O_3_K2	830	3	4,20
	Nb/HC/O_2_K2		2	2,80
Soft-Cooling				
Kantentemperatur	Nb/SC/K_2_K2	808	2	2,81
	Nb/SC/K_1_K2		1	1,23
Temperatur zwischen Mitte und Kante	Nb/SC/Z_2_K2	884	2	2,85
	Nb/SC/Z_1_K2		1	1,26
Mitte der Brammenbreitseite	Nb/SC/O_2_K2	959	2	2,95
	Nb/SC/O_1_K2		1	1,34
	Nb/SC/O_0		0	0

Tabelle 4-II: Überblick der durchgeführten Versuche

4.1 Temperaturverläufe

Um den Temperaturverlauf einer Probe möglichst genau abbilden zu können, müssen sämtliche Schritte und Messungen präzise und nachvollziehbar durchgeführt werden. Mittels der Abkühlkurve aus **Abbildung 4-1** werden diese Perioden beschrieben. Es handelt sich dabei um eine Probe, welche bei einer Temperatur von 830°C gebogen wurde. Es erfolgt eine Beschreibung der einzelnen Abschnitte und Messmethoden.

- (1) **Kokille:** Der Temperaturverlauf an bestimmten Stellen in der Kokille wurde durch Platin-Rhodium Thermolemente gemäß **Kapitel 3.3.1** gemessen. Dadurch konnte der Temperaturverlauf der Probenoberfläche mittels Calcosoft berechnet werden. Kurz

vor dem Abguss erfolgte die letzte Temperaturmessung der Schmelze im Ofen. Die Schmelztemperatur betrug bei diesem Abguss 1620°C. Durch den fallenden Guss und den damit verbundenen Kontakt der Schmelzoberfläche mit der Atmosphäre (zusätzlich größer durch mögliche Oberflächenturbulenzen in der Kokille) verlor die Schmelze schon beim Gießen eine beträchtliche Wärmemenge. Der erste Temperaturwert der Probenoberfläche in der Kokille lag mit gegebener Abgießtemperatur gemäß der Simulation bei 1514°C (siehe **Abbildung 3-16**). Die Verweilzeit der Probe in der Kokille wurde aus der für jede Probe mitlaufender Videosequenz entnommen. Dies gewährleistet eine nachgehende Kontrolle des Versuchs und des Temperaturverlaufs. Bei dieser Probe wurde nach 71 Sekunden der Stripvorgang eingeleitet.

- (2) **Strippen der Kokille:** Nach dem Öffnen der Kokille kühlte die Probe an der Luft ab. Ab diesem Zeitpunkt bis zur ersten Oberflächentemperaturmessung mit dem Pyrometer wurde der Temperaturabfall linear angenähert. Wieder ist bei diesem Schritt die genaue Zeitaufzeichnung mit der dazugehörigen Videosequenz essentiell. Um diesen Abschnitt möglichst kurz zu halten, wurde versucht, die Probe so schnell wie möglich mit der Zange zum Messpunkt des Pyrometers zu befördern. Die Spanne für diesen Abschnitt liegt bei 5 bis 21 Sekunden (abhängig vom jeweiligen Versuch). Für das konkrete Beispiel in **Abbildung 4-1** wurden 20 Sekunden benötigt.
- (3) **Erste Temperaturmessung:** Die Oberflächentemperatur wurde mit dem Pyrometer gemessen bis ein bestimmter Wert erreicht wurde, welcher möglichst genau der Temperatur in Ofen 1 entsprach. Dabei war vorallem darauf zu achten, dass der Messpunkt des Pyrometers möglichst nicht auf Zunder oder Schichtenreste gerichtet war, da sonst eine Verfälschung der Messung möglich gewesen wäre. Die Messwerte wurden aufgezeichnet und in die Abkühlkurve eingetragen. Der Anfangswert lag bei 925°C. Nach 5 Sekunden sank der Wert auf 912°C. Dieser Wert lag 18°C unter der Temperatur von Ofen 1. Die gesamte Zeit bis zu diesem Punkt betrug 98 Sekunden. Für die Manipulation der Probe zu Ofen 1 wurden weitere 5 Sekunden benötigt.
- (4) **Ofen 1:** Die Probe wurde im elektrisch beheizten Ofen auf vorgefertigte Auflager platziert. Dadurch wurden örtliche Temperaturunterschiede ausgeglichen und der Bereich der starken Fluktuationen simuliert. Die Verweilzeit für die Proben aller Versuche betrug 120 Sekunden. Die Temperatur in Ofen 1 war in diesem Fall 930°C.
- (5) **Biegeofen:** Anschließend erfolgte der Transport der Probe in den Biegeofen. Die Probe wurde zuerst stehend vor das Biegeauflager gelegt um durch eine Öffnung in der Ofentür die Temperatur der Oberfläche zu messen. Die Temperatur im Ofen entsprach zu diesem Zeitpunkt der Biegetemperatur. Um eine entsprechende Abkühlung zu erzielen wurde der Ofen nach 5 Minuten Verweilzeit ausgeschaltet. Bei einer

Oberflächentemperatur von 10 Grad über der Biegetemperatur wurde der Ofen wieder mit einer Aufheizrate von 600°C/h auf Biegetemperatur aufgeheizt. Als die Probe die Biegetemperatur (**Abbildung 4-1** $T_{\text{Biegen}} = 830^{\circ}\text{C}$) erreichte, wurde sie am Auflager platziert und nach einer Wartezeit von 60 Sekunden (**6**) gebogen. Die Stempelgeschwindigkeit betrug bei allen Versuchen $5 \cdot 10^{-4}$ m/s, dies entspricht einer Dehnrage von $6,2 \cdot 10^{-4}$. Die Biegezeit für die Probe in **Abbildung 4-1** war 60 Sekunden (**7**).

(8) Abschrecken: Nachdem sich der Stempel wieder in die ursprüngliche Position bewegt hatte, wurde die Probe sofort aus dem Biegeofen entnommen und in Wasser abgeschreckt. Die Wassertemperatur lag zwischen 10 und 20°C. Die Probe wurde im Wasserbad mit einer Zange bewegt.

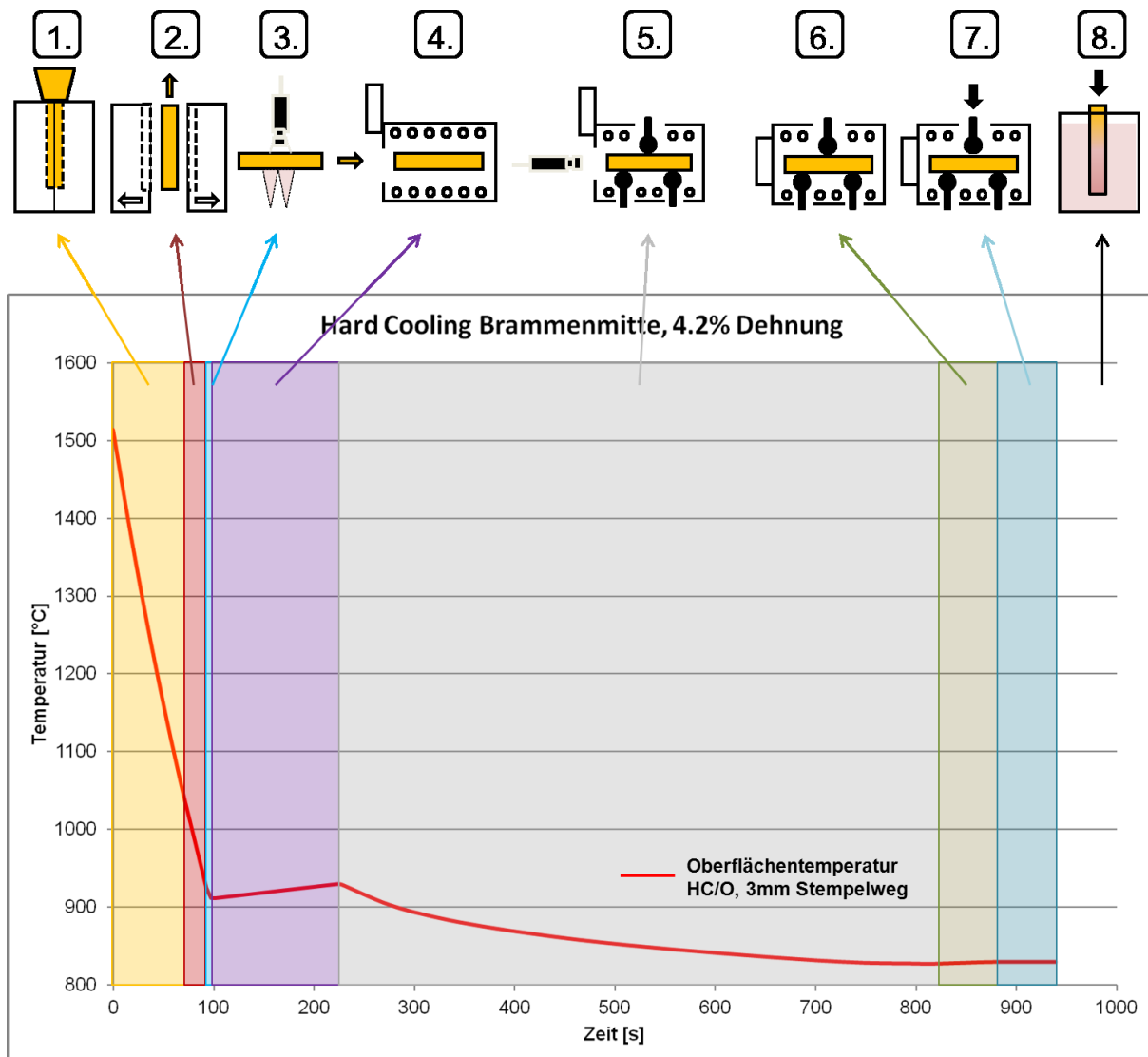


Abbildung 4-1: Temperaturverlauf der Probe Nb/HC/O_3_K2

4.1.1 Hard-Cooling Strategie

Abbildung 4-2 zeigt die Temperaturverläufe für die beiden Proben, bei welchen die Biegeofentemperatur der Brammen-Kantentemperatur entsprach. Weiters ist im Diagramm als Vergleich die Kurve der Brammen-Kantentemperatur bis zum Beginn der Rückbiegezone eingetragen. Es fällt auf, dass die Abkühlung in der Kokille für den HC-Verlauf an der Kante der Bramme zu gering ist. Es müsste für eine exakte Abbildung der Kurve in der Versuchskokille eine schnellere Probenabkühlung stattfinden. Der (simulierte) Biegevorgang startet bei 1019 s (0% Dehnung) und bei 1014 s (1,24% Dehnung) nach Beginn des Gießens.

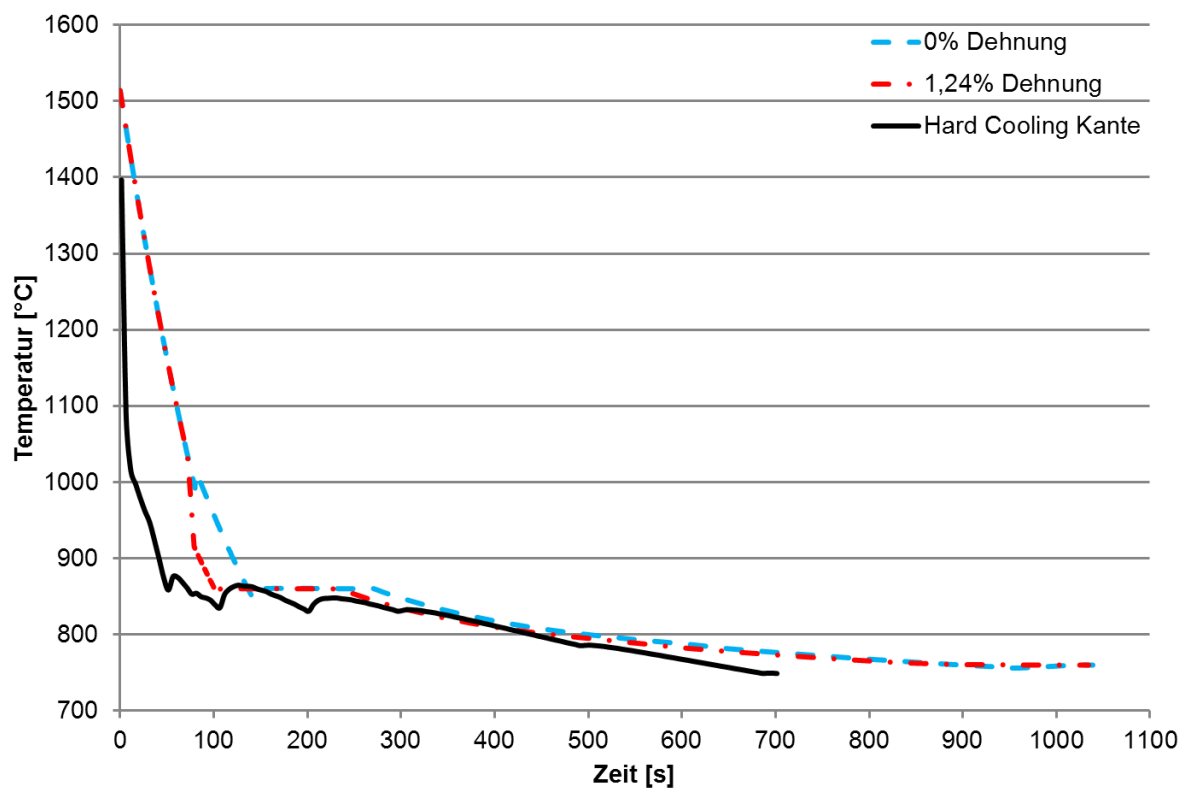


Abbildung 4-2: Temperatur-Zeit Kurven Hard-Cooling Kante

Abbildung 4-3 zeigt die Temperaturverläufe für die beiden Proben, welche bei 790°C (Mittelwert zwischen Mitte und Kante der Bramme) gebogen wurden. Wieder ist die Brammentemperatur zu sehen. Diese Kurve entspricht einem Mittelwert aus der Mitten- und der Kanten-temperatur der Bramme (soll den Bereich zwischen diesen beiden Punkten darstellen). Der Unterschied zwischen der Brammentemperatur und den Versuchstemperaturen ist im Gegensatz zu **Abbildung 4-2** kleiner. Der Zeitunterschied bis zum Start der Rückbiegezone (701 Sekunden ab Gießbeginn) und bis zum Versuchsstart betrug bei 0% Dehnung 202 s und bei 1,24% Dehnung 356 s. Für 0% Dehnung war die erste Temperaturmessung an der Luft defekt. Die Werte wurden unter Annahme derselben Versuchsbedingungen für diesen Abschnitt der Kurve der vorangegangenen Messung des Versuchs Nb/HC/K_0 entnommen.

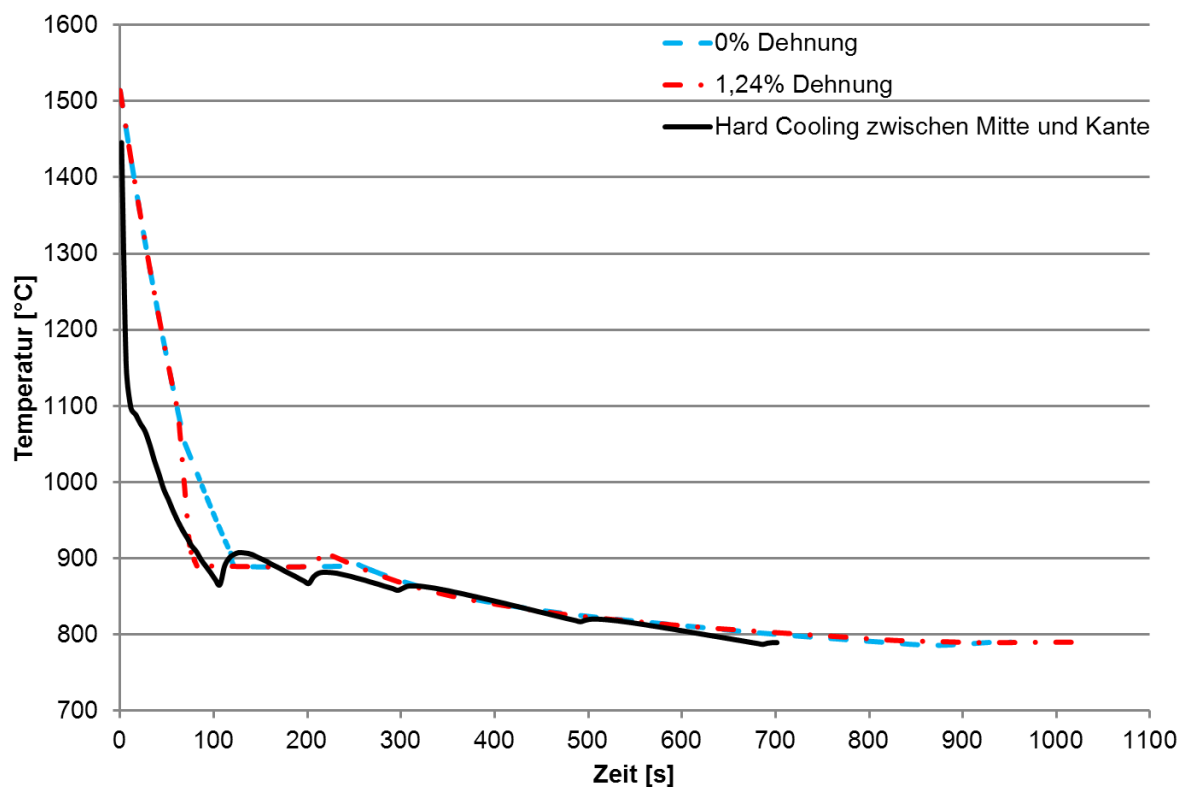


Abbildung 4-3: Temperatur-Zeit Kurven Hard-Cooling zwischen Mitte und Kante

Die beiden Versuche für die Simulation der Brammen-Oberflächentemperatur in der Mitte der Breitseite (830°C) sind in **Abbildung 4-4** zu sehen. Der Versuch mit 4,2% maximaler Dehnung stimmt gut mit der berechneten Abkühlkurve überein. Bei der Probe, welche bis 2,95% maximaler Dehnung gebogen wurde, konnte aufgrund technischer Probleme keine erste Temperaturmessung getätigt werden. Die Werte für die Abkühlkurve wurden dem Versuch Nb/SC/O_2_K2 entnommen. Dabei ist noch zu erwähnen, dass die Probe bei erhöhter Temperatur in Ofen 1 gelegt wurde. Der daraus resultierende Temperaturunterschied konnte bis zum Beginn des Biegeversuchs gut ausgeglichen werden.

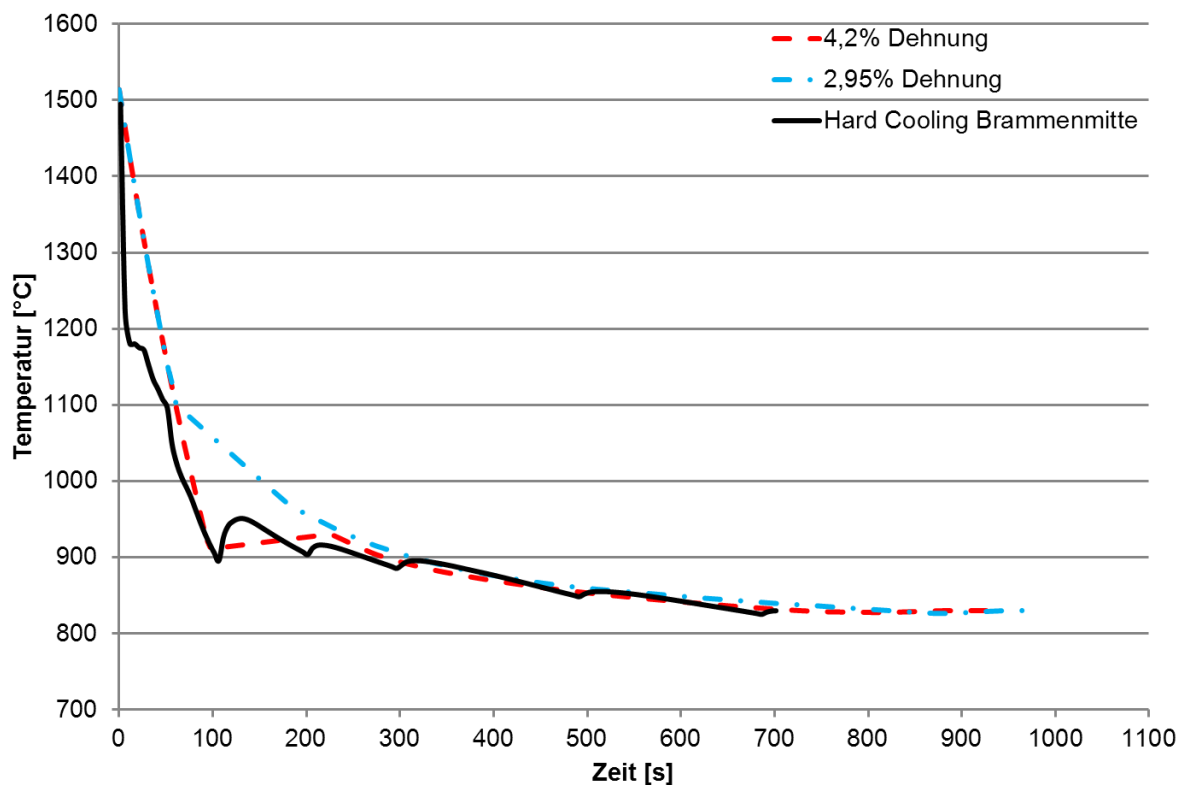


Abbildung 4-4: Temperatur-Zeit Kurven Hard-Cooling in der Mitte der Brammenoberfläche

4.1.2 Soft-Cooling Strategie

Abbildung 4-5 zeigt die Temperaturverläufe für die beiden Proben, welche bei 808°C (Kantentemperatur Bramme) gebogen wurden. Wieder ist im Diagramm als Vergleich die Kurve der Brammen-Kantentemperatur bis zum Beginn der Rückbiegezone eingetragen. Auch bei dieser Abkühlstrategie ist die Wärmeabfuhr in der Kokille des IMC-B Versuchs geringer als die zweidimensionale Abfuhr in der Kokille an der Kante beim Stranggießen. Dadurch ergibt sich bis 970°C ein Zeitunterschied welcher aber in Ofen 1 gut ausgeglichen wurde. Bei beiden Proben war die Temperaturmessung nach dem Ausformen aus der Kokille problematisch. Für die Probe mit 1,24% Dehnung wurden die Daten für die erste Temperaturmessung dem Versuch Nb/HC/K_0 und für die Probe mit 2,92% Dehnung dem Versuch Nb/SC/Z_2_K2 entnommen. Der Zeitunterschied bis zum Start der Rückbiegezone (701 Sekunden ab Gießbeginn) und bis zum Versuchsstart beträgt bei 1,24% Dehnung 247 s und bei 2,92% Dehnung 330 s.

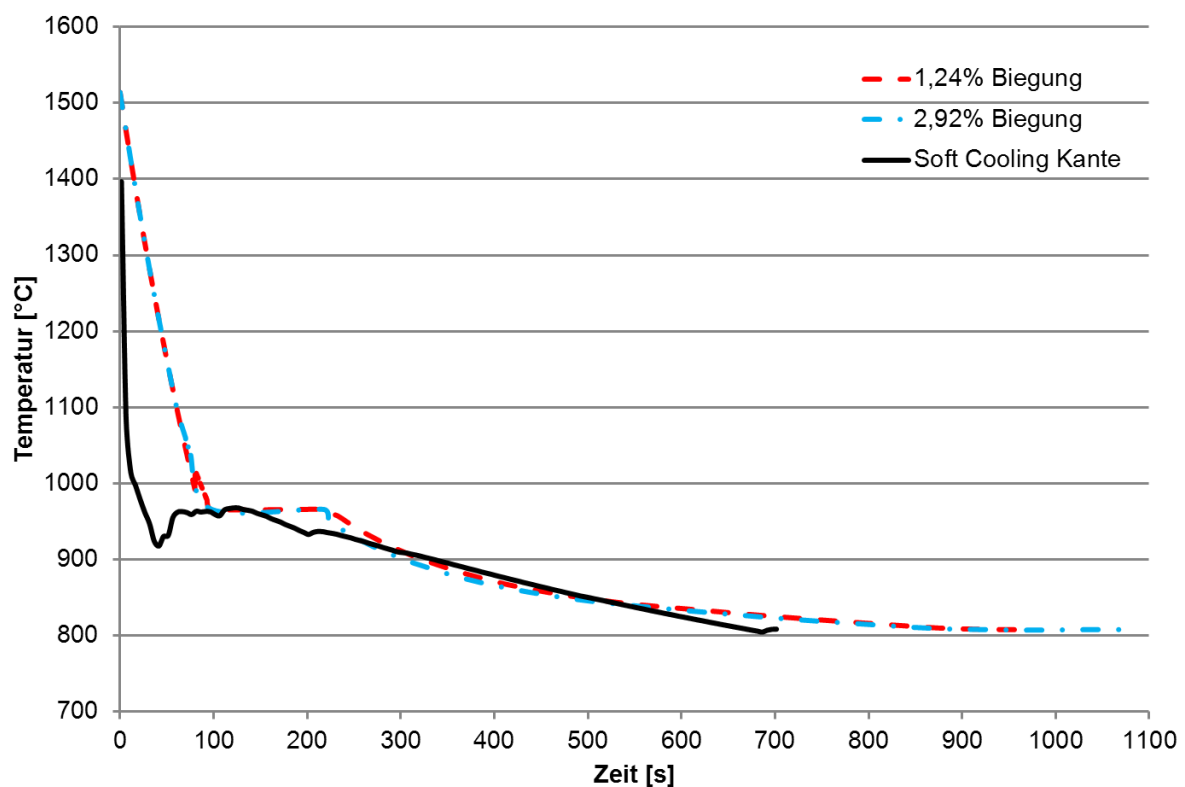


Abbildung 4-5: Temperatur-Zeit Kurven Soft-Cooling Kante

Abbildung 4-6 zeigt die Temperaturverläufe für die beiden Proben, welche bei 884°C (Mittelwert zwischen Mitte und Kante der Bramme) gebogen wurden. Bei beiden Versuchen kam es vor der Homogenisierung in Ofen 1 zu einer Unterkühlung. Der Versuch mit 1,30% Dehnung wurde stärker (70°C) als jener mit 2,96% maximaler Dehnung unterkühlt (30°C). Durch die Verweilzeit von 120 s im Ofen konnten sich die Temperaturen der Proben annähernd wieder ausgleichen. Die Biegung erfolgte wieder bei längeren Zeiten ab Gießbeginn im Vergleich zu der Bramme.

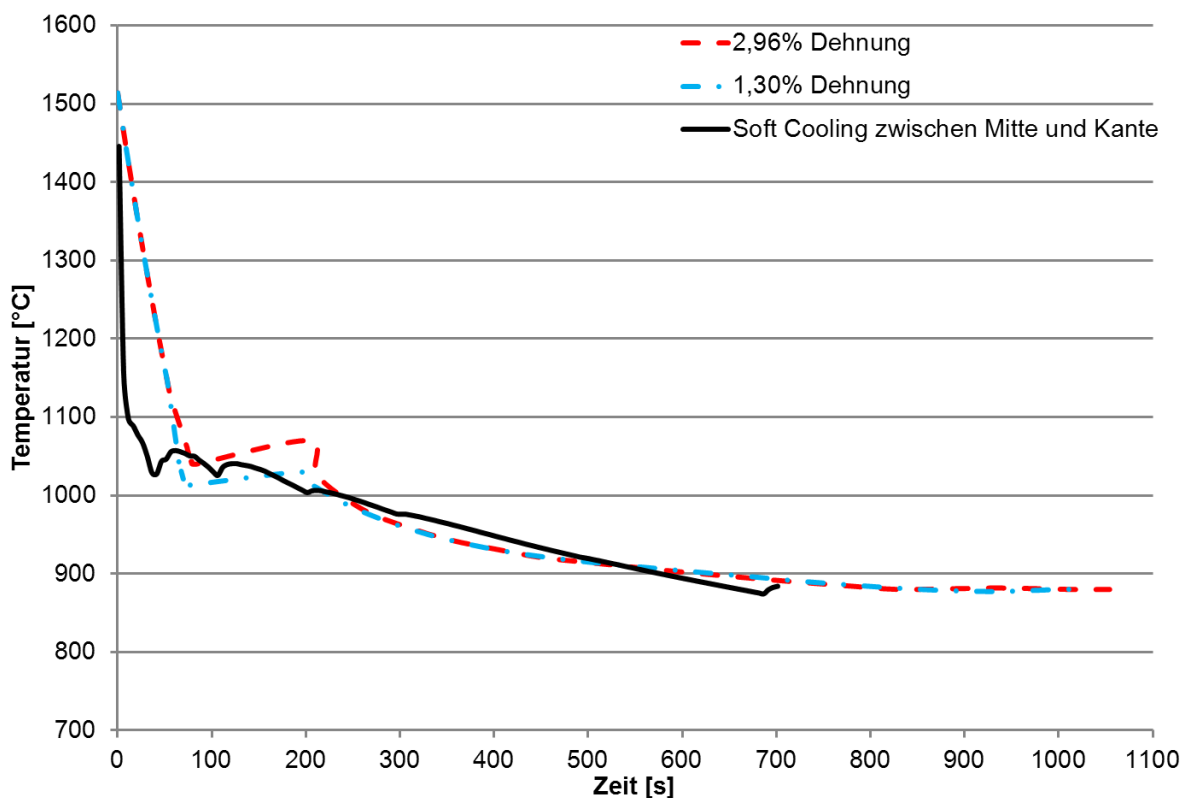


Abbildung 4-6: Temperatur-Zeit Kurven Soft-Cooling zwischen Mitte und Kante

Die drei Versuche für die Simulation der Brammen-Oberflächentemperatur in der Mitte der Breitseite sind in **Abbildung 4-7** zu sehen. Bei diesen Versuchen erfolgte die schnellste Ausformung aus der Kokille. Bei der Probe mit 0% Dehnung entstanden beim Ausformen aus der Kokille Probleme, wodurch diese um rund 120°C unterkühlt in den Ofen 1 gelangte. Durch die Verweilzeit von 2 Minuten bei einer Temperatur von 1100°C wurde die Probe wieder auf 1080°C aufgeheizt. Der Abschluss des Biegens liegt bei den 3 Versuchen bei etwa 900 bis 950 s.

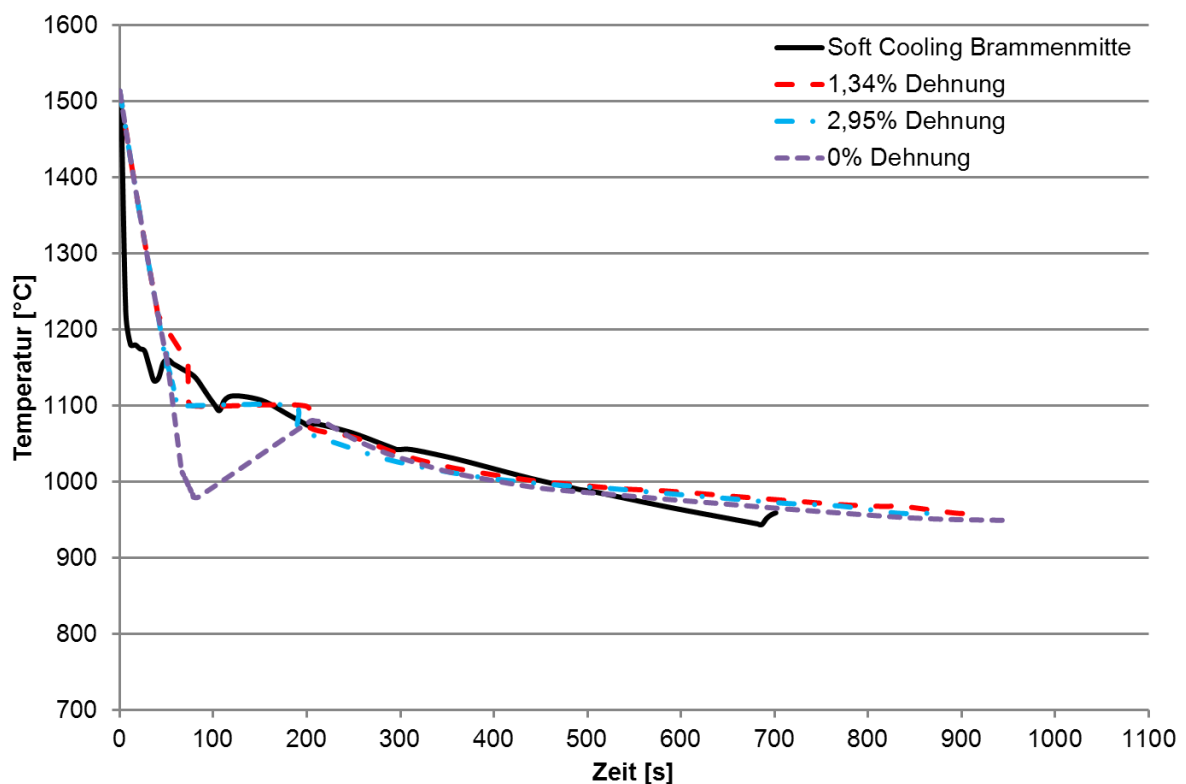


Abbildung 4-7: Temperatur-Zeit Kurven Soft-Cooling in der Mitte der Brammenoberfläche

Zusammenfassend werden in **Tabelle 4-III** sämtliche Zeiten aller Versuche dargestellt. „VZ Kokille“ stellt die Verweilzeit der Probe in der Kokille ab Gießbeginn dar. Spalte 3 beschreibt die Zeit, welche für das Strippen der Kokille bis zur ersten Temperaturmessung benötigt wurde. Die 1. Temperaturmessung beinhaltet die Zeit der Pyrometermessung an Luft sowie die Platzierung der Probe in Ofen 1. „VZ Ofen 1“ stellt die Verweilzeit in Ofen 1 dar. „VZ Biegeofen bis Biegebeginn“ ist jene Zeit, welche für die Manipulation der Probe von Ofen 1 in den Biegeofen benötigt wurde, addiert mit der Abkühlzeit in Ofen 2 bis Biegebeginn. Die Zeiten für das Biegen der Proben sind in der letzten Spalte eingetragen.

Probenbezeichnung HC	VZ Kokille [s]	Strippen der Kokille [s]	1. Temperaturmessung [s]	VZ Ofen 1 [s]	VZ Biegeofen bis Biegebeginn [s]	Biegezeit [s]
Nb/HC/K_0	69	11	66	120	753	20
Nb/HC/K_1_K2	72	7	28	120	787	20
Nb/HC/Z_0	69	13	42	120	659	20
Nb/HC/Z_1_K2	56	12	14	120	855	20
Nb/HC/O_2_K2	53	9	5	120	761	40
Nb/HC/O_3_K2	71	20	10	120	657	60
SC						
Nb/SC/K_1_K2	69	8	21	120	730	20
Nb/SC/K_2_K2	62	5	26	120	818	40
Nb/SC/Z_1_K2	53	12	10	120	807	20
Nb/SC/Z_2_K2	56	18	10	120	808	40
Nb/SC/O_0	51	15	17	120	808	20
Nb/SC/O_1_K2	41	21	6	120	696	20
Nb/SC/O_2_K2	41	9	16	120	645	40

Tabelle 4-III: Zusammenfassung der Zeitaufzeichnung

4.2 Kraft - Zeit und Weg - Zeit Kurven

Die Aufzeichnung der Kraft - Zeit und Weg - Zeit Kurven erfolgte ab der ersten Stempelbewegung. Als Beispiel werden die Kurven des Versuchs Nb/HC/K_1_K2 (**Abbildung 4-8**) in diesem Kapitel näher erklärt. Nachdem die Probe am Auflager platziert wird, fährt der Stempel nach unten. Diese Bewegung des Stempels wird mittels Kraftregelung ausgeführt. Er berührt die Probe und baut eine zuvor gewählte Vorspannkraft auf. Diese Kraft darf nicht zu groß sein, sonst würde sich die Probe bereits vor dem Biegeversuch verformen und das Ergebnis wäre verfälscht. Ist die Kraft zu gering, wäre kein vollständiger Kontakt des Stempels mit der Probe gewährleistet. Aufgrund von Vorversuchen hat sich eine Vorspannkraft von 0,5kN als ideal herausgestellt. Diese Kraft wird aufrechterhalten, bis die 60 Sekunden für die Temperaturhomogenisierung nach dem Auflegen der Probe am Auflager vorüber sind. Anschließend erfolgt die Bewegung des Stempels weggeregelt. Der Stempel biegt die Probe mit einer konstanten Geschwindigkeit von $5 \cdot 10^{-4}$ m/s. Dies entspricht einer Biegung von ei-

nem Millimeter in 20 Sekunden. Es baut sich eine Maximalkraft auf. Nach dem Biegevorgang begibt sich der Stempel schnellst möglich in die Ausgangsposition zurück. Die Probe wird entnommen und in 20°C warmem Wasser unter Rühren abgeschreckt. Die Fluktuationen bei der Kraft- und Wegaufzeichnung ergeben sich aus der Konstruktion der IMC-B Anlage. Die Apparatur oszilliert aufgrund der Hebelwirkung und der Ölumwälzung der Hydraulik bei Aufbringung einer Kraft auf den Hydraulikstempel.

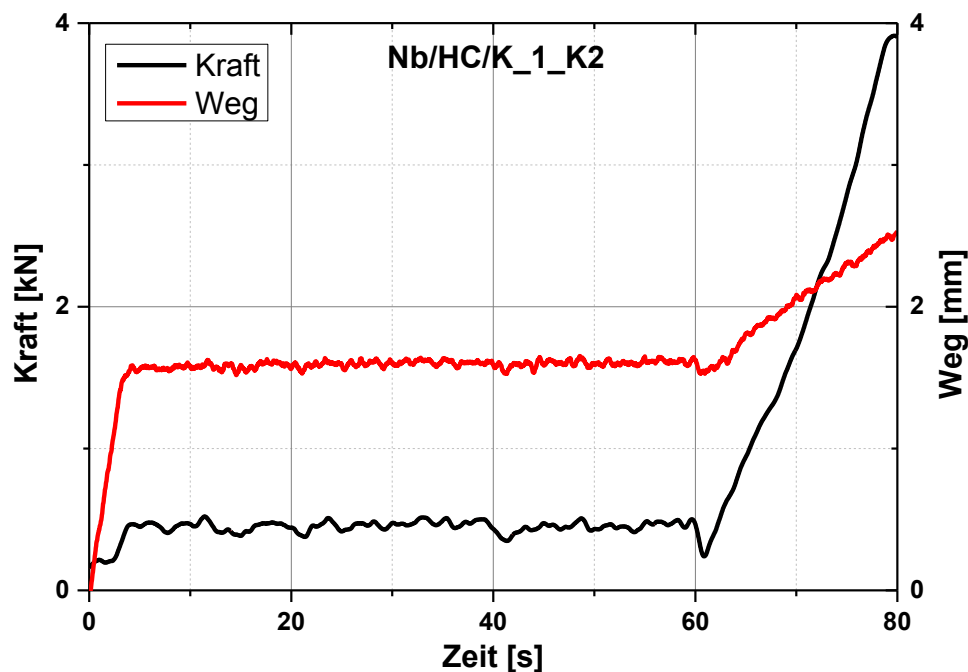


Abbildung 4-8: Kraft - Zeit und Weg - Zeit Kurven des Versuchs Nb/HC/K_1_K2

Um den Einfluss der Biegetemperatur auf den Kraftverlauf zu untersuchen, werden die Kraftkurven von allen Versuchen mit einem Stempelweg von einem Millimeter gegenübergestellt. Dabei wird nicht zwischen der Abkühlung bis zur Biegetemperatur unterschieden. **Abbildung 4-9** zeigt den Ausschnitt der Kraftkurven von 60s (Beginn des Biegeversuchs) bis 80s. Ein deutliches Ergebnis gibt es beim Vergleich der maximalen Kraft am Ende des Biegeversuchs. Die niedrigste maximale Kraft von 3,93 kN weist der Biegeversuch bei 760°C auf. Die größte maximale Kraft wurde bei 790°C aufgezeichnet. Die Kurve der Probe, die bei 959°C gebogen wurde, steigt zu Beginn stark an und fällt gegen Ende des Biegeversuchs entgegen des nahezu linearen Verlaufs. Eine umgekehrte Tendenz ist bei der Kurve der „884°C Probe“ zu erkennen. Zu Beginn fällt die Kurve gegen 0 kN und im letzten Drittel des Versuchs steigt sie stärker an. Auch bei einer Biegetemperatur von 760°C fallen die aufge-

zeichneten Kraftwerte zu Beginn des Versuchs stark ab, jedoch ist hier eine eher konstante niedrigere Steigung zu beobachten.

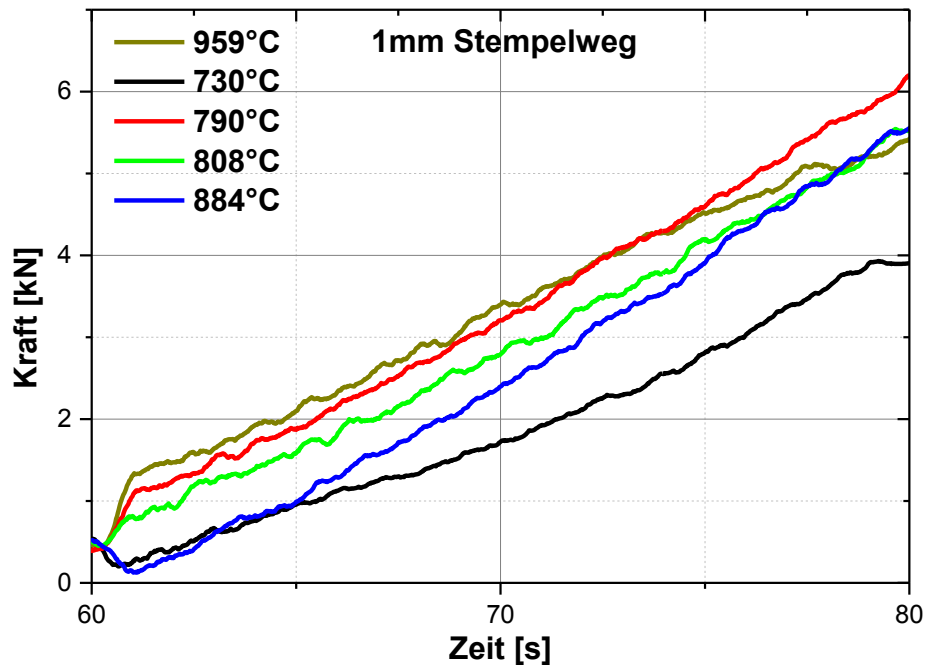


Abbildung 4-9: Kraft - Zeit Kurven der Versuche mit einem Stempelweg von einem Millimeter

In **Abbildung 4-10** werden die Proben mit einem Stempelweg von 2 mm verglichen. Es sind die Kurven von 4 unterschiedlichen Temperaturen von 808°C bis 959°C Biegetemperatur eingezeichnet. Auch hier kann man deutliche Unterschiede bei der aufgebauten Maximalkraft erkennen. Je höher die Temperatur, desto niedriger die Maximalkraft. Dies kann mit dem Abfall der Festigkeit mit steigenden Temperaturen einhergehen. In **Abbildung 4-11** sind die beiden Kurven der Proben, die bei 830°C gebogen wurden, zu sehen. Einmal betrug der Stempelweg 2 mm und einmal 3 mm. Der Verlauf der Kurven ist ähnlich. Die Abweichung der Kräfte bei 2 mm Durchbiegung beträgt etwa 1,5 kN. Der Anstieg der „3 mm Kurve“ ab 70 Sekunden kann auf die Positionierung der Probe zurückzuführen sein. Ist die Längsachse der Probe nicht normal auf die Längsseite des Stempels, muss mehr Kraft zum Biegen aufgebracht werden. Beim Platzieren der Probe kann nicht gewährleistet werden, dass die Biegeachse genau 90° zur Längsachse aufweist. Ist dies nicht der Fall (Verdrehung um wenige Grad), können Abweichungen bezüglich der Biegekräfte auftreten.

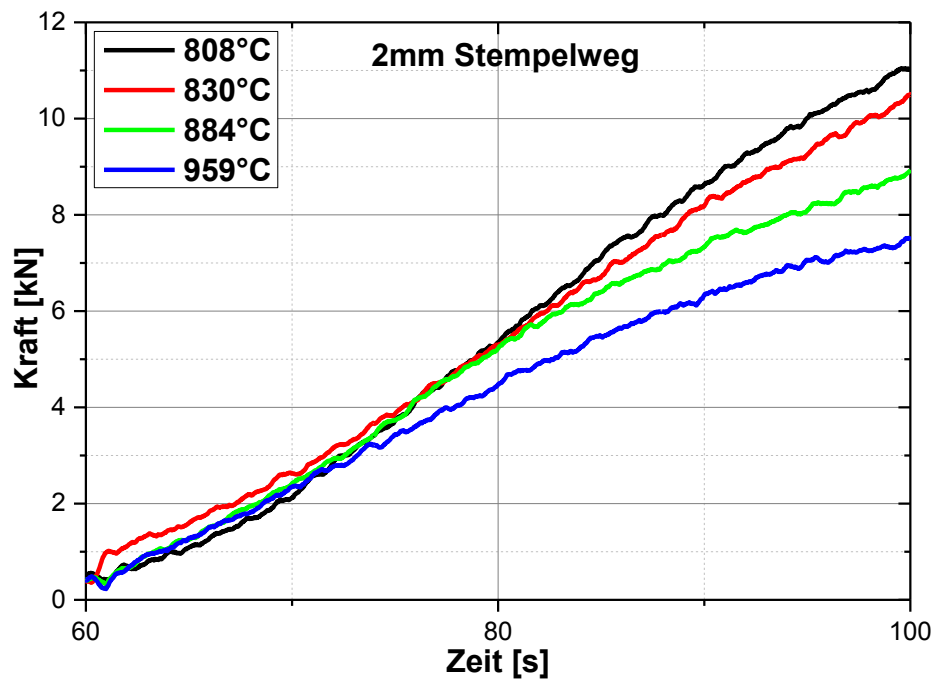


Abbildung 4-10: Kraft - Zeit Kurven der Versuche mit einem Stempelweg von 2 mm

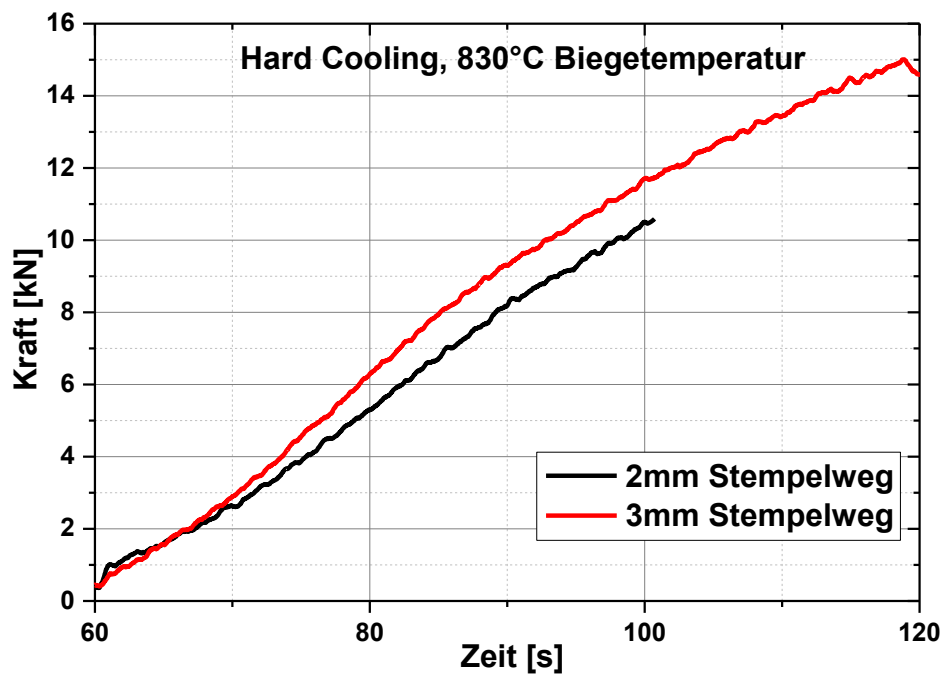


Abbildung 4-11: Kraft - Zeit Kurven für die Versuche bei 830°C (Hard-Cooling)

Abbildung 4-12 fasst die Ergebnisse der Kraft- und Wegmessungen zusammen. Es sind die Kräfte in Abhängigkeit der Biegetemperaturen bzw. Abkühlstrategien und der Stempelwege eingetragen. Die Linien stellen einen potenziellen Verlauf der Biegekraft zur Temperatur dar. Die obere Linie repräsentiert den Abfall der Biegekraft bei Erhöhung der Temperatur für einen Stempelweg von 2 mm. Die untere Linie zeigt den Abfall für einen Stempelweg von einem Millimeter. Hier ist zu erwähnen, dass der Punkt bei einer Biegetemperatur von 760°C nicht für die Erstellung der Linie herangezogen wurde. Der Abfall der Biegekraft mit steigender Temperatur ist bei einem Stempelweg von 2 mm deutlich stärker ausgeprägt. Mögliche Einflussgrößen für die Schwankungen der Biegekräfte sind:

- Temperatur
- Abweichungen der Probengeometrie
- Position der Probe am Auflager
- Abkühlstrategie (Gefüge)

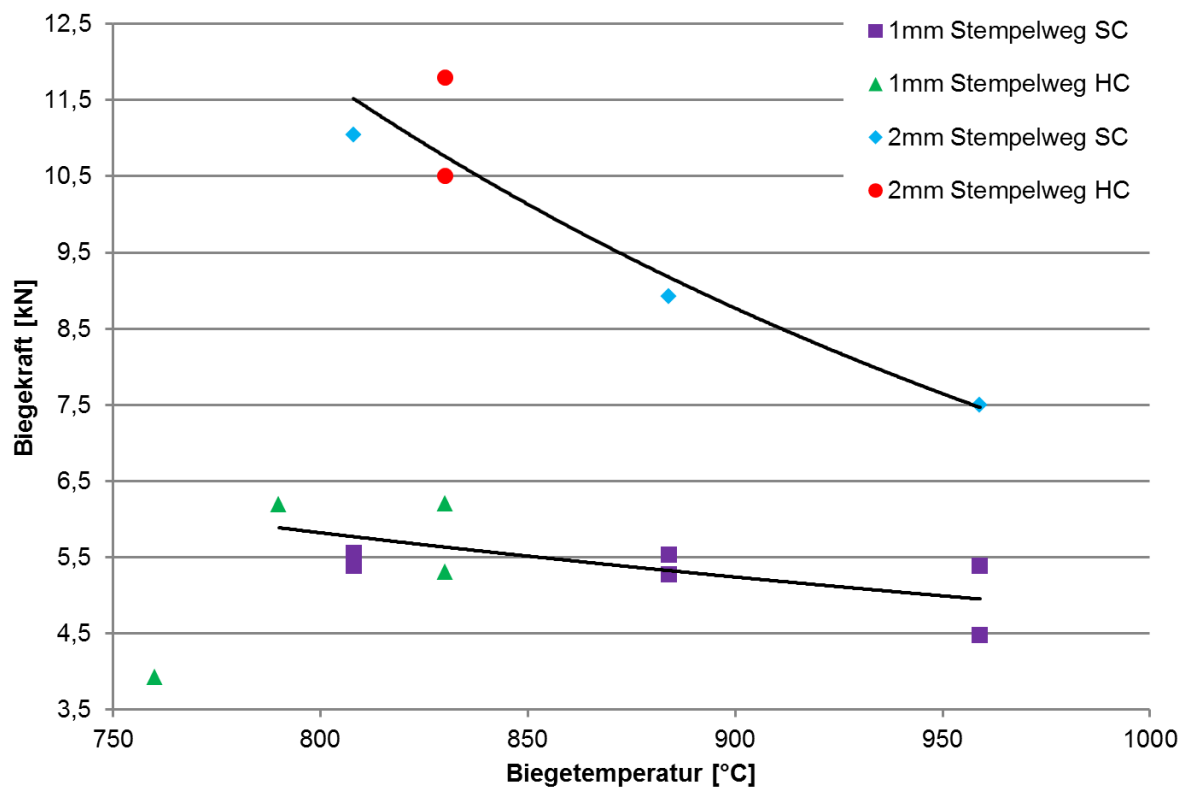


Abbildung 4-12: Biegekräfte abhängig von Biegetemperatur und Stempelweg

4.3 Probenauswertung

Dieses Kapitel beschäftigt sich mit der Auswertung der Proben bei Raumtemperatur. Es erfolgte eine Untersuchung der Probenoberfläche. Von ausgewählten Proben wurden Querschliffe hergestellt, um die Mikrostruktur des Stahls und die Art der Risse feststellen zu können. Zusätzlich erfolgte eine Charakterisierung der Austenitkörner an der zu untersuchenden Oberfläche. Für weitere Informationen über das Gefüge der einzelnen Proben, wurden Härtemessungen nach Rockwell durchgeführt. **Abbildung 4-13** zeigt schematisch die Untersuchung jeder Probe.

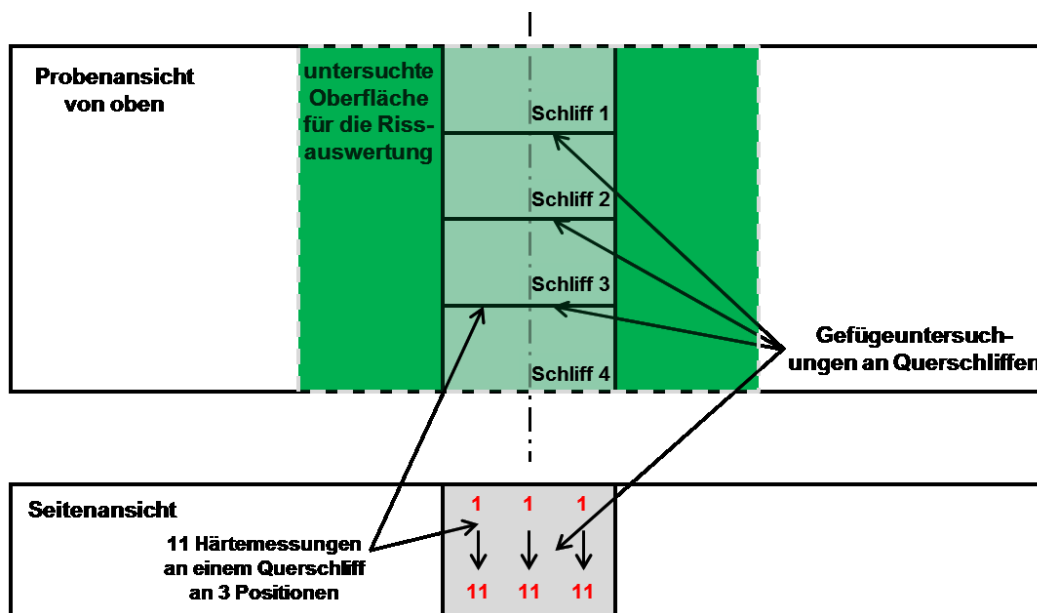


Abbildung 4-13: Schema der Probenuntersuchung

4.3.1 Oberflächenrisse

Nach dem Abschrecken mussten die Proben vom gebildeten Zunder befreit werden, dies geschah mechanisch und chemisch. Mechanisch wurden die Proben mit einer weichen Stahldrahtbürste bearbeitet, damit konnte der grobe Zunder entfernt werden. Die chemische Behandlung bestand aus einem 1 bis 2 stündigem Bad in einer heißen Lösung aus Wasser und Zitronensäure. Damit konnte der Zunder bestmöglich entfernt werden, ohne die Oberfläche der Probe zu beschädigen. Anschließend wurde die Oberfläche mit dem Stereomikroskop untersucht. Dieses Mikroskop ermöglicht das Betrachten der Probenoberfläche mit einer einfachen bis 6,2-fachen Vergrößerung. Die gefundenen Risse wurden dokumentiert und aufgenommen, und der quantitative Rissbefall der Probe dargestellt.

Tabelle 4-IV fasst die Ergebnisse der Auswertung der Oberflächenrisse zusammen. Die grün unterlegten Zeilen stellen die Proben ohne Oberflächenrisse dar. Die rot gefärbten Zeilen zeigen die Proben mit Oberflächenrissen. Die maximalen Dehnungen sind ebenso angeführt. Dabei fällt auf, dass sich auch bei 0% Dehnung Risse gebildet haben. Wann sich diese Risse gebildet haben könnten, wird in **Kapitel 5** genauer untersucht. Nachfolgend werden die untersuchten Probenoberflächen mit den gefundenen Oberflächenrissen schematisch dargestellt und ausgewählte Beispiele der Risse gezeigt.

Hard-Cooling	Biegetemperatur [°C]	maximale Dehnung [%]	Anzahl der Risse
Nb/HC/K_1_K2	760	1,24	9
Nb/HC/K_0		0	0
Nb/HC/Z_1_K2	790	1,28	8
Nb/HC/Z_0		0	7
Nb/HC/O_3_K2	830	4,20	4
Nb/HC/O_2_K2		2,80	0
Soft-Cooling			
Nb/SC/K_2_K2	808	2,81	5
Nb/SC/K_1_K2		1,23	0
Nb/SC/Z_2_K2	884	2,85	3
Nb/SC/Z_1_K2		1,26	0
Nb/SC/O_2_K2	959	2,95	7
Nb/SC/O_1_K2		1,34	4
Nb/SC/O_0		0	4

Tabelle 4-IV: Zusammenfassung Oberflächenriss - Auswertung

Abbildung 4-14 zeigt drei Proben, welche mit unterschiedlichen Stempelwegen verformt wurden. Die Aufnahme der Fotos erfolgte nach der Oberflächenbearbeitung der Proben bei Raumtemperatur. Diese Gegenüberstellung soll die plastische Verformung bei entsprechendem Stempelweg veranschaulichen. Bei einem Stempelweg von 3 mm (4,20% maximale Dehnung) ist bei Raumtemperatur eine deutliche plastische Verformung erkennbar. Bei kleineren Verformungswegen ist makroskopisch kaum eine plastische Verformung zu sehen. Der Grund dafür liegt bei der Überschreitung der, bei dieser Temperatur sehr geringen, Streckgrenze. Allgemein gilt, je höher die Temperatur, desto weniger ausgebildet ist die

Streckgrenze [44]. **Abbildung 4-14** soll auch veranschaulichen, dass bei dieser Versuchsserie nur sehr geringe Verformungen schon zu Rissen führen.

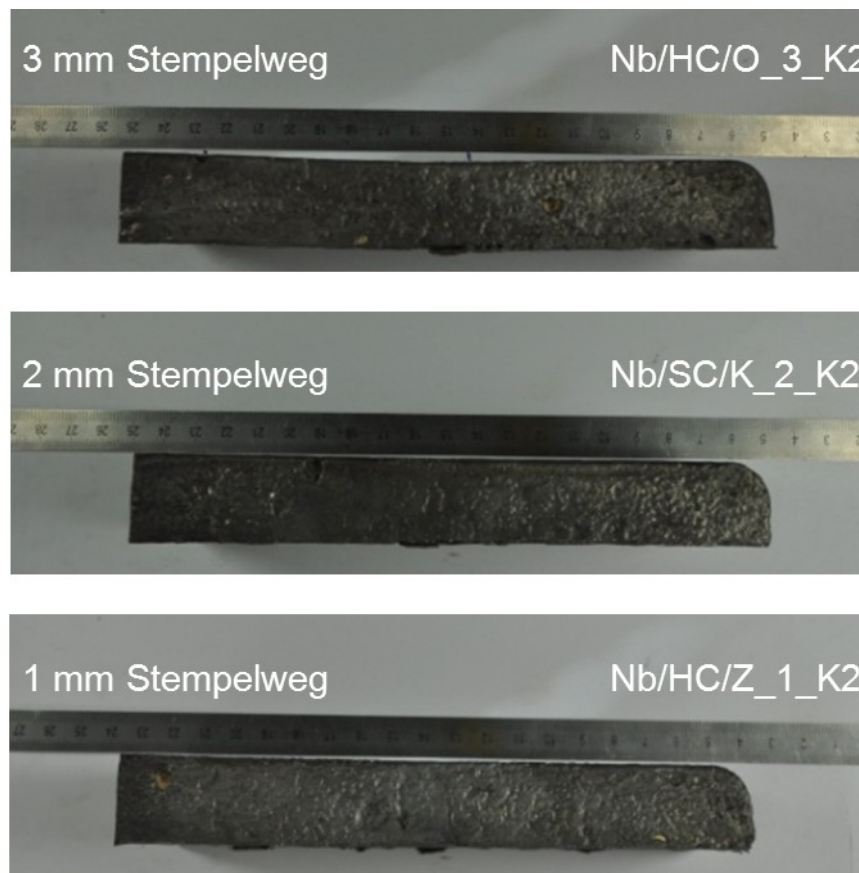


Abbildung 4-14: Durchbiegung bei einem Stempelweg von 3 bis 1 mm

4.3.1.1 Hard-Cooling

Mit der Hard-Cooling Abkühlstrategie bildeten sich bei 760°C bei einer maximalen Dehnung von 1,24% Oberflächenrisse an der Probe. Die Rissverteilung sowie vier Beispiele für das Aussehen der Risse sind in **Abbildung 4-15** zu sehen. Die Risspositionen und Nummern sind schematisch im Probenausschnitt eingetragen. Die Punktlinie stellt die Biegeachse dar. Nachfolgend wird die quantitative Rissauswertung aller Proben mit demselben Schema dargestellt. Die 9 Risse ordnen sich entlang der Biegeachse an. Daraus lässt sich schließen, dass sich die Risse aufgrund der Krafteinübung des Stempels gebildet haben. Die Länge der Risse schwankt zwischen rund 500 bis 2000 μm . Für eine weitere Untersuchung der Risse bzw. des Gefüges wurden Querschliffe dieser Probe hergestellt. **Abbildung 4-16** zeigt als Beispiel einen interkristallinen Riss dieser Probe. Der Riss hat eine Aufweitung von etwa 5 μm und eine Tiefe von 80 μm . Damit ausgeschlossen werden kann, dass sich die Risse aufgrund anderer Phänomene als den Biegespannungen gebildet haben (z.B.: thermi-

sche Spannungen beim Abschrecken, Spannungen während dem Erstarren und Abkühlen in der Kokille), wurde eine Probe mit demselben Abkühlverlauf und einer Dehnung von 0% hergestellt. Bei dieser Probe konnten an der Oberfläche keine Risse festgestellt werden. Diese Probe (Nb/HC/K_0) wurde zusätzlich für die Messung der Austenitkorngröße herangezogen, welche in **Kapitel 4.3.3** genauer behandelt wird.

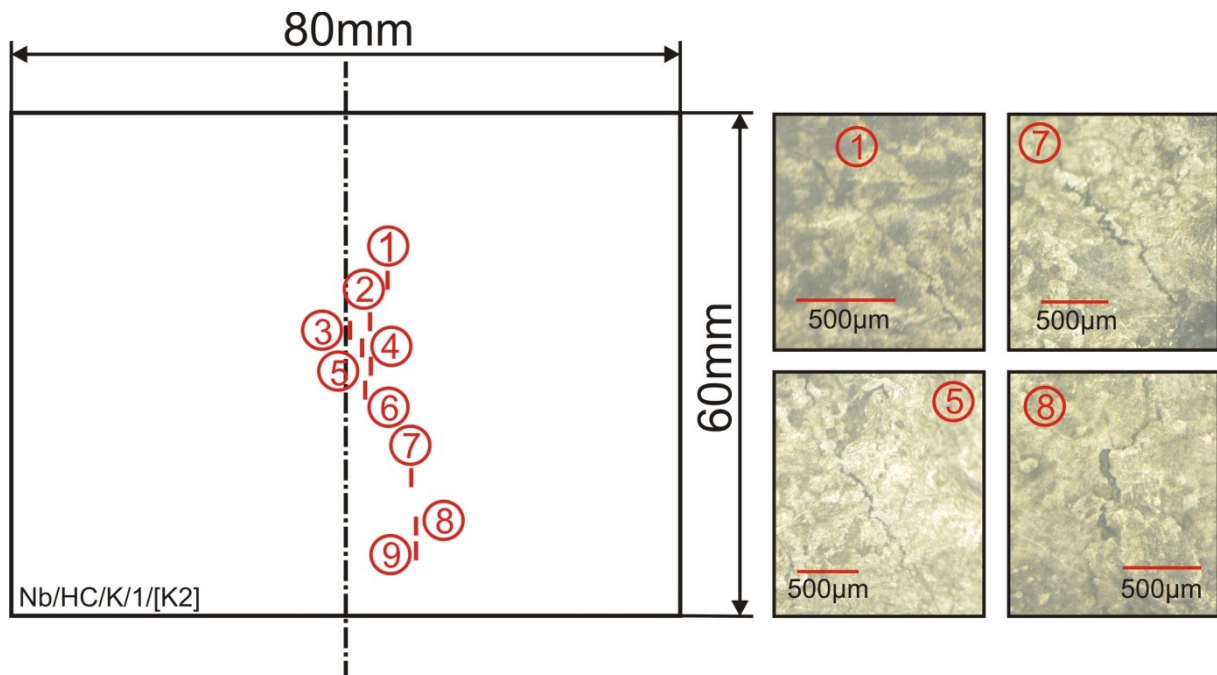


Abbildung 4-15: Rissverteilungsschema Hard-Cooling Kante mit einer maximalen Dehnung von 1,24%

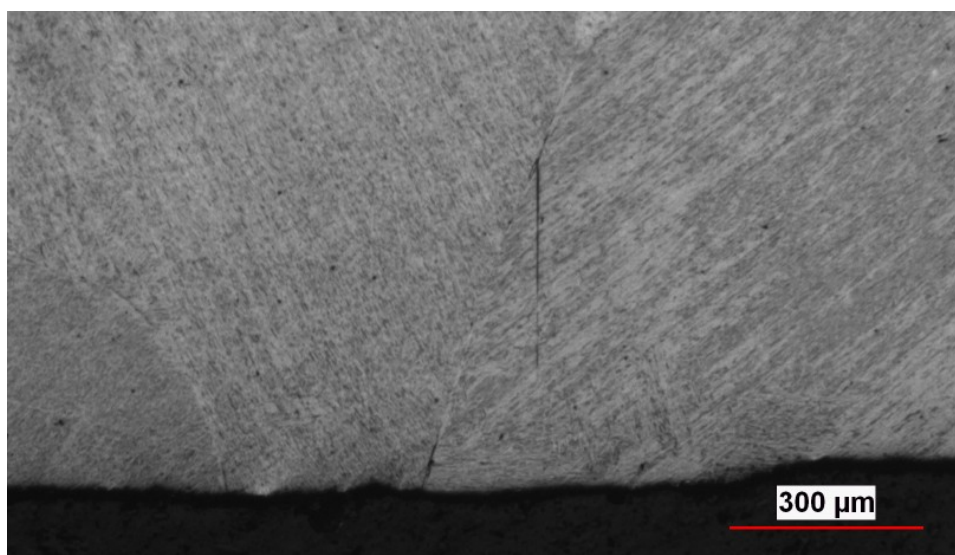


Abbildung 4-16: Schliffbild eines interkristallinen Risses der Probe Nb/HC/K_1_K2

Bei einer Biegetemperatur von 790°C und einer maximalen Dehnung von 1,28% entstanden 8 Risse an der zu untersuchenden Oberfläche. Das Rissverteilungsschema ist in **Abbildung 4-17** zu sehen. Die Ausbreitung der Risspositionen ist größer als bei der Probe, die bei 760°C gebogen wurde, jedoch befinden sich alle Risse in einer Spanne von 30 mm um die Biegeachse. Dies deutet darauf hin, dass die Risse aufgrund der aufgetragenen Dehnung entstanden sind. Riss Nummer 3 liegt an der Kante und breitet sich mehrere Millimeter Richtung Probenmitte aus. Ein Schlibfbild (**Abbildung 4-18**) dieser Probe zeigt einen interkristallinen Riss. Der Risstiefe beträgt etwa 30 µm.

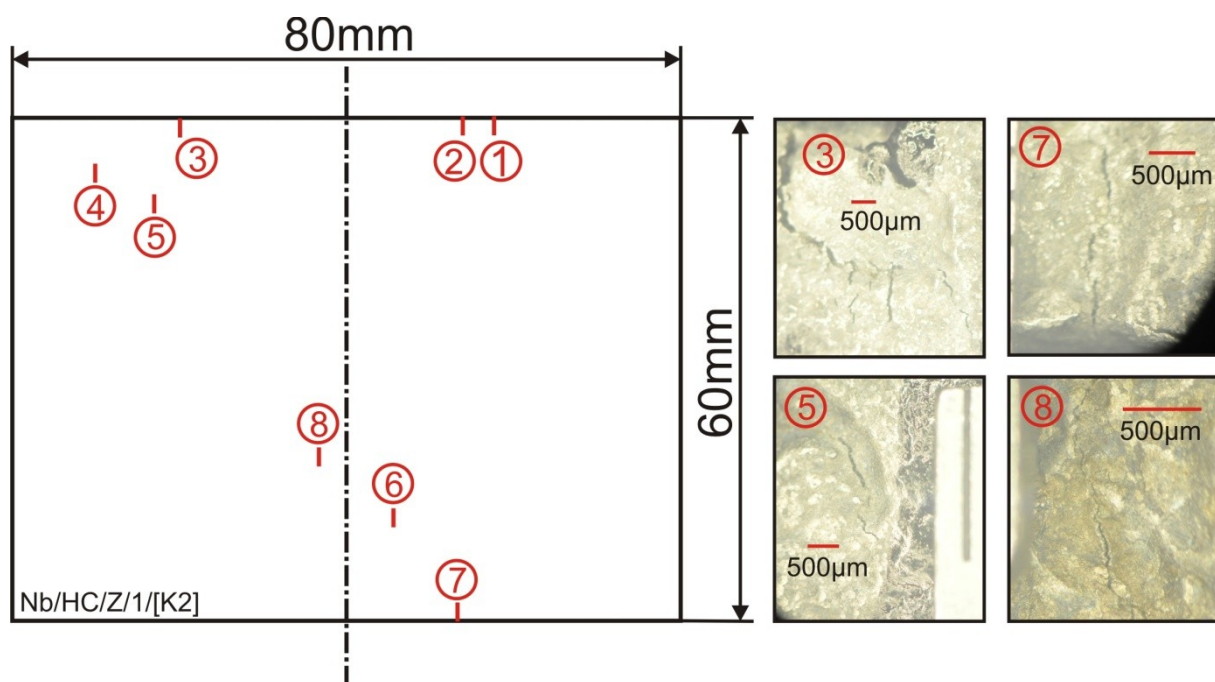


Abbildung 4-17: Rissverteilungsschema Hard-Cooling Kante mit einer maximalen Dehnung von 1,28%

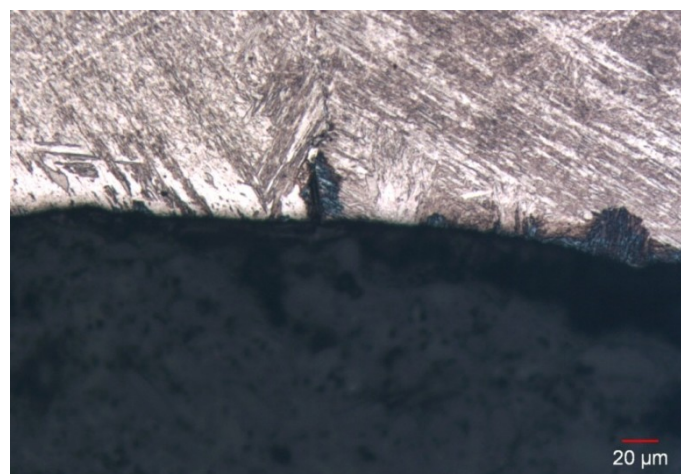


Abbildung 4-18: Schlibfbild mit einem interkristallinen Riss der Probe Nb/HC/Z_1_K2

Mit demselben Temperaturzyklus (790°C Biegetemperatur) wurde eine Probe ohne Biegung hergestellt. Es haben sich weit verteilt an der Oberfläche Risse gebildet. Die Rissverteilung ist in **Abbildung 4-19** zu sehen. Die Streuung der Risspositionen ist sehr hoch. Der Grund für diese Risse liegt in Schrumpfungsspannungen in der Kokille, thermischen Spannungen und Umwandlungsspannungen während des Abkühlens. Um eine Aussage über die genaue Herkunft der Risse tätigen zu können, werden im nachfolgenden Kapitel Untersuchungen bezüglich dieser Problematik durchgeführt.

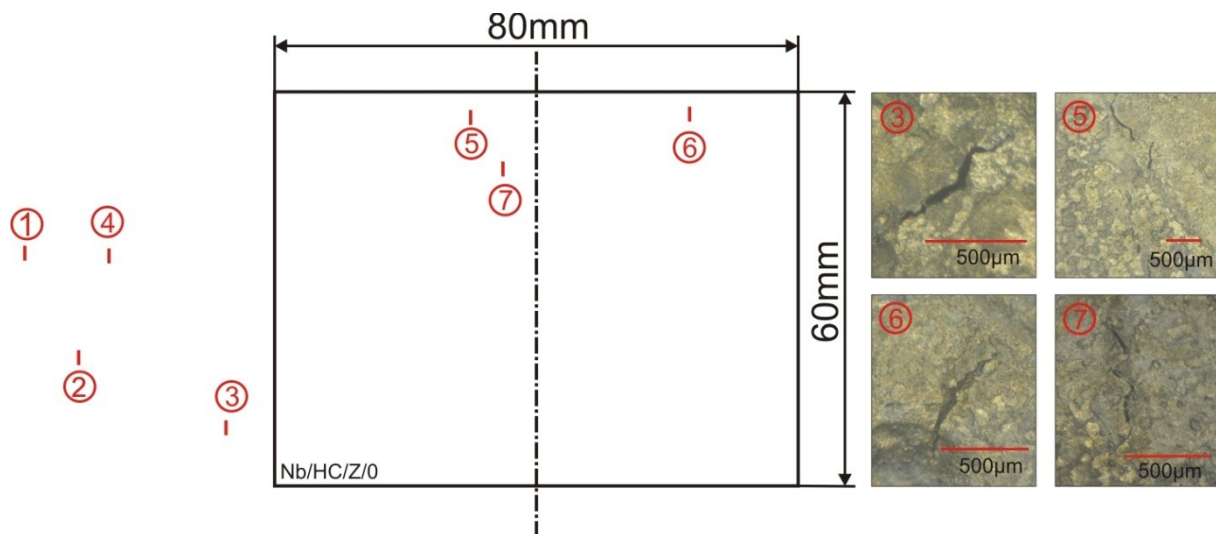


Abbildung 4-19: Rissverteilungsschema Hard-Cooling Kante ohne Dehnung

Die Temperatur der Brammenmitte beträgt bei der Hard-Cooling Abkühlstrategie 830°C. Die Rissanfälligkeit des untersuchten Stahls ist bei den gegebenen Versuchsbedingungen bei dieser Temperatur niedriger. Bei einer Dehnung von 4,2% entstanden lediglich 4 Risse an der betrachteten Oberfläche. Im Vergleich zu den niedrigeren Temperaturen und Dehnungen hat sich bei 830°C trotz höherer Dehnungen die Anzahl der Risse halbiert. **Abbildung 4-20** zeigt die Rissverteilung der Probe. Riss Nummer 2 ist gegenüber den bisherigen Rissen sehr groß, die Länge beträgt mehrere Millimeter und die Breite bis 500 µm. Der Riss bildete sich an der Kante.

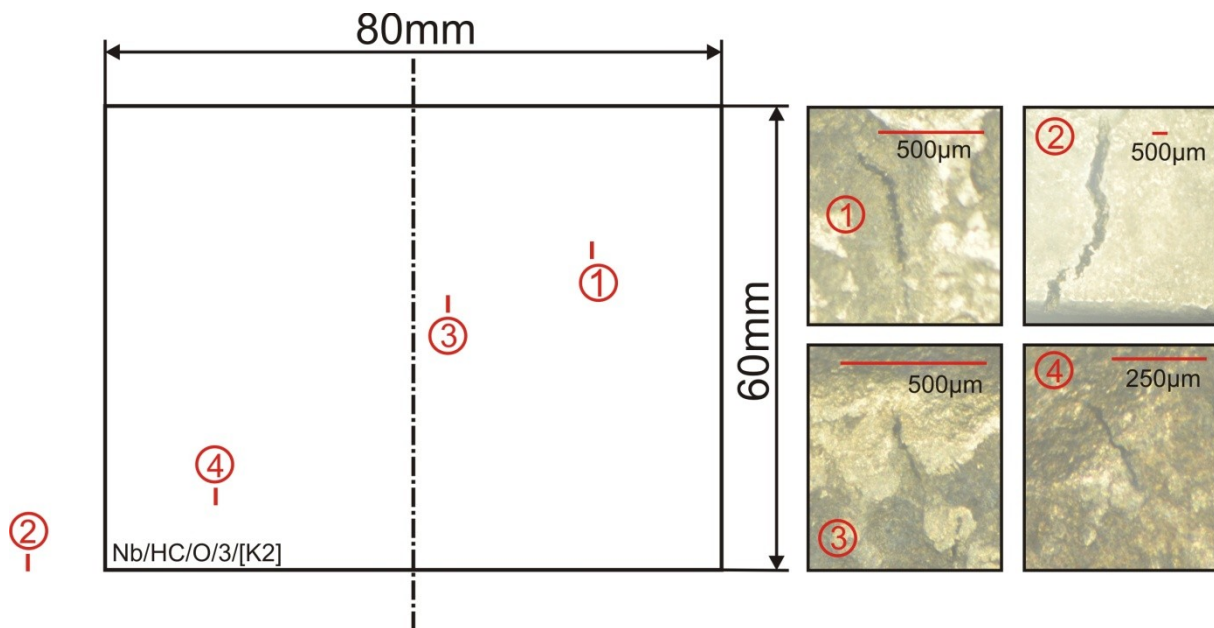


Abbildung 4-20: Rissverteilungsschema Hard-Cooling Kante mit einer maximalen Dehnung von 4,20%

Bei einem Stempelweg von zwei Millimetern und 830°C bildeten sich keine Risse an der Oberfläche. Daraus lässt sich schließen, dass dieser Stahl bei 830°C unter den gegebenen Bedingungen weniger rissanfällig ist.

4.3.1.2 Soft-Cooling

Die Soft-Cooling Abkühlstrategie zeichnet sich durch eine niedrigere Abkühlrate aus. Die Biegetemperaturen belaufen sich dabei auf 808°C, 884°C und 959°C. Bei einer Biegetemperatur von 808°C entstanden mit einer maximalen Dehnung von 2,81% fünf Risse. **Abbildung 4-21** zeigt das Rissverteilungsschema. Unter genauerer Betrachtung dieser Risse fällt auf, dass sich unter diesen fünf Rissen zwei Längsrisse befinden. Die Spannungen, die durch das Biegen auf die Probenoberfläche wirken, sind hauptsächlich Längsspannungen, deswegen ist die Wahrscheinlichkeit, dass sich diese Risse während des Biegevorgangs aufgrund der Dehnungen gebildet haben, gering. Bei Nummer 1 handelt es sich um einen Kantenriss. Kantenrisse werden in der Beschreibung von **Abbildung 4-22** noch genauer erläutert. Die Risse 2 und 3 könnten sich aufgrund der aufgetragenen Dehnung gebildet haben. Wobei sich auch diese nicht entlang der Biegeachse ausbreiten, sondern zirka 45° dazu liegen.

Mit einem Stempelweg von 1 mm (entspricht einer Dehnung von 1,23%) bildeten sich bei einer Biegetemperatur von 808°C keine Risse an der Probenoberfläche. Aus der Erkenntnis dieser beiden Proben lässt sich schließen, dass auch bei dieser Biegetemperatur in Bezug auf niedrigere Temperaturen die Gefahr der Rissbildung geringer ist.

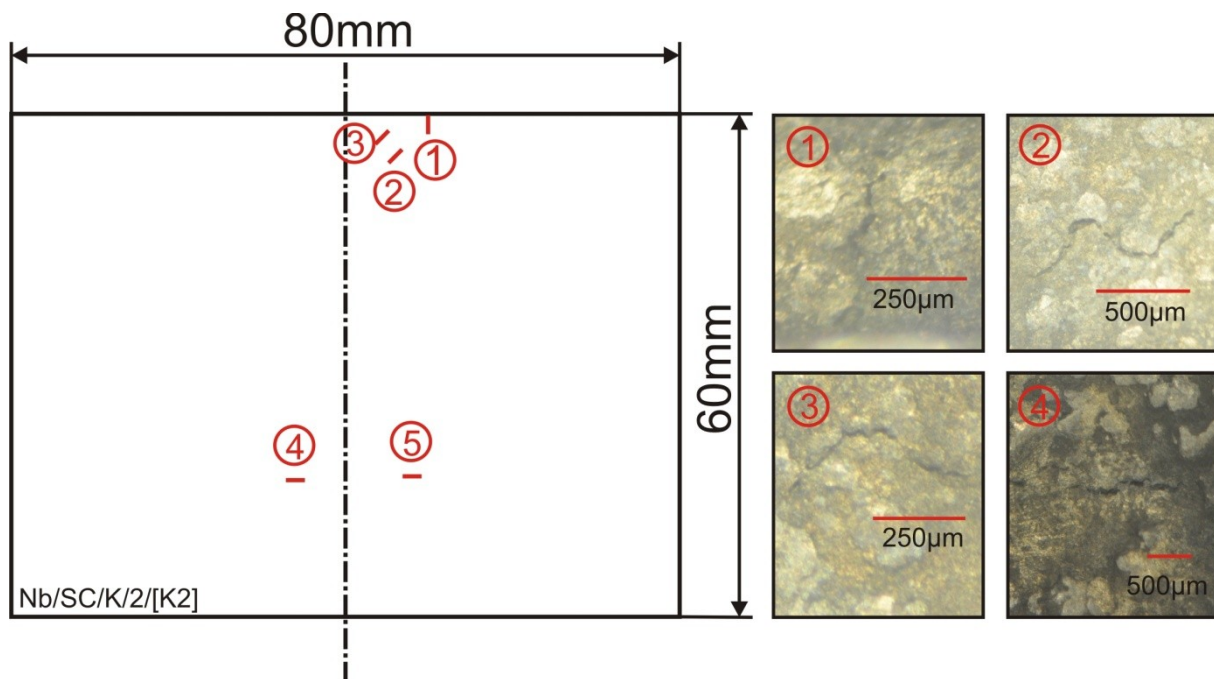


Abbildung 4-21: Rissverteilungsschema Soft-Cooling Kante mit einer maximalen Dehnung von 2,81%

Bei einer Biegetemperatur von 884°C führten die Untersuchungen zu ähnlichen Ergebnissen. Bei einer maximalen Dehnung von 2,85% bildeten sich 3 Risse an der Oberfläche. Davon konnten 2 als Kantenrisse identifiziert werden (**Abbildung 4-22**). Die Bestimmung der Herkunft von Kantenrissen ist problematisch. In der Kokille herrschen an der Kante aufgrund der sehr hohen Abkühlgeschwindigkeiten und der spitzen Ausführung der Kanten hohe Spannungen. Diese Spannungen können dazu führen, dass sich schon in der Kokille Risse bilden. Verglichen mit den bereits beschriebenen Proben sind auch bei dieser Probe die Kantenrisse massiver als die restlichen Risse. Das könnte ein Hinweis darauf sein, dass sich die Risse wegen der hohen Spannungen an der Kante während der Abkühlung gebildet haben. Jedoch kann nicht ausgeschlossen werden, dass die Risse während des Biegens entstanden sind. Die Länge der 3 Risse liegt zwischen 1 und 4 mm. Wird die maximale Dehnung auf 1,26% gesenkt, wurden keine Risse an der Probenoberfläche gefunden. Dies deutet, analog zu den Proben mit einer Biegetemperatur von 808°C, darauf hin, dass der Stahl bei gegebenen Abkühlbedingungen und bei 884°C bezüglich den Temperaturen unter 800°C rissunempfindlicher ist.

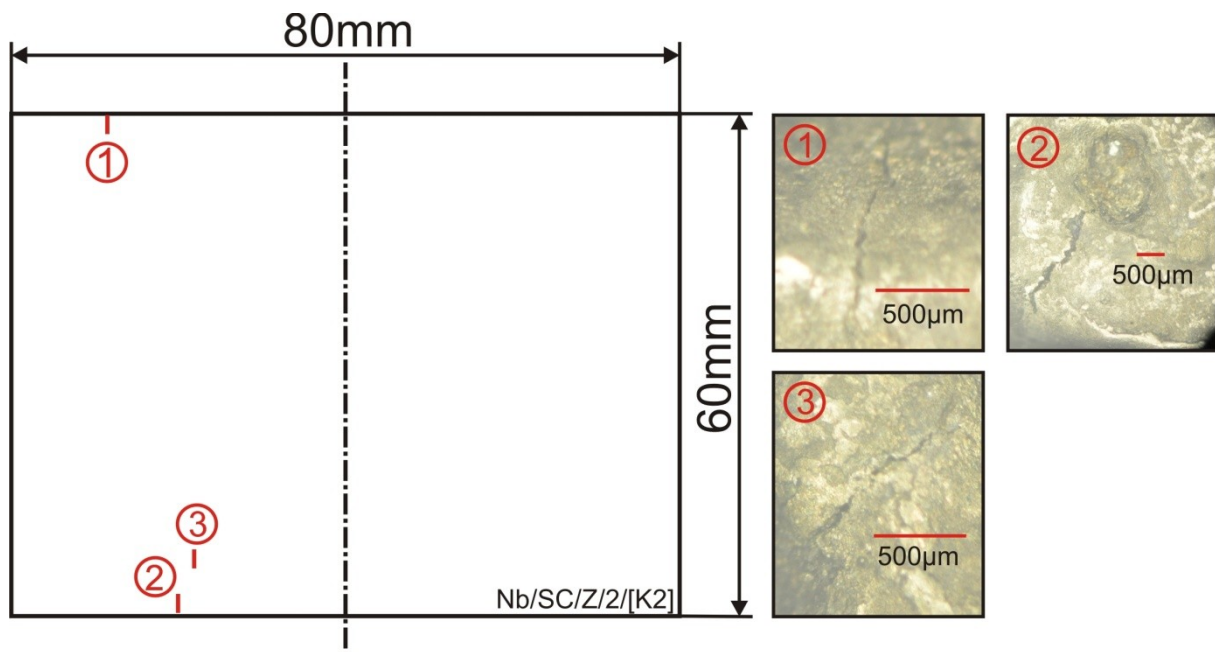


Abbildung 4-22: Rissverteilungsschema Soft-Cooling Kante mit einer maximalen Dehnung von 2,95%

Wird die Biegetemperatur auf 959°C erhöht gibt es jedoch eine drastische Veränderung der Rissbildung. Bei einer maximalen Dehnung von 2,95% beträgt die Anzahl der gefundenen Risse an der Probenoberfläche 7. Davon können 2 Risse (Nummer 4 und 6) als Kantenrisse identifiziert werden. Die Risse ordnen sich parallel um die Biegeachse an. Sie weisen eine Länge von 2 bis 5 mm auf (**Abbildung 4-23**).

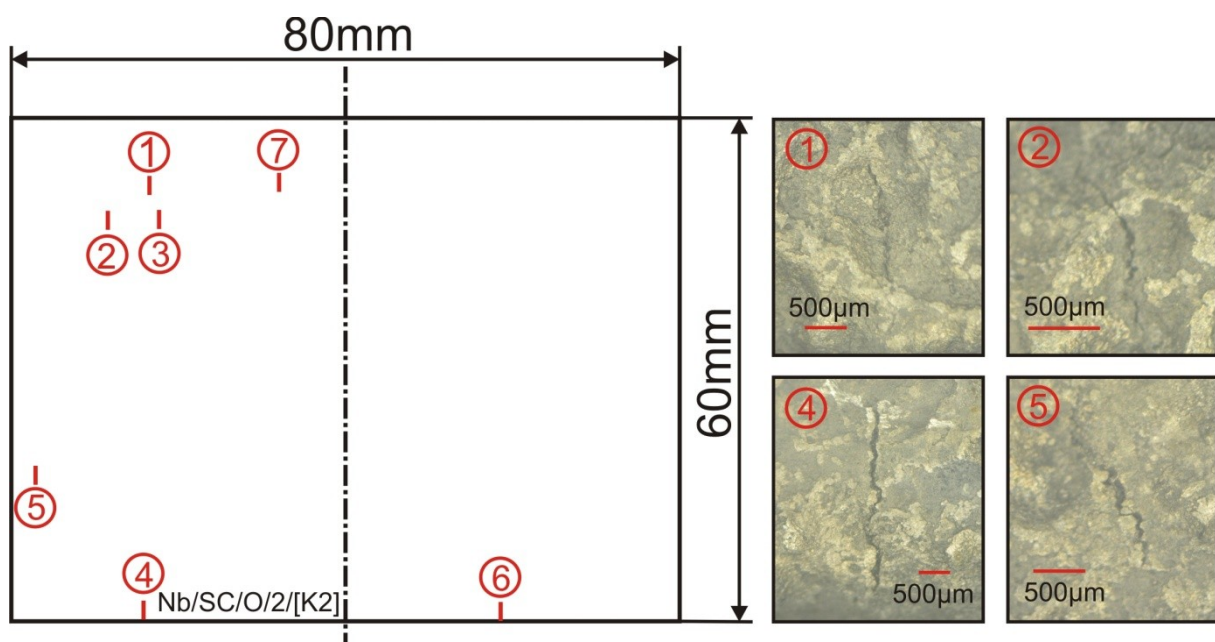


Abbildung 4-23: Rissverteilungsschema Soft-Cooling Brammenmitte mit einer maximalen Dehnung von 2,85%

Im Gegenzug zu den beiden anderen Temperaturen der Soft-Cooling Strategie entstanden bei 959°C auch bei 1 mm Stempelweg (1,34% maximale Dehnung) Risse. Bezüglich der maximalen Dehnung von 2,85% (**Abbildung 4-23**) verringert sich die Anzahl der gebildeten Risse auf 4. **Abbildung 4-24** zeigt das Rissverteilungsschema. Die Positionen der Risse 3 und 4 wurden vor der Schliiffuntersuchung nicht genau ermittelt. Es handelt es sich um Querrisse, welche sich um die Biegeachse anordnen. Die Bilder der Risse sind vorhanden und werden ebenfalls in **Abbildung 4-24** dargestellt.

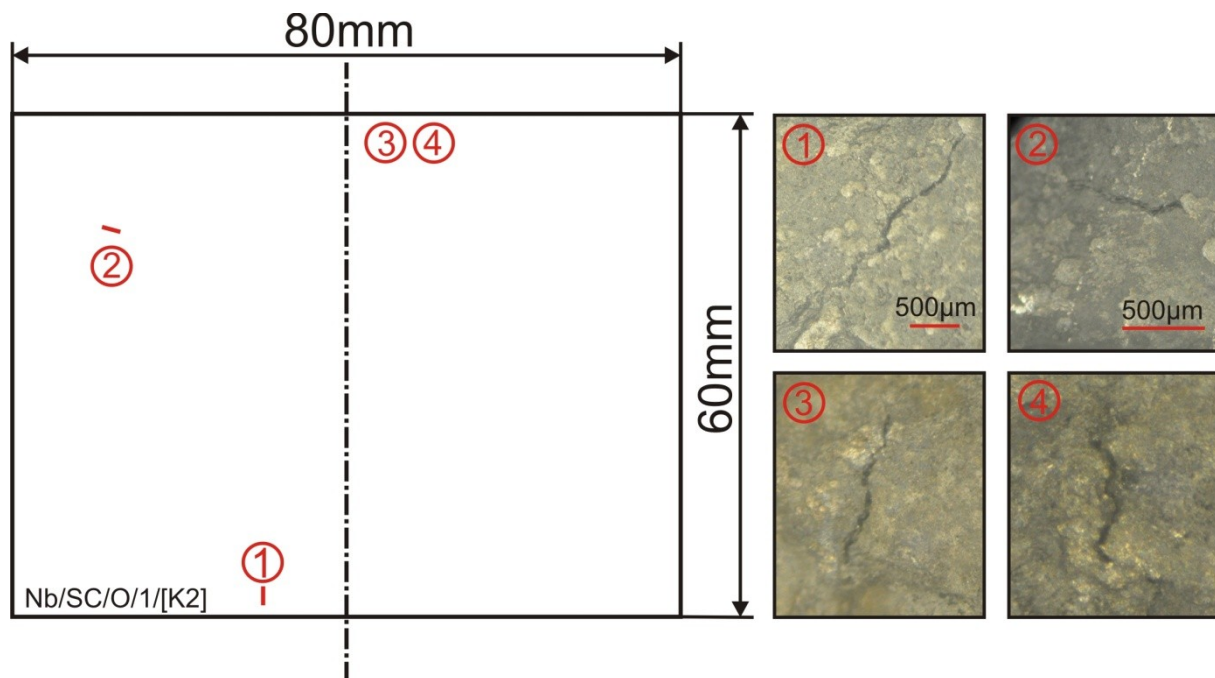


Abbildung 4-24: Rissverteilungsschema Soft-Cooling Brammenmitte mit einer maximalen Dehnung von 1,34%

Wie zuvor bei der Hard-Cooling Strategie erfolgte aufgrund der Tatsache, dass sich bei einem Millimeter Stempelweg Risse gebildet hatten, ein Versuch mit derselben Abkühlung bis 959°C ohne Biegung. Die Auswertung der Probe führte zu einem unerwarteten Ergebnis. Die Probenoberfläche weist 4 Risse auf. **Abbildung 4-25** zeigt die Risse. Bei den Rissen 1 bis 3 handelt es sich um Kantenrisse. Wie bereits erwähnt können diese Risse sehr leicht bei der Abkühlung in der Kokille entstehen. Aufgrund der dreidimensionalen Wärmeabfuhr kommt es zu örtlichen Temperaturunterschieden von Oberflächenmitte und Kante. Somit ist der Spannungszustand der Kante aufgrund geometrischer und thermischer Faktoren während der Abkühlung ein anderer als der der Oberflächenmitte. Riss Nummer 4 liegt außerhalb der Probenmitte. Es handelt sich um einen Längsriss. Um die Art des Risses genau bestimmen zu können, wurde der Riss mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Die Ergebnisse dieser Untersuchung werden in **Kapitel 5** dargestellt. Um eine Aussage über die

Rissherkunft tätigen zu können, wurden zwei weitere Proben hergestellt. Diese Proben unterscheiden sich zur Probe aus **Abbildung 4-25** hinsichtlich der Abkühlung nach dem simulierten Biegevorgang. Beide wurden ebenfalls nicht gebogen, jedoch wurde eine statt in Wasser an Luft abgekühlt und eine im Biegeofen bis Raumtemperatur abgekühlt. Diese Ergebnisse sollen zeigen, ob sich die Risse erst nach dem simulierten Biegevorgang oder schon davor gebildet haben. Die Ergebnisse dieser zusätzlichen Versuche werden ebenfalls in **Kapitel 5** dargestellt und analysiert.

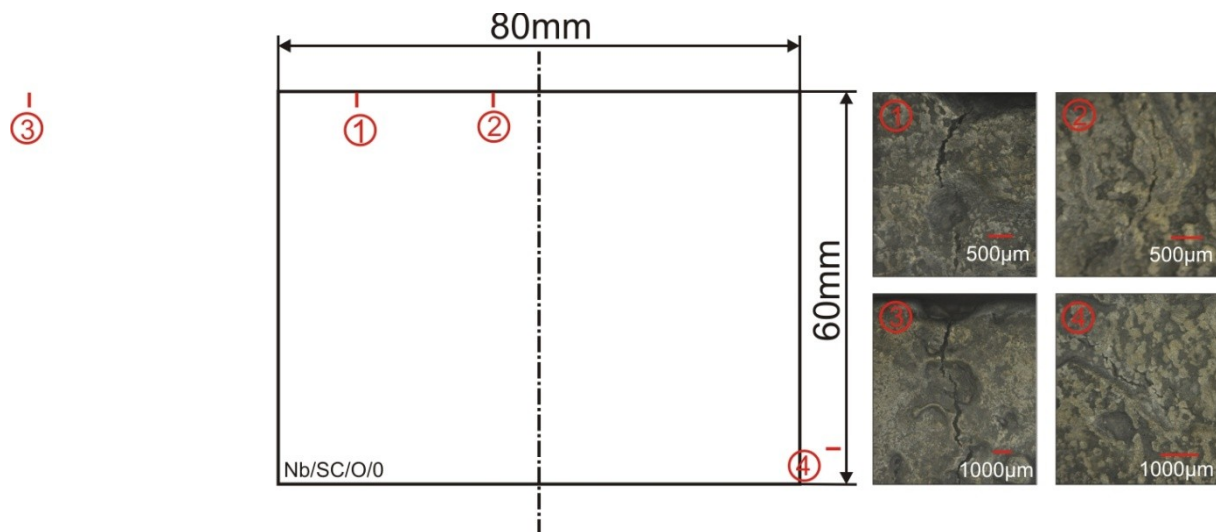


Abbildung 4-25: Rissverteilungsschema Soft-Cooling Brammenmitte ohne Dehnung

4.3.2 Gefügeauswertung und Härtemessungen

Das sich bildende Stahlgefüge hängt allgemein von der chemischen Zusammensetzung, vom Zustand des Austenits (Korngröße, Homogenitätsgrad) und vor allem vom zeitlichen Ablauf der Abkühlung ab. Bei untereutektoiden Stählen bildet sich bei entsprechend langsamer Abkühlung zunächst globularer Ferrit an den Korngrenzen des Austenits. Bei dieser geringen Unterkühlung kann lediglich an den Korngrenzen ausreichende Keimbildung stattfinden. Wird die Abkühlgeschwindigkeit erhöht, so wächst der untereutektoiden Ferrit plattenförmig in die Austenitkörner hinein. Diese Phase wird als Widmannstätten-Ferrit bezeichnet. Der Kohlenstoff reichert sich bei untereutektoiden Stählen in Form von Zementit an, bei geringer Unterkühlung entstehen Ferrit-Zementit Lamellen, das perlitische Gefüge. Je höher die Unterkühlung, desto feiner die Lamellen. Wird der Stahl jedoch schnell abgekühlt, verläuft die Umwandlung des Austenits völlig andersartig. Dabei klappt das austenitische Gefüge so schnell in das ferritische um, dass die Diffusionsprozesse nicht stattfinden können. Das entstehende Gefüge wird als Martensit bezeichnet. Zwischen der hohen Abkühlgeschwindigkeit des Martensits und der niedrigen des Perlits können sich weitere Phasen bilden. Diese Pha-

sen werden als Zwischenstufe, beziehungsweise als oberer und unterer Bainit bezeichnet [44].

Wird also die Probe aus dem Austenitgebiet mit entsprechend hoher Abkühlgeschwindigkeit abgekühlt, kann sich kein Ferrit an den Austenitkorngrenzen bilden. Um abschätzen zu können, wie hoch bei gegebener Stahlzusammensetzung die Abkühlgeschwindigkeit der Probe sein müsste, wurde mittels der Software JMatPro ein ZTU-Schaubild (Zeit-Temperatur-Umwandlung) erstellt. **Abbildung 4-26** zeigt das kontinuierliche ZTU-Schaubild für die Zusammensetzung aus **Tabelle 3-I**. Als Austenitkorngröße wurde $900 \mu\text{m}^2$ gewählt (siehe **Kapitel 4.3.3**). Die eingezeichneten Abkühlkurven simulieren eine Abkühlung von 1000°C bis zur Martensitstarttemperatur (M_s) von $458,9^\circ\text{C}$. Die Abkühlraten reichen von 10^{-1} bis $10^2 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Bei $426,9^\circ\text{C}$ beträgt der Martensitanteil 50% und bei einer Unterkühlung bis $352,6^\circ\text{C}$ entsteht 100% Martensit. Unter einer Abkühlzeit von 5 bis 6 Sekunden bis M_s entsteht kein Ferrit im Gefüge. Das Gefüge besteht bei Raumtemperatur dann aus Martensit und gegebenenfalls Bainit.

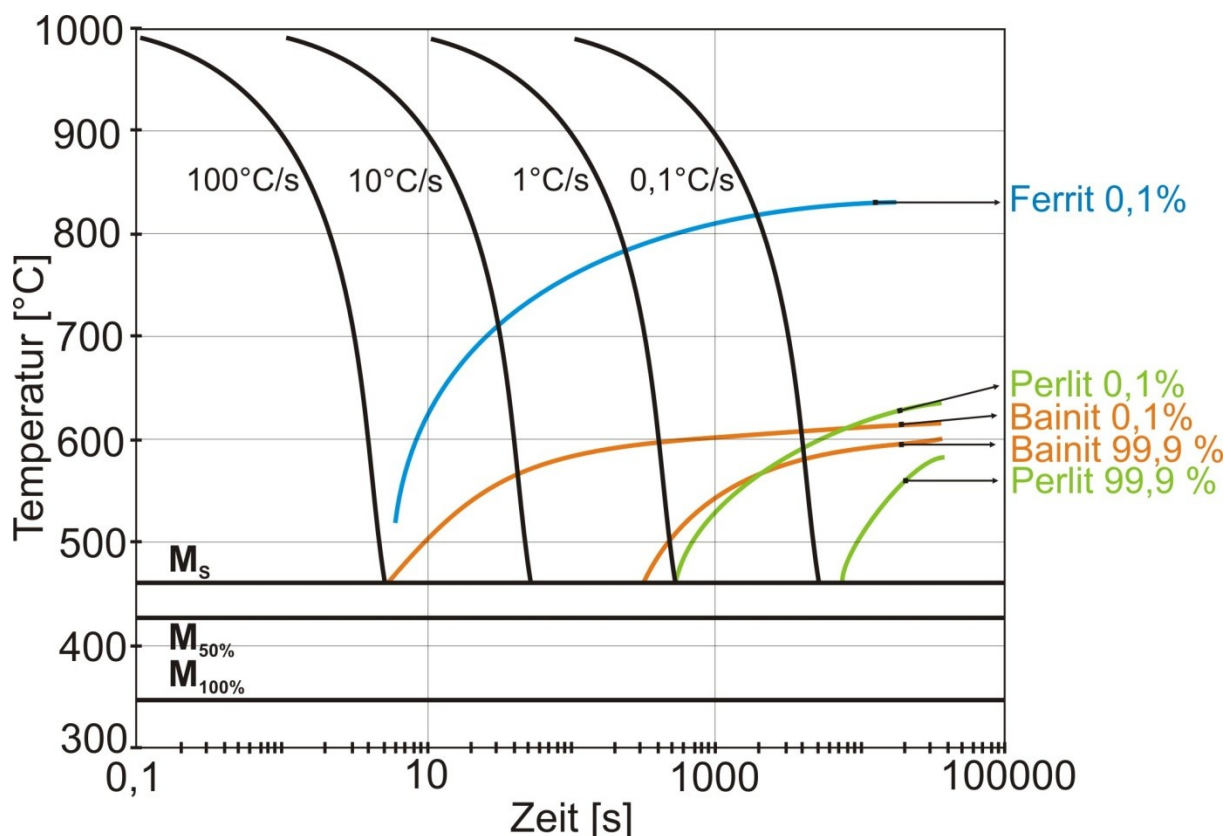


Abbildung 4-26: kontinuierliches ZTU-Schaubild für den gewählten Stahl, ermittelt mit JMatPro

Abbildung 4-26 zeigt das Gefüge von Proben, welche nach der Hard – Cooling Strategie abgekühlt wurden. Die Schiffe wurden bis zu einer Rauheit von $3 \mu\text{m}$ poliert und anschließend mit einer 3% Nital Lösung 2 Sekunden geätzt. Es sind die Biegetemperaturen und die

maximalen Dehnungswerte der jeweiligen Probe in der Abbildung eingetragen. Zusätzlich sind noch ausgewählte Bereiche der Schlifffbilder vergrößert dargestellt. Die γ zu α Umwandlungstemperatur des Stahls aus **Tabelle 3-I** wurde mit der Software IDS Solidification Analysis Package (v2.0 Beta 3) berechnet. Dabei handelt es sich um ein Programm zur Berechnung von Erstarrungs- und Umwandlungsvorgängen bei vorgegebenen Kühlraten. Entwickelt wurde IDS vom Labor für Metallurgie der technischen Universität Helsinki. Für die gegebenen Abkühlraten im Biegeofen (0,14 - 0,23 °C/s) beträgt die Umwandlungstemperatur im Gleichgewicht 810°C (A_{E3} -Temperatur). Die Temperatur bei der sich proeutektoider Ferrit beginnt zu ausscheiden (A_{R3} -Temperatur) liegt bei 719°C (0,14 °C/s) bis 715°C (0,23 °C/s). Das Gefüge der 3 Proben unterscheidet sich kaum voneinander. Der Hauptgefügebestandteil ist Widmannstätten-Ferrit. Das Schlifffbild der Probe mit einer Biegetemperatur von 790°C zeigt einen Gefügeausschnitt mit einem Abstand von zirka 150 μm zur Probenoberfläche. In den vergrößerten Ausschnitten ist jeweils eine Korngrenze der ehemaligen Austenitkörner zu sehen. Dabei ist das Augenmerk auf den Ferritfilm zwischen den Körnern gelegt. Bei jeder Probe bildete sich ein Ferritfilm an den Korngrenzen. Die Dicke liegt dabei zwischen 1 und 4 μm . Der Berechnung zufolge liegt die Ferrit-Ausscheidungstemperatur bei etwa 720°C. Das bedeutet, dass sich der Ferrit nach dem Biegen gebildet haben muss. Gemäß **Abbildung 4-26** wird die Abkühlrate im Wasserbad zu niedrig gewesen sein, daher entstand trotz des Abschreckens von 830°C bis Raumtemperatur Korngrenzenferrit. Die Dicke des Ferritfilms nimmt mit steigender Temperatur ab.

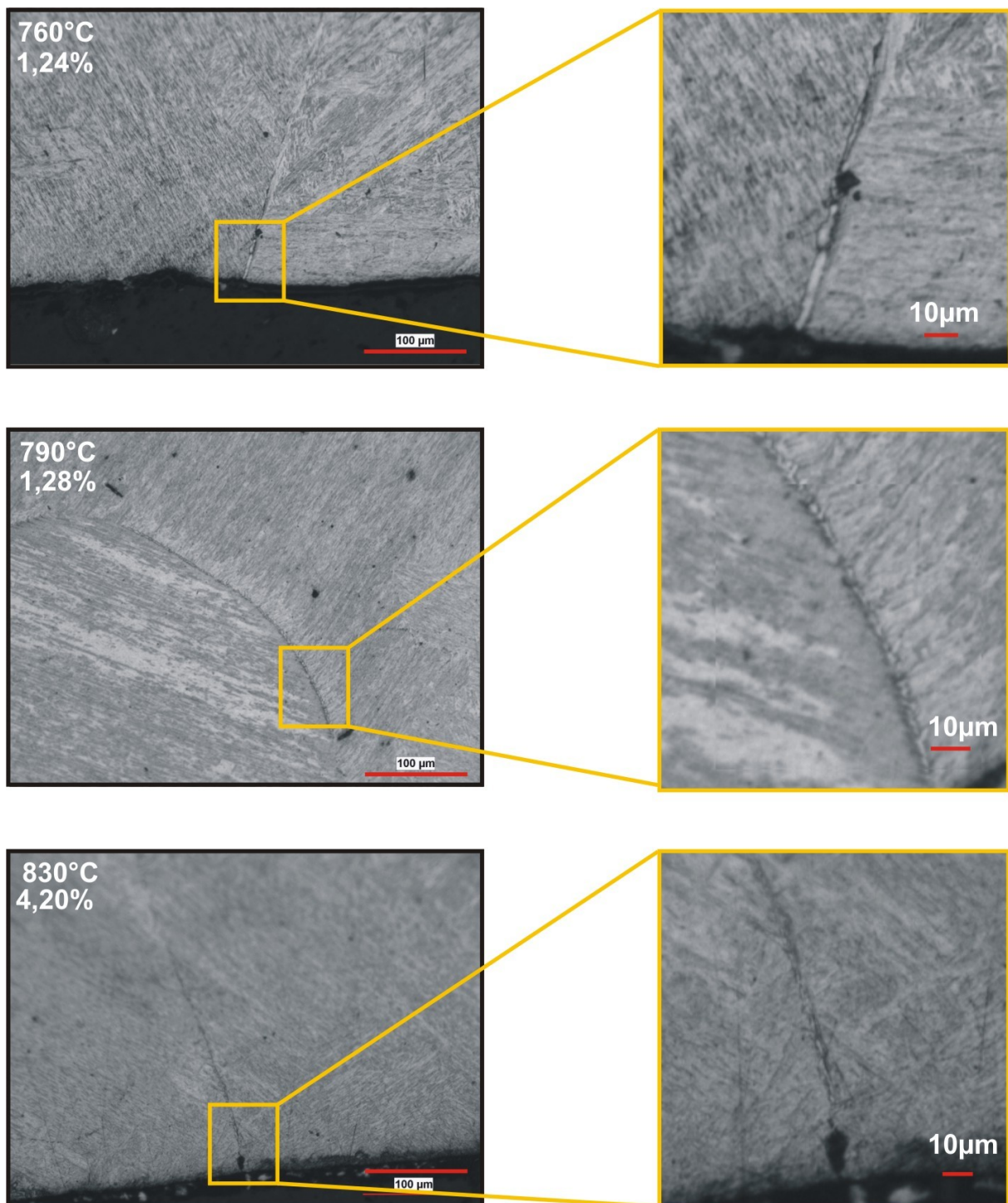


Abbildung 4-27: Gefügebrauchsnitte von Proben, welche mit der Hard-Cooling Strategie hergestellt wurden

Abbildung 4-28 zeigt Schliffbilder der Proben, welche nach der Soft-Cooling Strategie abgekühlt wurden. Die Probenpräparation ist ident zu **Abbildung 4-27**. Wieder sind die Biegetemperaturen und die maximalen Dehnungen der Proben eingetragen. Die Bilder zeigen das Randgefüge der Proben. Die Matrix der Proben unterscheidet sich voneinander. Das Gefüge

bei 808°C ähnelt dem der Proben aus **Abbildung 4-27**. Wieder bildete sich Korngrenzenferrit. Die Dicke beträgt etwa 2 µm. Vor dem Biegeprozess wurden die Proben eine Minute auf Biegetemperatur gehalten. Die anschließende Abkühlung zwingt den Austenit sich teilweise im Ferritgebiet umzuwandeln (siehe **Abbildung 4-26**). Steigt die Biegetemperatur auf 884°C entstand während des Abschreckens ein feineres Gefüge. Bei einer Biegetemperatur von 959°C bildet sich ein Gefüge, welches ähnlich dem der Zwischenstufe zu sein scheint. Jedoch ist auch hier bei jeder Probe an verschiedenen Stellen Korngrenzenferrit entstanden. Die Dicke des Ferritfilms ist bei Bild 3 am größten (~4 µm).

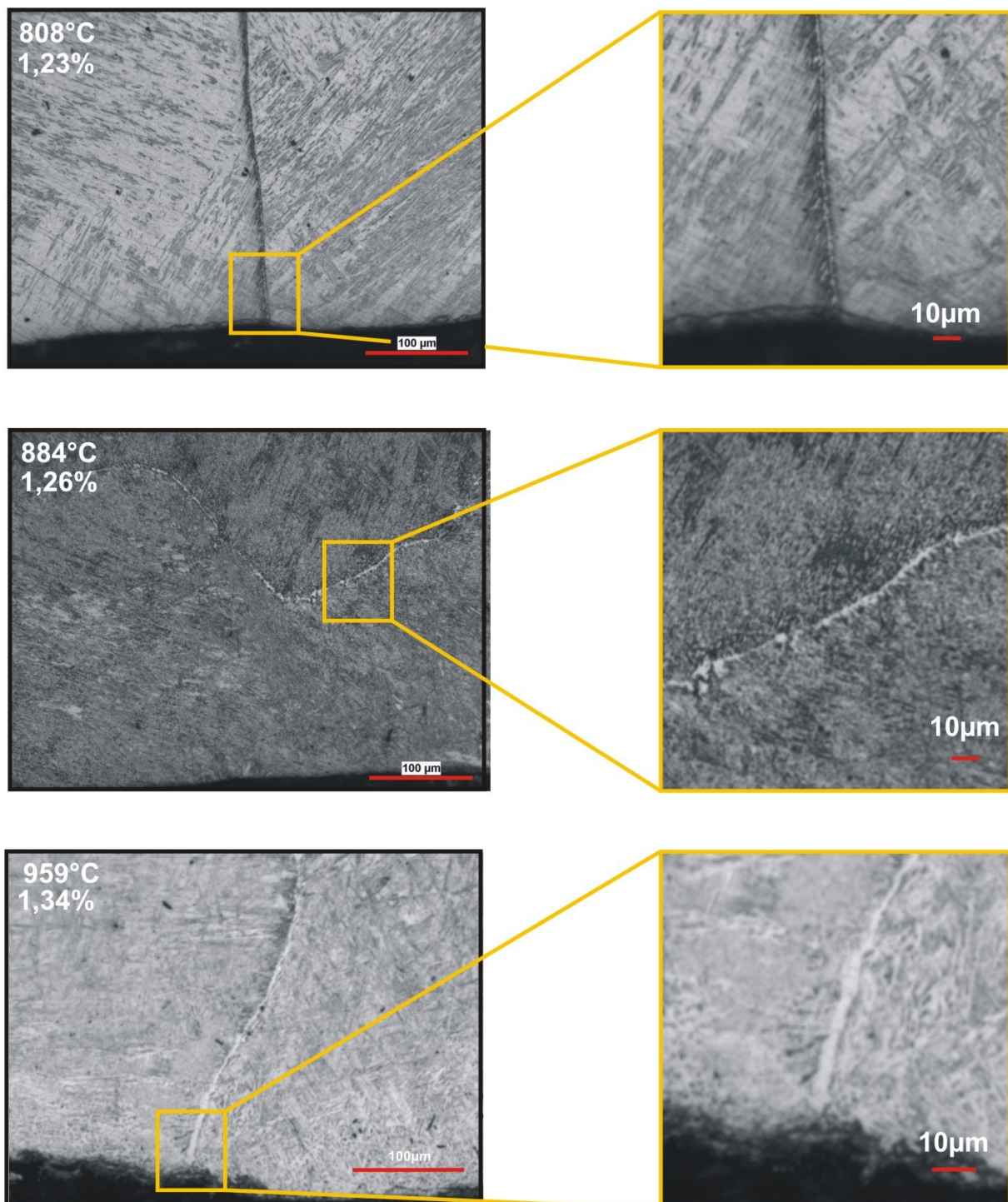


Abbildung 4-28: Gefügausschnitte von Proben welche mit der Soft-Cooling Strategie hergestellt wurden

Um Unterschiede zwischen den einzelnen Gefügen bezüglich Abkühlstrategie und Biege- bzw. Abschrecktemperatur erkennen zu können, wurden über die Tiefe der Probe in Oberflächenmitte Härtemessungen nach Rockwell durchgeführt. **Abbildung 4-29** zeigt die Ergebnisse dieser Messungen. Der Abstand des ersten Messpunktes von der Biegeoberfläche

beträgt 1 mm. Dann wurden 10 weitere Punkte mit jeweils 2 mm Abstand gemessen. Jeder Messwert stellt den Mittelwert von 3 Messpunkten dar. **Abbildung 4-30** (oben) zeigt schematisch die Auswertungspunkte der Härtemessungen. Alle Proben bis auf jene mit einer Biegetemperatur von 884°C weisen bis 5 mm Tiefe ähnliche Härtewerte auf. Im ersten Messpunkt liegt dabei die Höhe der Härte bei 38,1 bis 42,2 HRC. Die Härte steigt vom ersten zum zweiten Messpunkt an (ausgenommen Nb_HC_O_3_[K2]). Der Grund dafür liegt bei der geringen Randentkohlung der Proben.

In der Mitte der Probe herrscht eine niedrigere Abkühlgeschwindigkeit während des Abschreckens. Der Rand kühlt schneller aus, es entsteht ein feineres Gefüge im Gegensatz zur Mitte. Die Probe Nb_HC_O_3_[K2] weist in der Mitte lediglich eine Härte von 31 HRC auf. Die Ursache dafür kann bei der höheren Porosität dieser Probe im Mittenbereich im Gegensatz zu den restlichen Proben liegen.

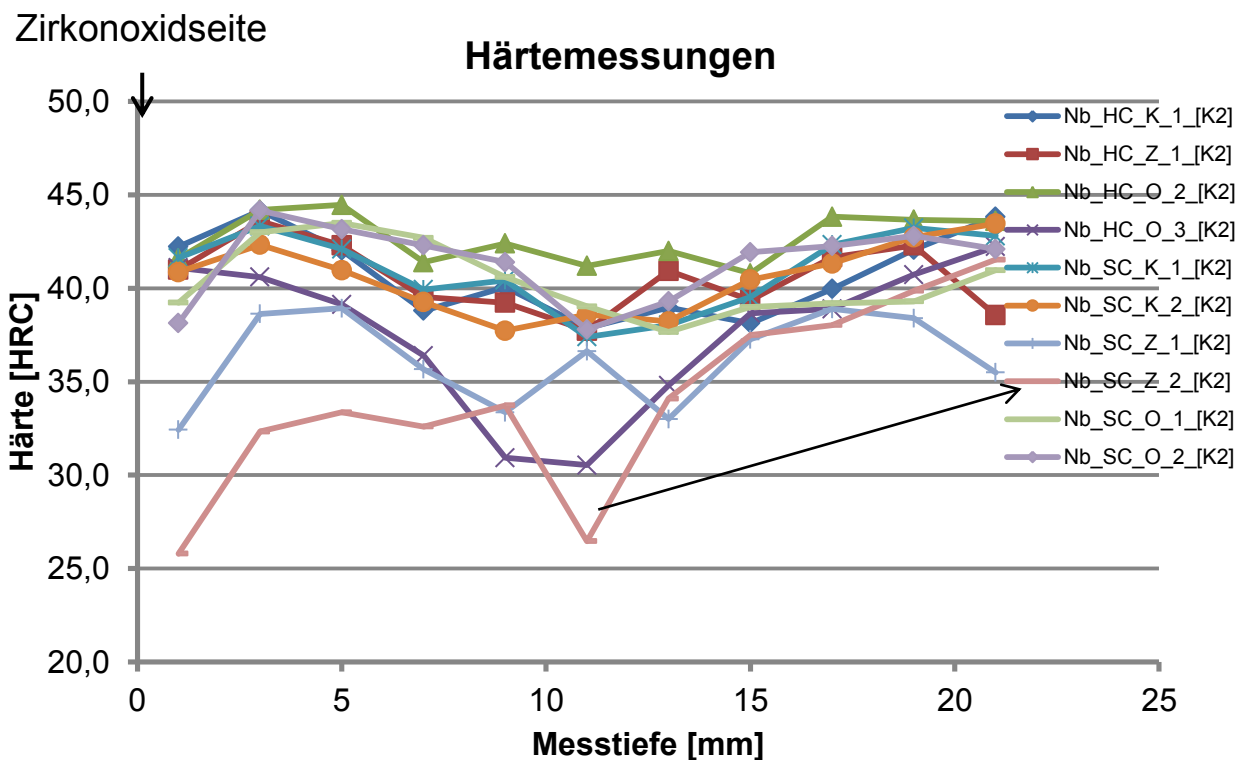


Abbildung 4-29: Härtemessungen nach Rockwell

Auffallend sind die niedrigen Härtewerte der Proben mit Biegetemperatur von 884°C von der, der Zirkonoxidseite zugewandten Probenoberfläche bis zur Probenmitte. **Abbildung 4-30** zeigt Gefügeausschnitte und die dazugehörigen Härtewerte für die 2 Proben mit einer Biegetemperatur von 884°C und für eine Probe mit einer Biegetemperatur von 830°C. Die Aufnahme der Bilder erfolgte direkt neben Punkt 1B der jeweiligen Probe (in **Abbildung 4-30** oben schematisch dargestellt). Zwischen den beiden weicheren Proben sind keine Gefüge-

unterschiede zu erkennen. Jedoch gibt es einen Unterschied in der gemessenen Härte von etwa 10 HRC. Das Gefüge ähnelt sehr stark der Probe, welche bei 959°C abgeschreckt wurde (**Abbildung 4-28**), die Härtewerte unterscheiden sich aber stark voneinander. Beim Gefügeausschnitt der bei 830°C abgeschreckten Probe (**Abbildung 4-30**) ist klar Widmannstättenferrit zu erkennen. Der Härtewert liegt 10 bzw. 20 HRC über jenen der beiden anderen Proben.

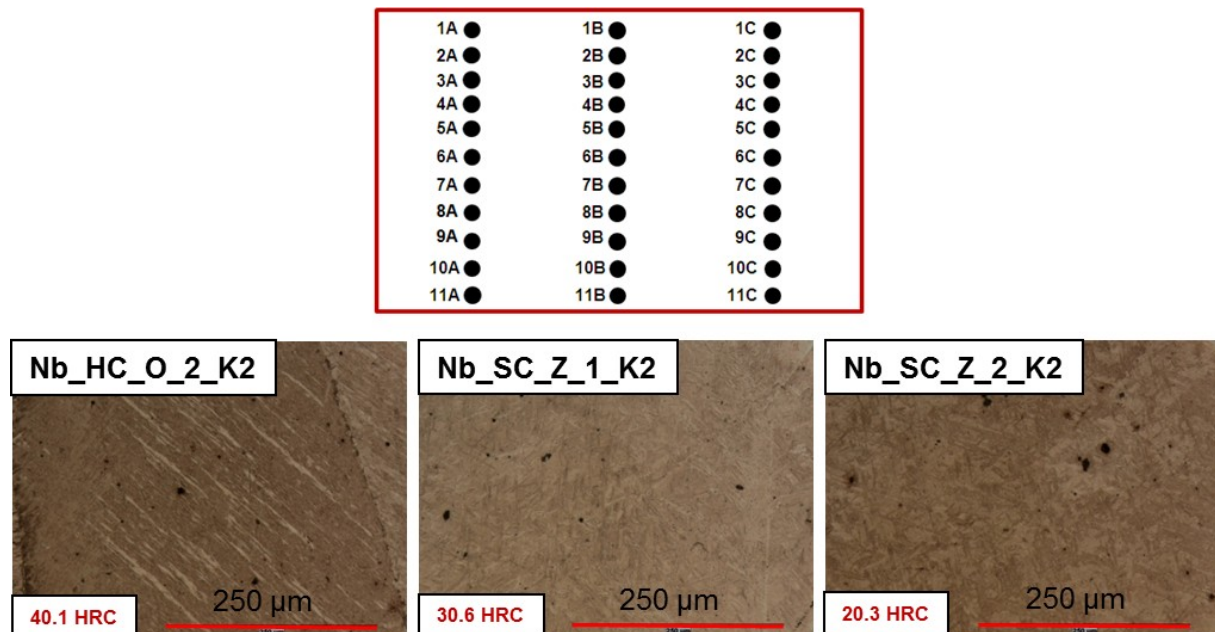


Abbildung 4-30: Gefügeausschnitte der Härtemessungen

4.3.3 Austenitkornwachstum

Damit der Stranggießprozess abgebildet werden kann, muss die Austenitkorngröße an der Oberfläche der Probe beim Biegevorgang der der Strangoberfläche zu Beginn der Rückbiegezone entsprechen. Um durch entsprechende Präparation und Ätzung der Oberfläche die ehemaligen Austenitkörner am Ende des Biegevorgangs untersuchen zu können, muss die Abkühlung der Probe so schnell wie möglich vor sich gehen. Aus diesem Grund wird die Probe direkt nach dem Biegen in Wasser abgeschreckt. Für die Untersuchung der Austenitkorngröße wurde die Probe Nb/HC/K_0 (Biegetemperatur = 760°C, 0% Dehnung; siehe **Tabelle 4-II**) herangezogen. Es wurden an der Probenoberfläche 3 Bereiche definiert. Es handelt sich um den oberen, mittleren und unteren Teil. Diese Bereiche wurden wieder in jeweils 3 Schiffe unterteilt. Das ergibt eine Anzahl von 9 Schliften. **Abbildung 4-31** zeigt schematisch die beschriebene Aufteilung der Probe. Die Schlibfbearbeitung ist ident mit der aus **Kapitel 4.3.2**. Jedoch ist hierbei noch anzumerken, dass eine Schicht mit einer Dicke von ei-

nem Millimeter vor der Endbearbeitung der Probe abgetragen werden musste (Oxidschicht, Oberflächenunebenheiten).

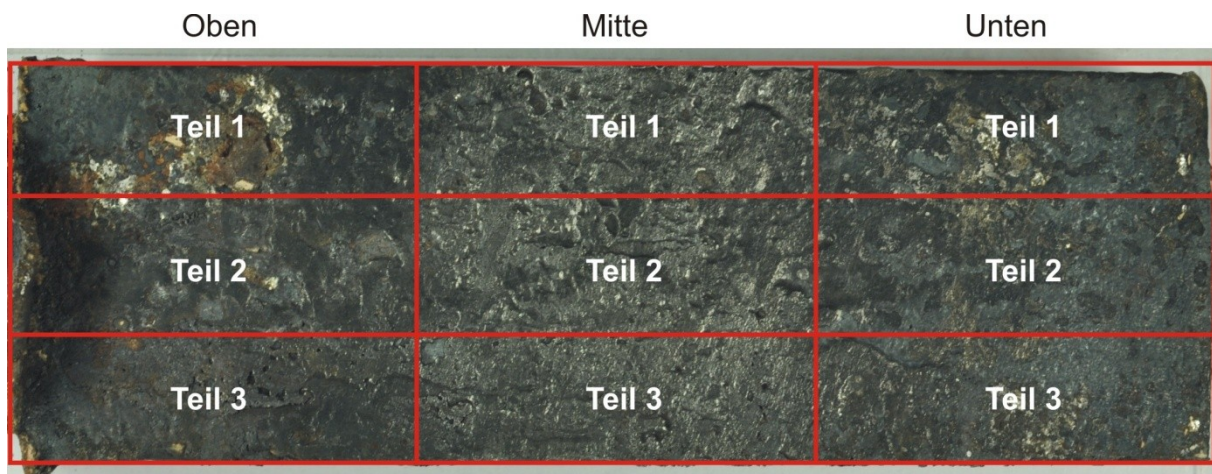


Abbildung 4-31: Aufteilung der ausgewerteten Probenoberfläche [45]

Nach der Bearbeitung und Ätzung erfolgte die Dokumentation der Schliffe mit dem Lichtmikroskop. Als nächster Schritt wurden die Schliiffbilder auf Papier gedruckt und die Korn Grenzen händisch nachgezeichnet. Nach neuerlicher Digitalisierung der Bilder erfolgte die Ermittlung der Kornflächen der einzelnen Körner mit dem Programm Clemex Vision Pro. **Abbildung 4-32** zeigt den Flowsheet des Austenitkorngrößen-Ermittlungsprozesses eines Schliffes.

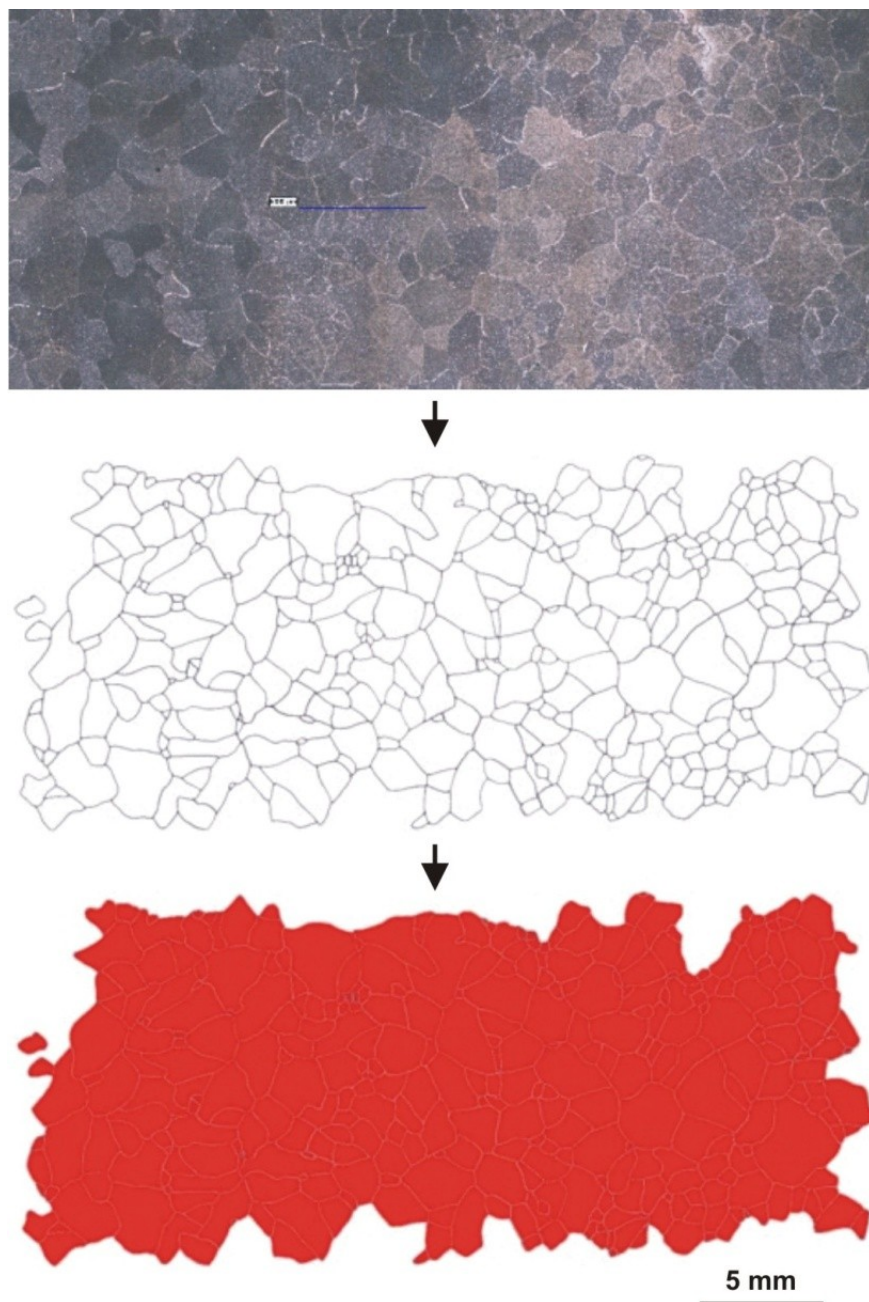


Abbildung 4-32: Ermittlung der Austenitkörner gemäß der Beschreibung [45]

Es wurden die Flächen der einzelnen Körner ermittelt. Als Kompensation der individuellen Form jedes einzelnen Kornes wurden die Körner als Kreise ausgewertet und der Durchmesser jedes Kreises ermittelt. Diese Durchmesser wurden zusammengefasst und ein Mittelwert daraus gebildet. In **Tabelle 4-V** sind die Mittelwerte jedes Schliffes, beziehungsweise der Mittelwert des gesamten Bereiches (Oben, Mitte, Unten) aufgelistet. Der Mittelwert des Austenitkorndurchmessers im oberen Teil der Probe beträgt 0,90 mm, im mittleren Teil 0,96 mm und im unteren Teil 0,80 mm. Bezogen auf die Anzahl der ausgewerteten Körner sind die Abweichungen zwischen den Schliffen und zwischen den Bereichen gering.

		Mittelwert des Durchmessers bezogen auf den Schliff [mm]	Mittelwert des Durchmessers bezogen auf den Probenbereich [mm]
oben	Teil 1	0,80	0,90
	Teil 2	1,18	
	Teil 3	0,71	
mitte	Teil 1	0,99	0,96
	Teil 2	1,02	
	Teil 3	0,86	
unten	Teil 1	0,95	0,80
	Teil 2	0,72	
	Teil 3	0,74	

Tabelle 4-V: Zusammenfassung der Ergebnisse der Austenit-Körngrößenmessung [45]

Anschließend erfolgt eine Diskussion der dargestellten Ergebnisse. Ein Augenmerk wird dabei auf die Proben ohne Dehnung gelegt, weil auch bei diesen Risse an der Oberfläche gefunden wurden. Um Gründe für diese Problematik zu finden, erfolgte die Durchführung weiterer Versuche, welche in **Kapitel 5** dargestellt werden.

5 Diskussion

Die in **Kapitel 4** dargestellten Ergebnisse sollen zur Abschätzung der Oberflächen - Rissempfindlichkeit beim Stranggießen für einen Nb-mikrolegierten Stahl in Abhängigkeit der sekundär Abkühlstrategie bzw. der Richttemperatur dienen. Eine Zusammenfassung der Ergebnisse bezüglich der Oberflächenrissbildung der ersten Versuchsserie wird in **Abbildung 5-1** gezeigt. Es sind die maximalen Dehnungswerte an der Oberfläche der Proben in Abhängigkeit der Temperatur eingetragen. Zusätzlich wurde der Bereich der maximalen Dehnungswerte beim konventionellen Stranggießen markiert. Wird dieses Diagramm unabhängig von der Abkühlstrategie betrachtet, kann festgestellt werden, dass es einen Temperaturbereich (grün markiert) gibt, in dem die aufgebrauchten Dehnungen nicht zu Rissen führten. Dieser Temperaturbereich erstreckt sich von 808°C bis 884°C. Wie in **Kapitel 2.2** beschrieben, sind mehrere Effekte der Grund für das Vorhandensein des zweiten Duktilitätstiefs von Stahl ausschlaggebend. Eine genaue Erklärung für die Bildung der Risse an den untersuchten Proben wurde nicht gefunden. Auffällig sind jedoch die rot markierten Punkte an der 0%-Dehnungs-Linie bei 790°C und 959°C. Die Risse an der Oberfläche dieser Proben können sich nicht wegen einer Biegung gebildet haben, sondern müssen entweder während der Erstarrung in der Kokille oder durch thermische und Umwandlungsspannungen während des Abkühlens entstanden sein. Aus diesem Grund werden nachfolgend jene Versuche genauer diskutiert und weitere Versuche für die Lösung dieses Problems dargestellt.

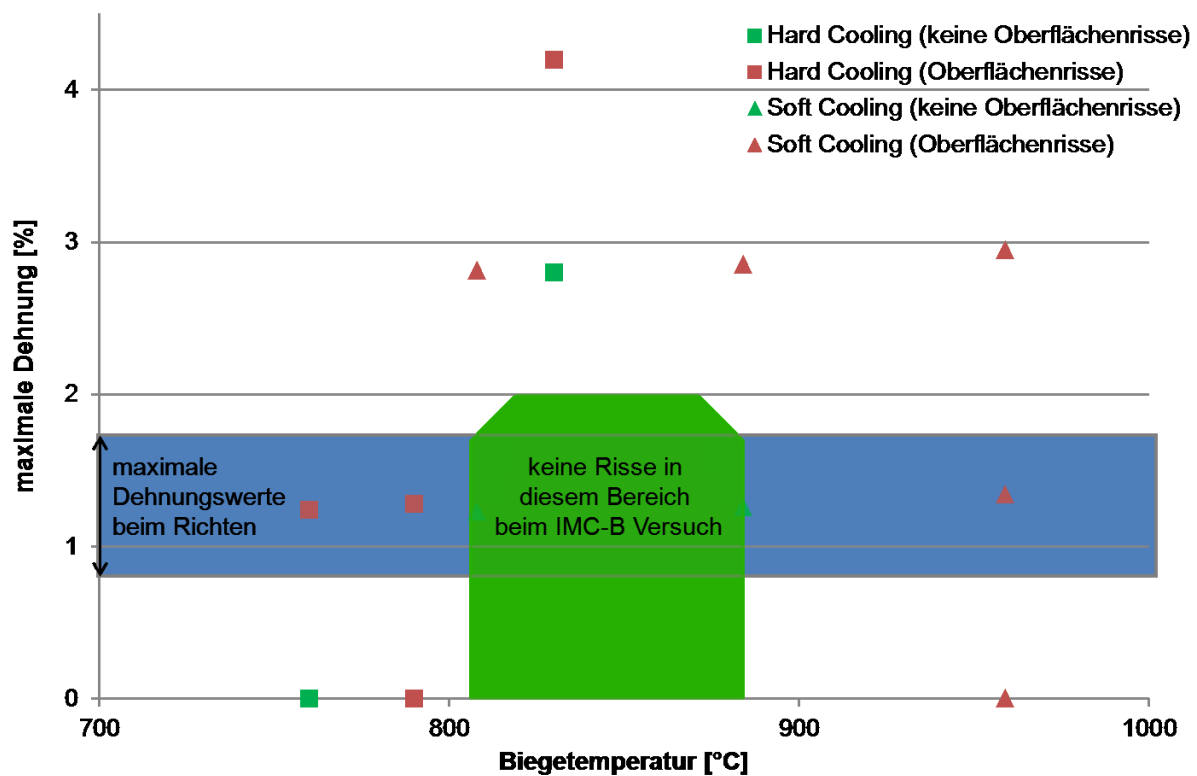


Abbildung 5-1: Zusammenfassung der Ergebnisse der ersten Versuchsserie

5.1 Untersuchung der Rissproblematik

Zur Abklärung der Rissursache erfolgte eine Untersuchung ausgewählter Risse an der Oberfläche dieser Proben mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM). Der ausgewählte Bereich der Probe mit einer theoretischen Biegetemperatur von 790°C ist in **Abbildung 5-2** zu sehen. Die beiden Risse sind 3 bis 10 mm vom Probenrand entfernt. Bei Riss Nummer 5 ist am Schlibfbild noch vorhandener Zunder an der Oberfläche zu sehen. Es ist keine dendritische Struktur sichtbar, daher ist es eher unwahrscheinlich, dass sich dieser Riss während der Erstarrung in der Kokille gebildet hat. Es könnte sein, dass sich eine Pore unter der Oberfläche befindet und diese Öffnung an der Probenoberfläche verursacht hat. Riss Nummer 7 ist bei näherer Betrachtung als interkristalliner Riss erkennbar. Der Riss breitet sich entlang einer Korngrenze aus. Dieser Risse ist wahrscheinlich aufgrund thermischer Spannungen während der Abkühlung entstanden. Ob sich dieser Riss vor oder nach dem Biegeofen (bzw. beim Abschrecken) bildete, kann nicht genau bestimmt werden. Jedoch erfolgte eine Untersuchung dieser Problematik mittels Proben mit einer theoretischen Biegetemperatur von 959°C ohne Biegung. Diese Ergebnisse werden anschließend dargestellt.

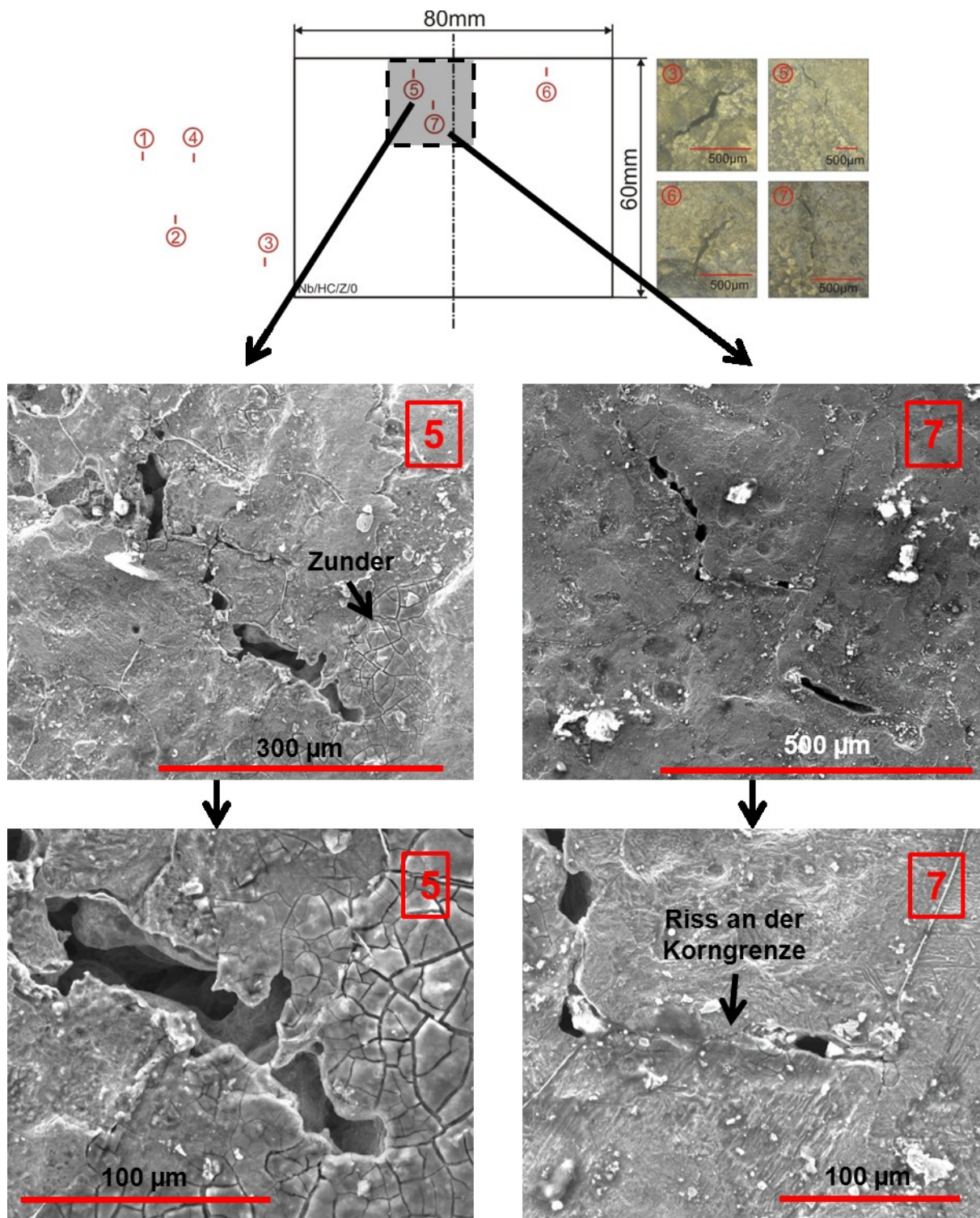


Abbildung 5-2: REM-Untersuchungen der Probe Nb/HC/Z₀

Abbildung 5-3 zeigt einen Riss welcher sich an der Oberfläche der Probe mit einer Biegetemperatur von 959°C und 0% Dehnung bildete. Der Riss befindet sich im unteren Drittel der Probe. Es handelt sich um einen massiven Längsriss. Der scharfkantige Ausschnitt des Rissverlaufs (S-förmig) deutet auf einen interkristallinen Riss hin. Der gesamte Rissverlauf ist

jedoch nicht geradlinig, die Rissart und Ursache ist auf diesem Wege nicht genau bestimmbar.

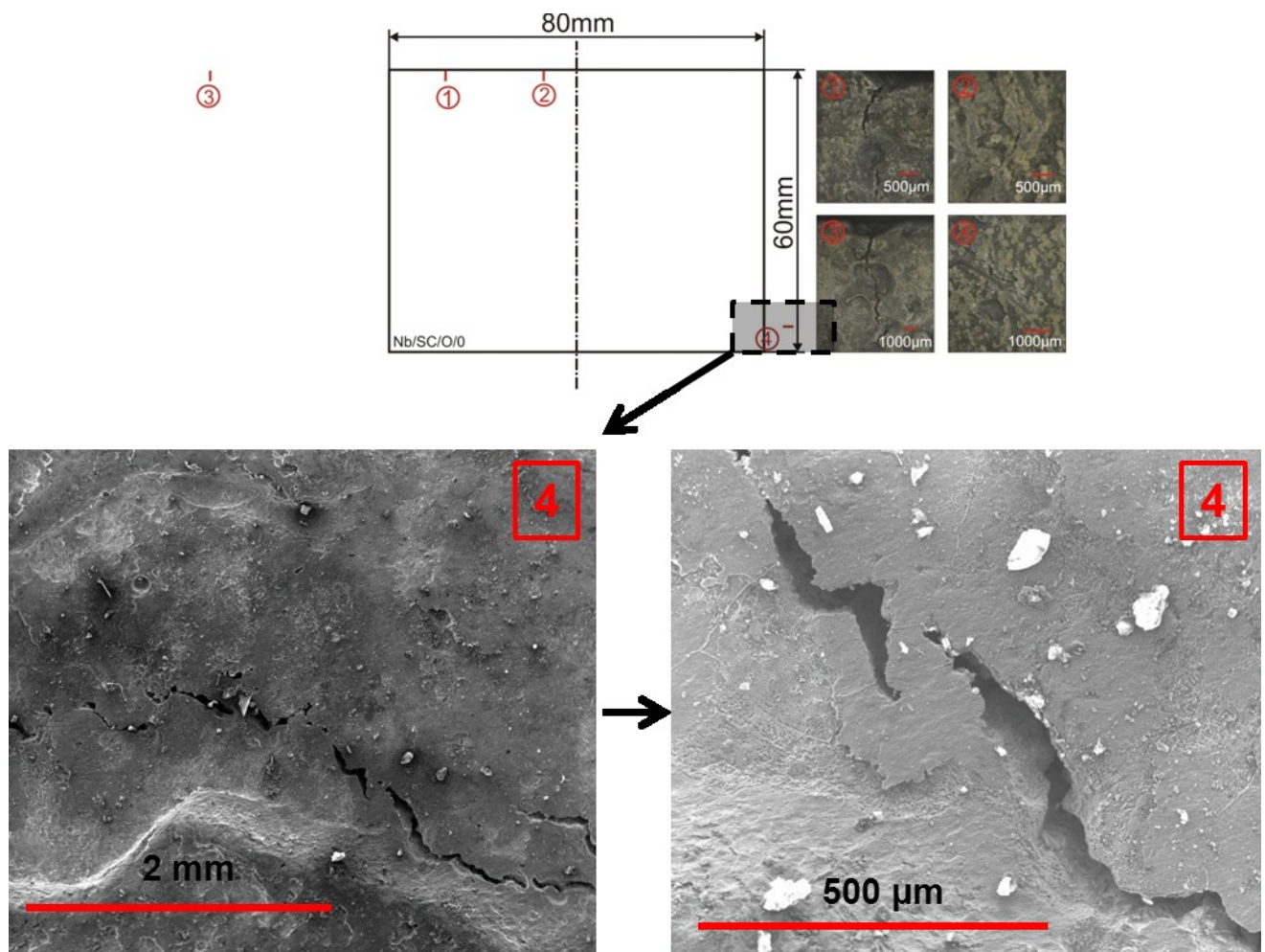


Abbildung 5-3: REM – Untersuchungen der Probe Nb/SC/O_0

Um abschätzen zu können, ob diese Risse vor oder nach (beim Abschrecken) dem Biegeofen entstanden, wurden 2 zusätzliche Proben hergestellt. Bei der ersten Probe erfolgte die Abkühlung analog zur Probe aus **Abbildung 5-3**, jedoch wurde sie nach dem Biegeofen nicht abgeschreckt sondern an Luft abgekühlt. Diese Maßnahme bewirkte eine niedrigere Abkühlgeschwindigkeit und damit geringere thermische Spannungen nach dem Biegeofen. Bei makroskopischer Betrachtung der Oberfläche ist jedoch bei Raumtemperatur ein massiver Riss zu erkennen. **Abbildung 5-4** zeigt das Rissverteilungsschema der an der Luft abgekühlten Probe. Die Risse 6 bis 18 können als ein stellenweise unterbrochener Längsriss beschrieben werden. Auch die Risse mit den Nummern 2 bis 5 im oberen Drittel der Probe breiten sich über mehrere Millimeter aus. Der Rissbefall ist größer als bei der abgeschreckten Probe. Es kann also mit einer Abkühlung nach dem Biegen an Luft der Rissproblematik nicht entgegengewirkt werden.

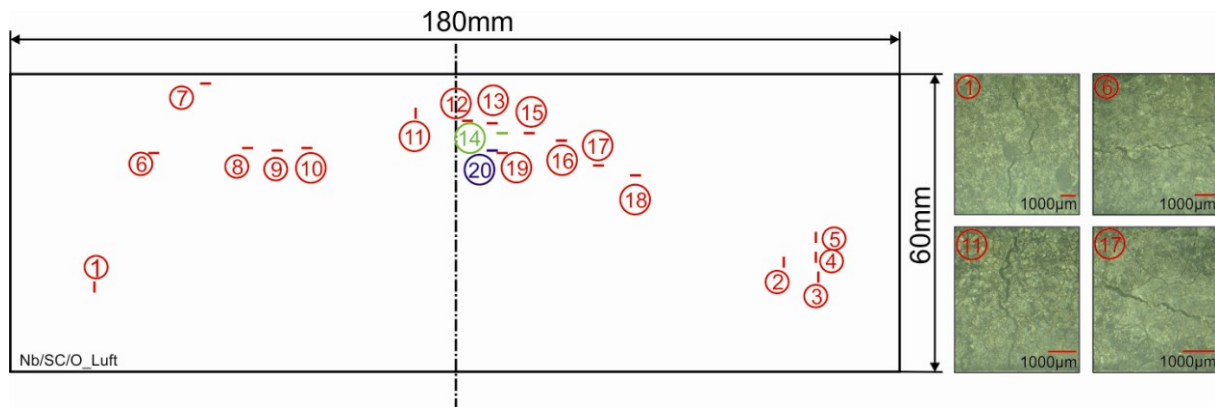


Abbildung 5-4: Rissverteilungsschema der Probe Nb/SC/O_Luft

Bei Zusatzversuch 2 wurde die Abkühlgeschwindigkeit nach dem Biegeofen weiter abgesenkt. Die Abkühlung nach dem Biegen erfolgte in einem Ofen bis 500°C. Durch die Abschaltung des Ofens kühlte die Probe mit der Ofentemperatur möglichst langsam bis Raumtemperatur ab (rund 24 Stunden). Die anschließende Untersuchung der Oberfläche mit dem Stereomikroskop ergab, dass keine Risse entstanden sind. Das bedeutet, bei genügender Absenkung der Abkühlgeschwindigkeit können die thermischen Spannungen so niedrig gehalten werden, dass sich keine Oberflächenrisse bilden. Aufgrund dieser Erkenntnis wurde ein weiterer Zusatzversuch durchgeführt. Die Abkühlung erfolgte ident wie bei der eben beschriebenen Probe. Jedoch wurde eine Biegung mit einem Stempelweg von einem Millimeter vollzogen. Die anschließende Abkühlung bei einer Ofentemperatur von 500°C sollte wieder die thermischen Spannungen so niedrig wie möglich halten. Durch die Untersuchung mit dem Stereomikroskop wurden 4 Risse gefunden. **Abbildung 5-5** zeigt das Rissverteilungsschema dieser Probe. Bei den Rissen Nummer 1, 2 und 4 handelt es sich im Vergleich zu den anderen Proben um sehr kleine Risse. Die Länge dieser Risse beträgt 500 bis 1000 µm. Riss Nummer 3 ist im Gegensatz dazu etwa 2 Millimeter lang. Eine Zusammenfassung aller Versuche inklusive den Zusatzversuchen ist in **Abbildung 5-6** zu sehen. Die beiden Versuche mit einer Ofenabkühlung nach dem Biegen sind gekennzeichnet. Alle zukünftigen Versuche sollen mit dieser Abkühlung nach dem Biegen durchgeführt werden, damit die Wahrscheinlichkeit der thermischen Rissbildung beim Abkühlen so gering wie möglich gehalten werden kann.

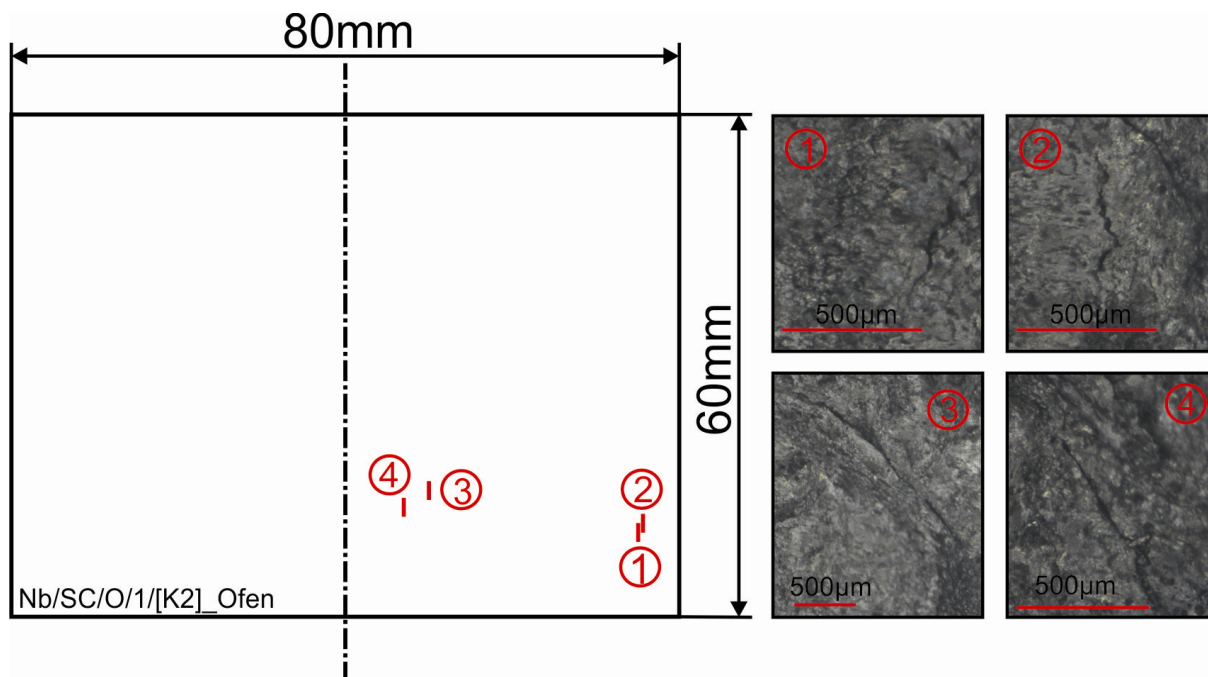


Abbildung 5-5: Rissverteilungsschema Nb/SC/O/1_[K2]_Ofen

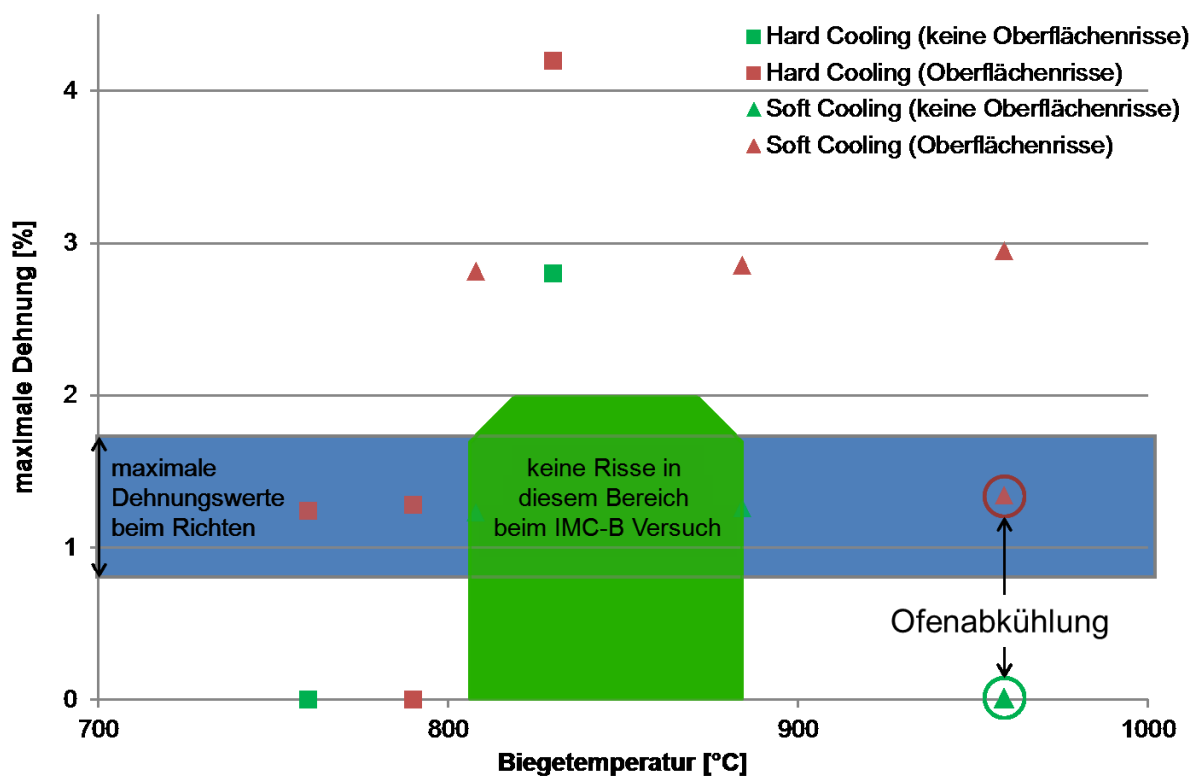


Abbildung 5-6: Zusammenfassung der Ergebnisse mit den Zusatzversuchen

5.2 Modifikation der Simulation der Abkühlung in der Kokille

Die in **Kapitel 3.2** dargestellte Simulation der Abkühlung in der Kokille stimmt sehr gut mit den gemessenen Werten überein. Jedoch handelt es sich hierbei um eine Invers-Simulation, bei der die Wärmeübergangskoeffizienten angepasst wurden, sodass die Kurvenverläufe der Praxis und der Simulation in den Messpunkten übereinstimmten (**Abbildung 3-15**). Die dadurch entstandenen Wärmeübergangskoeffizienten erreichten dabei Werte, welche die Realität bei weitem übersteigen (tlw. über $10^5 \text{ W/m}^2\text{K}$). Nur mit dieser großen Wärmeabfuhr können die gemessenen Werte erreicht werden. Die Erklärung für dieses Phänomen liegt in den Wärmeausdehnungen der Kokille und den Messzylindern mit den Thermoelementen. Die Zylinder sind mit Schrauben in der Kokille bzw. in der Einlegeplatte befestigt. Wenn sich die Kokille bzw. die Einlegeplatte aufgrund der eingebrachten Wärme ausdehnt, kann der Kontakt des Thermoelementes mit dem jeweiligen Messpunkt nicht mehr garantiert werden. Die Messzylinder dehnen sich zwar mit aus, jedoch sind diese mit Schrauben fixiert. Das bedeutet, dass der Messpunkt wegen der Bewegung des Flansches abhebt und sich ein Luftspalt bildet. Dieser Luftspalt führt zu einem Wärmestau vor dem Thermoelement. Dadurch werden zu hohe Temperaturen aufgezeichnet. Dieser Vorgang ist schematisch in **Abbildung 5-7** dargestellt.

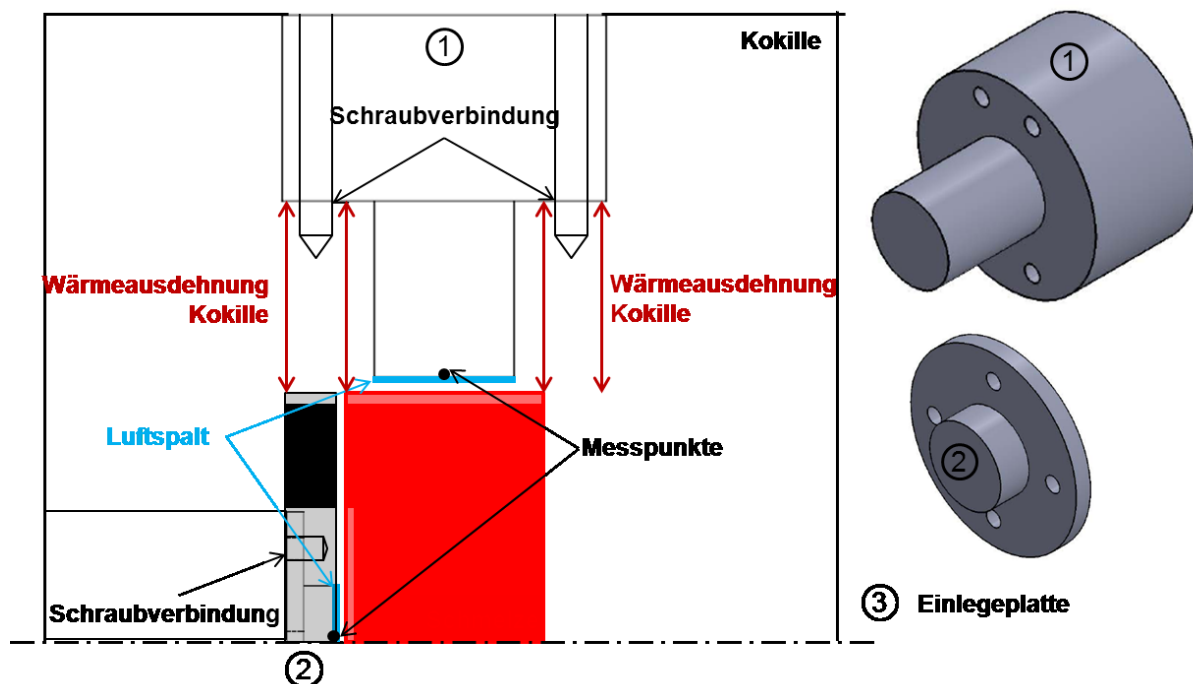


Abbildung 5-7: Vorgänge bei der ersten Temperaturmessung in der Kokille

Um Abhilfe für dieses Problem zu schaffen, wurde die Temperaturmessung modifiziert. Die Einlegeplatte wurde mittels einer Schraubverbindung mit der Kokille verbunden. Die Messung erfolgte an 5 Punkten. Die Messflächen wurden während der Messung mittels Federn zur Kokille gepresst. Diese Maßnahme gewährleistete im Gegensatz zu dem in **Abbildung 5-7** beschriebenen Versuchsaufbau einen ständigen Kontakt der Messpunkte mit der Kokille. **Abbildung 5-8** zeigt die Bestandteile sowie den Versuchsaufbau der modifizierten Kokille.

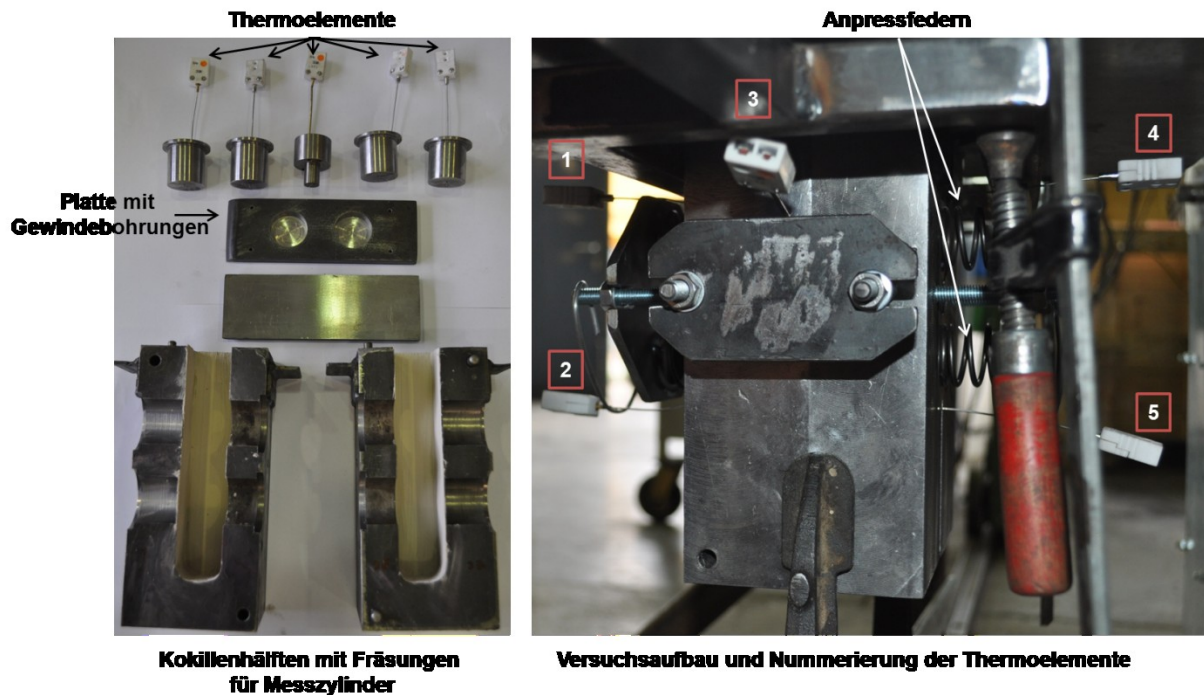


Abbildung 5-8: Modifizierte Temperaturmessung

Abbildung 5-9 zeigt einen Vergleich dieser Ergebnisse mit jenen aus **Kapitel 3.3.2**. Es sind sehr große Unterschiede erkennbar. Die höchste aufgezeichnete Temperatur von Versuch 2 liegt von Thermoelement 1 bei rund 390°C . Hingegen weisen Thermoelement 1 und 2 von Versuch 1 einen Maximalwert von 625°C auf. Diese Differenz ist auf den Wärmestau vor den Thermoelementen bei Versuch 1 zurückzuführen. Versuch 2 scheint realere Werte zu liefern. Der Grund für die höheren Werte von Thermoelement 1 und 4 im Vergleich zu 2 und 5 liegt bei der Position der Messpunkte. Nummer 2 und 5 messen im unteren Bereich der Kokille. In diesem Bereich befand sich während des Gießens der als erstes eintreffende Teil der Schmelze. Dieser Teil kühlte beim Gießen stärker ab (Gießrinne wurde nicht vorgeheizt), was der Grund für die niedrigeren Temperaturwerte von Nummer 2 und 5 ist. Thermoelement Nummer 3 stellt das Seitenelement dar. Auch hier gibt es im Gegensatz zu Versuch 1 einen maximalen Temperaturunterschied von 40°C . Als nächster Schritt muss die Simulation

mit den Werten aus Versuch 2 erfolgen um eine klare Aussage über den Oberflächen-Temperaturverlauf in der Kokille tätigen zu können.

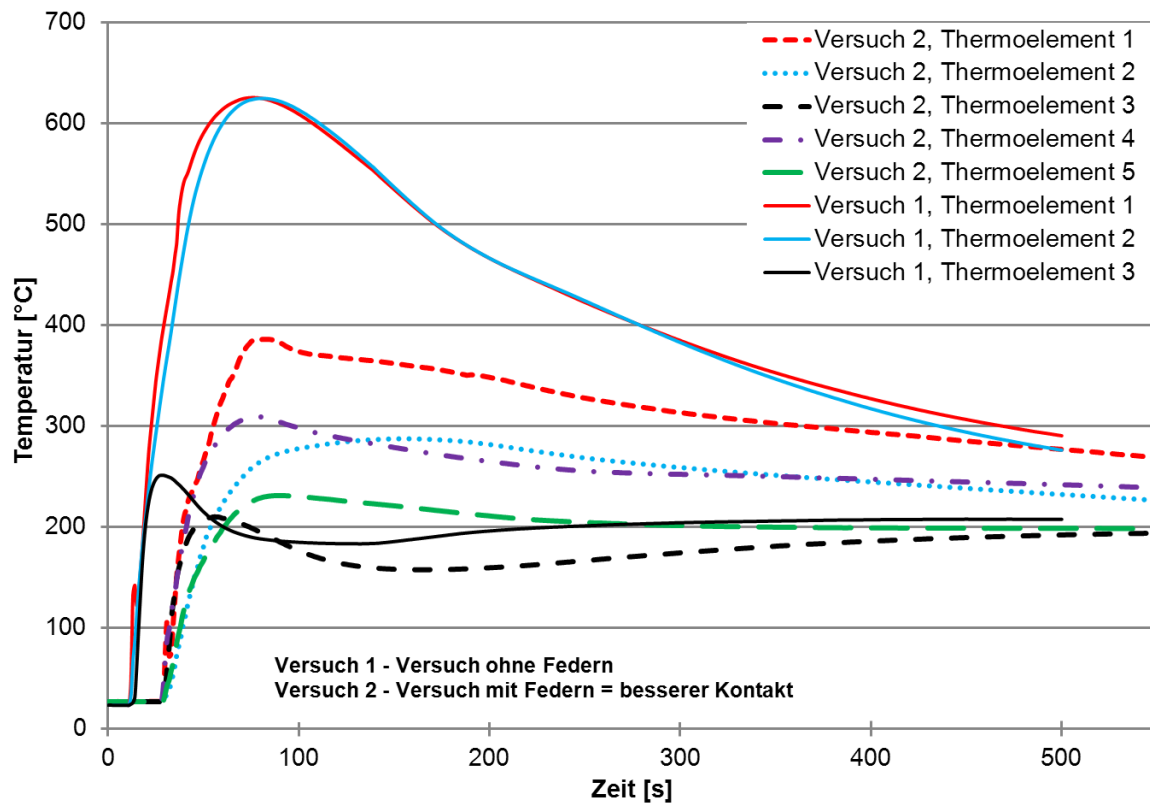


Abbildung 5-9: Vergleich der Ergebnisse der beiden Temperaturmessungen

6 Zusammenfassung

Die Bildung von Oberflächenrissen ist trotz Jahrzehnte andauernder Untersuchungen noch immer ein häufiges Problem beim Stranggießen von empfindlichen Stahlsorten. Zu den sensiblen Stählen zählen mikrolegierte Stähle und hier ist wiederum Niob ein äußerst kritisches Element. Niob bildet im Zuge der Abkühlung Niobcarbonitride die an und um Austenitkorn-grenzen zu einer Verminderung der Duktilität - dem sogenannten zweiten Duktilitätstief - führen.

Das heutige Verständnis der Wirkung von Carbonitriden auf die Duktilität bei hohen Temperaturen rührt von Heißzugversuchen her. Die Temperatur der Probe wird bei Heißzugversuchen im Regelfall so geführt, dass nach der Wiedererwärmung ein Grobkornglühen bei Temperaturen von rund 1350°C durchgeführt wird. Nach der Abkühlung auf die Versuchstemperatur wird die Probe homogenisiert und anschließend bis zum Bruch verformt. Die Brucheinschnürung ist der Kennwert für die Duktilität des Stahls bei Versuchstemperatur. Eine Brucheinschnürung von weniger als 40% wird im Allgemeinen als kritisch betrachtet. Die Prozessführung einer Stranggießanlage zielt darauf ab, diesen kritischen Temperaturbereich durch Anpassung der Sekundärkühlung zu vermeiden. Die Oberflächentemperatur sollte in der Richtzone entweder über dem kritischen Temperaturbereich oder darunter liegen. Dieses Konzept der temperaturgesteuerten Prozessoptimierung ist heute weit verbreitet und auch - das sollte an dieser Stelle betont werden - als erfolgreich zu sehen.

Als Defizit von Heißzugversuchen muss jedoch gesehen werden, dass die Bruchdehnung trotz geringer Brucheinschnürung (unter 40%) bei Werten von jenseits der 40% liegt. Dies führt zu Vorgängen wie dynamischer Rekristallisation sowie verformungsinduzierter Ausbildung von Korngrenzenferrit und von Ausscheidungen. Die maximalen Dehnungen im

Stranggießprozess liegen dagegen bei weniger als 2%. Sowohl verformungsinduzierte Phasenumwandlungen als auch Rekristallisationsvorgänge sind deshalb im Stranggießprozess unwahrscheinlich. Der Aufbau von Modellvorstellungen auf den Ergebnissen von Heißzugversuchen und die direkte Übertragung auf die Verhältnisse des Stranggießens sind deshalb problematisch. Aus diesem Grund wurde im Rahmen eines COMET-K2-Projekts in Zusammenarbeit mit Siemens VAI Metals Technologies, voestalpine Stahl und dem Materials Center Leoben ein in-situ Biegeversuch entwickelt, der IMC-B (In-situ Material Characterisation - Bending) Versuch.

Dessen Vorteile können wie folgt zusammengefasst werden:

- Die Steuerung der Erstarrungsbedingungen erlaubt die Herstellung einer Probe mit stranggießähnlichem Gefüge (grobe Austenitkörner die bereits nahe der Oberfläche zu längsgestreckten, columnaren Körnern werden).
- Die Nachbildung des Zeit-Temperatur-Gerüsts der Oberfläche an der Oberfläche der Bramme erfolgt durch eine kombinierte Abkühlung in Kammeröfen bis hin zum Biegeversuch, der ebenfalls in einem Kammerofen durchgeführt wird.
- Gefüge und Ausscheidungszustand entsprechen damit dem Zustand der Brammenoberfläche in der Biegezone. Prinzipiell kann aber auch jeder andere Zustand in einer Stranggießanlage (z.B. Kokillenaustritt) simuliert werden.
- Die Dehnrate und Dehnung im Biegeversuch werden auf die Verhältnisse in der Richtzone abgestimmt. Die nachfolgende metallografische Untersuchung erlaubt die Ermittlung einer kritischen Dehnung. Die Risse werden ebenfalls untersucht und der Rissmechanismus (interkristallin, transkristallin, ...) kann bestimmt werden. Dies liefert wertvolle Erkenntnisse über die Ursachen der Rissbildung.
- Die Verzunderung der Probenoberfläche sollte zusätzlich dazu beitragen, dass bereits bei geringen Dehnungen Risse in der Probe entstehen. Auch erstarrungsbedingte Fehler in der Oberfläche (Einziehungen, Poren, ...) erleichtern die Rissbildung.

Die ermittelten Kennwerte aus dem IMC-B-Versuch sollten deshalb den Bedingungen des Stranggießprozesses nahekommen.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde mit der IMC-B Methode die Neigung zur Oberflächenrissbildung eines Nb-mikrolegierten, mittelkohligen Stahls in der Richtzone untersucht. Dabei wurden zwei Abkühlstrategien (Soft-Cooling, Hard-Cooling) gewählt. Die Biegetemperaturen entsprachen der Strangoberflächentemperatur zu Beginn der Richtzone. Die simulierten Abkühlkurven der Strangoberfläche weisen zwischen Mitte und Kante der Brammenbreite große Temperaturunterschiede auf, sodass pro Abkühlstrategie drei Biegetemperaturen

(Brammenmitte, Brammenkante und zwischen Mitte und Kante) gewählt wurden. Die Proben wurden mit unterschiedlichen maximalen Dehnungen gebogen (0 bis 3 Millimeter Stempelweg) und anschließend in Wasser abgeschreckt. Es erfolgte die Aufzeichnung der Abkühlkurven bis zum Abschrecken, sowie der Kraft - Zeit Kurven. Nach der vollständigen Abkühlung wurden die Proben mit einer siedenden Zitronensäure-Lösung entzundert, damit die Oberfläche mit dem Stereomikroskop untersucht werden konnte. Es folgte eine Dokumentation des Oberflächen-Rissbefalls jeder Probe. Zusätzlich wurden Querschliffe für die Riss- und Gefügebeurteilung hergestellt. Diese Schliffe dienten auch als Material für die Härtemessung nach Rockwell über den Querschnitt für jede Probe. Die Austenitkorngröße an der Probenoberfläche wurde ebenfalls ermittelt.

Die Ergebnisse zeigen, dass im Temperaturbereich von unter 800°C bereits geringste Durchbiegungen (1,0 mm d.h. ca. 1,23% Dehnung) zur Bildung von mikroskopischen Querrissen führen, während bei Temperaturen von zwischen 810 und 900 Grad ein eher günstiges Verhalten festzustellen ist. Die Ergebnisse der Biegeversuche bei 959° verlangen eine weitere Aufklärung, da die ausgeprägte Rissempfindlichkeit nicht über Mechanismen wie Ausscheidung oder Ferritumwandlung erklärt werden kann.

Die Ergebnisse der Abkühlversuche (keine Biegung, Abkühlung in Wasser, Luft oder Ofen) deuten - zumindest für die Ausgangstemperatur 959°C - auf die Bildung von Rissen durch den Aufbau von Spannungen hin. Eine Detailanalyse steht noch aus, wird aber unmittelbar nach Abschluss der Masterarbeit in Angriff genommen. Für niedrige Biegetemperaturen von 760 °C scheint das nachfolgende Abschrecken aber nicht mit Problemen verbunden zu sein. Auch hier sind aber weitere Versuche zur Abklärung notwendig.

Auch die derzeitige Bewertung des Rissbefalls (ja oder nein) muss in Zukunft verfeinert werden (Tiefe, Breite, Anzahl und Position auf der Probe) um die Ergebnisse weiter differenzieren zu können.

Parallele Versuchsserien außerhalb der Masterarbeit an Nb-freien Stählen in derselben Legierungslage zeigten, dass diese im Temperaturbereich unter 850° weitgehend unempfindlich sind. Einzelne Proben konnten mit Stempelwegen von deutlich mehr als 3mm verformt werden, ohne dass sich Risse in der Oberfläche bildeten.

Die vorliegende Arbeit konnte einen wichtigen Beitrag zur Weiterentwicklung des IMC-B-Versuchs, sowie Ansätze für weitere Verbesserungen in Bezug auf die Temperaturführung und die Versuchsdurchführung liefern. Diesen Ansätzen und Anregungen wird im weiteren Ablauf des K2-Projekts "Application of computational thermodynamics and defect models to establish quality criteria for continuously cast steels" nachgegangen.

Literaturverzeichnis

- [1] Anteil an Stranggussprodukten bezüglich der Weltrohstahlerzeugung, CEIC Database, abgerufen am 06.10.2014, <http://www.ceicdata.com/en/blog/ceic-database-expansion-world-steel-crude-steel-production-and-continuously-cast-steel-output>.
- [2] 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.
- [3] Pascon, F. and A.M. Habraken, Finite element study of the effect of some local defects on the risk of transverse cracking in continuous casting of steel slabs, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* 196 (2007), 2285-2299.
- [4] Guillet, A.M., Hot ductility and strength of five microalloyed steels in the temperature range 800°C-solidus, PhD thesis, McGill University, 1989.
- [5] Lewis, J.R., Formation of deformation induced ferrite during mechanical testing, Master thesis, McGill University, 1996.
- [6] Popa, E.M. and I. Kiss, Assessment of surface defects in the continuously cast steel, *Acta Technica Corviniensis – Bulletin of Engineering* 4 (2011), 109-115.
- [7] Bernhard, C., Vorlesung Eisen- und Stahlmetallurgie 2 Modul 2, Kapitel 3 „Anlagentechnik des Stranggießens“, Montanuniversität Leoben, 2011.
- [8] Brimacombe, J.K. and K. Sorimachi, Crack formation in the continuous casting of steel, *Metallurgical Transactions* 8B (1977), 489-505.
- [9] Zhao, L.M., Q. Ouyang, D.F. Chen and L.Y. Wen, Surface defects inspection method in hot slab continuous casting process, *Ironmaking and Steelmaking* 38 (2011), 464-470.
- [10] Irving, W.R. and A. Perkins, Basic parameters affecting the quality of continuously cast slabs, *Ironmaking and Steelmaking* 5 (1977), 292-299.

-
- [11] Xia, H., Vorlesung Vergießen peritektischer Stähle, Montanuniversität Leoben, voestalpine, 2009.
- [12] Shabovta, V.P., A.K. Torgovets and E.V. Maksimov, Formation of longitudinal cracks on slabs, *Steel in Translation* 40 (2010), 558-561.
- [13] 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), 452-457.
- [14] 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), 75-79.
- [15] Pavliska, J., Z. Jonsta, K. Mazanec and E. Mazancova, The metallographic evaluation of the relationship between the hot ductility shortness and the susceptibility to transverse cracking in cc products, *Metal 2001*, Ostrava, Czech Republic, (2011).
- [16] Coleman, T.H., J.R. Wilcox, Transverse cracking in continuously cast HSLA slabs – influence of composition, *Materials Science and Technology* 1 (1985), 80-83.
- [17] Dippenaar, R., S.-C. Moon and E.S. Szekeres, Strand surface cracks – the role of abnormally large prior austenite grains, *AISTech Proceedings* 1 (2006), 833-843.
- [18] Ma, F.J., G.H. Wen, P. Tang, X. Yu, J.Y. Li, G.D. Xu and F. Mei, Causes of transverse corner cracks in microalloyed steel in vertical bending continuous slab casters, *Ironmaking and Steelmaking* 37 (2010), 73-79.
- [19] Thomas, B.G., J.K. Brimacombe and I.V. Samarasakera, The formation of panel cracks in steel ingots – a state-of-the-art review, *ISS Transactions* 7 (1986), 7-20.
- [20] Pierer, R., S. Griesser, J. Reiter and C. Bernhard, Über die Bildung von Heißrisseigerungen im Stahl: Metallographische Analyse und Charakterisierung, *BHM* 154 (2009), 7, 346-353.
- [21] Crowther, D.N., The effects of microalloying elements on cracking during continuous casting, Corus Group, Swinden Technology Center.
- [22] Mintz, B., The influence of composition on the hot ductility of steels and the problem of transverse cracking, *ISIJ International* 39 (1999), 833-855.
- [23] Mintz, B., S. Yue and J.J. Jonas, Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting, *International Material Reviews* 36 (1991), 187-217.
- [24] Maehara, Y., Yasumoto K., Tomono H., Nagamichi T. and Ohmori Y., Surface cracking mechanism of continuously cast low carbon low alloy steel slabs, *Material Science and Technology* 6 (1990), 793-806.
- [25] Wray, P.J., Tensile failure behaviour of plain carbon steels at elevated temperatures, *Metallurgical Transactions* 15A (1984), 2059-2073.

- [26] Mintz, B., J.R. Wilcox, D.N. Crowther, Hot ductility of directly cast C-Mn-Nb-Al steel, *Materials Science and Technology* 2 (1986), 589-594.
- [27] Abushosha, R., S. Ayyad and B. Mintz, Influence of cooling rate on the hot ductility of C-Mn-Al and C-Mn-Nb-Al steels, *Materials Science and Technology* 14 (1998), 346-351.
- [28] Crowther, D.N., Z. Mohamed and B. Mintz, Influence of microalloying additions on the hot ductility of steels heated directly to the test temperature, *Transactions ISIJ* 27 (1987), 366-375.
- [29] Foster, D., Surface inspection of continuously cast slabs, *Metals and Materials* 5 (1991), 291-298.
- [30] Alvarez, I., J. Marina, R. Garcia and J.M. Enguita, Surface inspection in hot steel products using conoscopic holography, *Universitat de Oviedo*, (2002).
- [31] Obeso, F., L. Sancho, I. Alvarez, A. Diez, G. Sirat and R. Falessi, New technology for online surface inspection in continuous casting, *AISE, Pittsburgh*, (2001).
- [32] Salon, J.L., G. Hubert and A. Klein, Hot slab surface quality control by means of eddy current probes fitted before torch cutting equipment, *Steelmaking Conference Proceedings*, (1993), 517-521.
- [33] Christmann, B., Operational tests for the surface inspection of hot continuously cast material with eddy current sensors, *Metallurgical Plant and Technology* 4 (1986), 10-13.
- [34] Stepinski, T. and K.G. Bergstrand, Eddy current system for surface inspection of continuously cast steel, *AB Sandvik Bergstrand, Sweden*, 125-134.
- [35] Ouyang, Q., L.M. Zhao, F.J. Ma and L.Z. Zhang, Experimental study of surface defects in continuous casting using developed laser scanning system, *Ironmaking and Steelmaking* 38 (2011), 12-16.
- [36] Ouyang, Q., L.M. Zhao, F.J., L.Z. Zhang and D.F. Chen, Experimental study on quantitative surface defect depth detection based on laser scanning technology in continuous casting, *Ironmaking and Steelmaking* 38 (2011), 363-368.
- [37] Alvarez, I., J.M. Enguita, M. Frade, J. Marina and G. Ojea, On-line metrology with conoscopic holography: beyond triangulation, *Sensors* 9 (2009), 7021-7037.
- [38] Enguita J.M., I. Alvarez, C. Fraga, J. Marina, Y. Fernandez and G. Sirat, A long standoff profilometer for surface inspection in adverse environments based on conoscopic holography, *Proc. of SPIE* 5856 (2005), 481-490.
- [39] Novel on-line surface quality control for hot slabs in continuous casting, *Journées Siderurgiques Internationales 2001*, abgerufen am 09.10.2014, http://isa.uniovi.es/~ialvarez/Investigacion/proyectos/surfin/surfin_cc.pdf.

-
- [40] A. Krumphals: Klassifizierung von Oberflächenfehlern an überwalzten Knüppelmaterial mittels einer optischen Rissprüfanlage (SIAS- Surface Inspection Automated System), Masterarbeit, Lehrstuhl für Metallurgie, 2008.
- [41] Baillie, I., P Griffith, X Jian and S Dixon, Implementing an ultrasonic inspection system to find surface and internal defects in hot moving steel using EMATs, Insight 49 (2007), 87-92.
- [42] Bernhard, C., P. Krajewski, T. Schaden and S. Ilie, Fachausschuss für physikalische Chemie und metallurgische Verfahrensentwicklung des VDEh, Düsseldorf, 2014.
- [43] Lex, R., Anleitung zur praktischen Anwendung von Pyrometern bei der induktiven Erwärmung von Metallen, Sensortherm GmbH, Frankfurt, 2007.
- [44] Pitsch, W., G. Sauthoff, H. P. Hougardy, Gefügebau der Stähle, Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen, Hrsg. Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Verlag Stahleisen mBH Düsseldorf, 1984, 177-220.
- [45] Haas, A., Measurement of austenite grain size on IMC-B – samples, Metallurgy of Continuous Casting, Montanuniversität Leoben, 2014.

A Anhang

A.1 Materialdaten

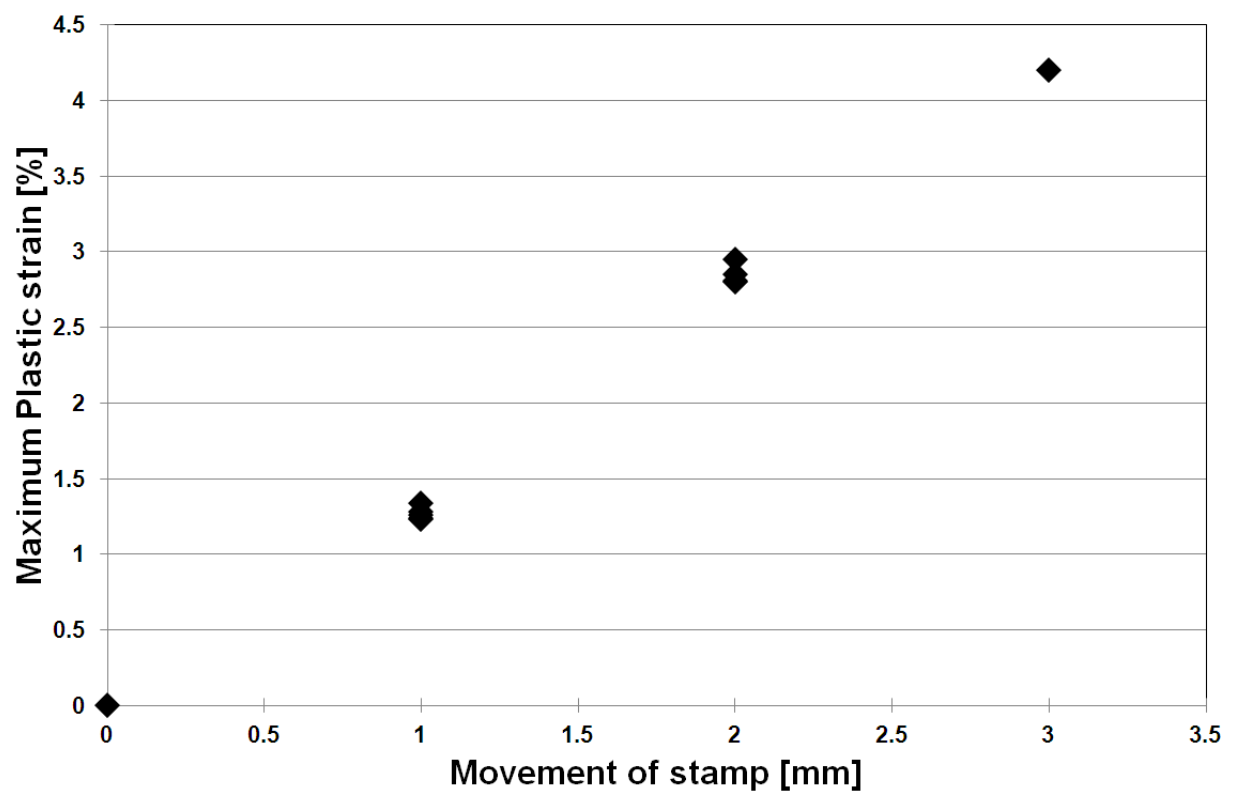


Abbildung A-1: Maximale plastische Dehnung über dem Stempelweg für die Zusammensetzung aus **Tabelle 3-I** berechnet mit Abaqus [42]

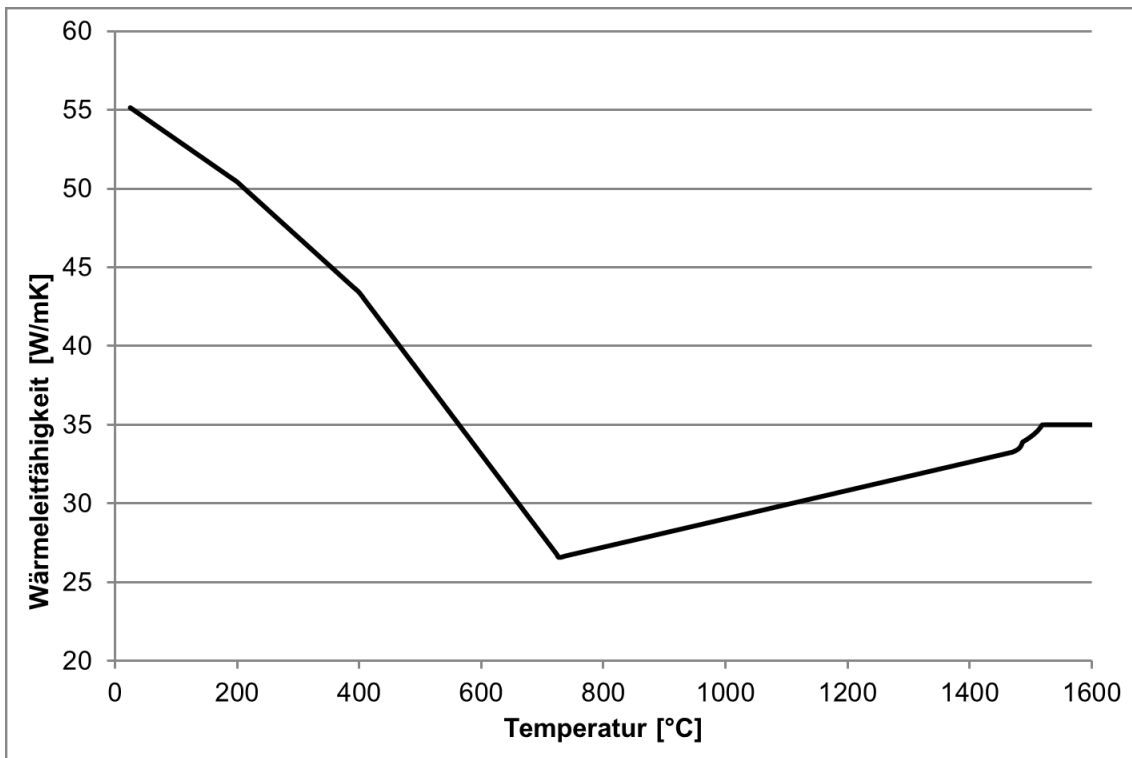


Abbildung A-2: Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit der Temperatur für die Zusammensetzung aus **Tabelle 3-I** berechnet mit Abaqus

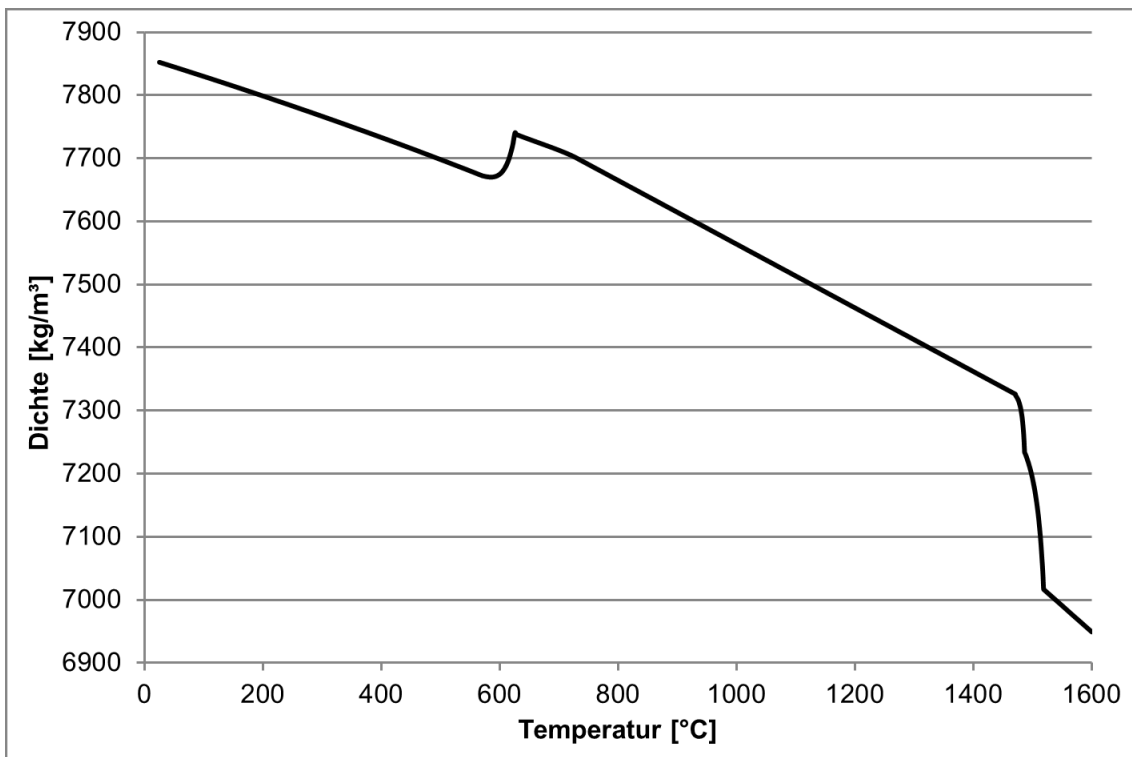


Abbildung A-3: Dichte in Abhängigkeit der Temperatur für die Zusammensetzung aus **Tabelle 3-I** berechnet mit Abaqus

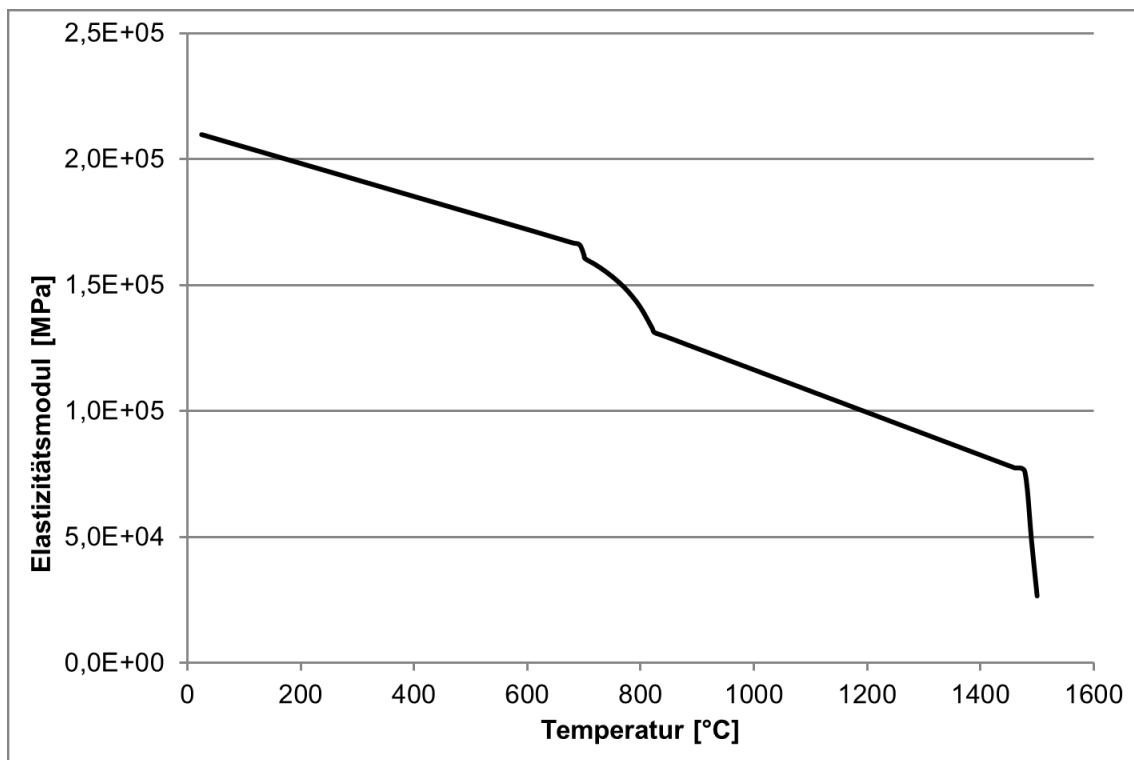


Abbildung A-4: Elastizitätsmodul in Abhängigkeit der Temperatur für die Zusammensetzung aus **Tabelle 3-I** berechnet mit Abaqus

A.2 Probenanalysen

Bezeichnung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb
Soll Nb – Stahl [%]	0,170	0,430	1,54	0,015	0,007	-	-	-	0,030	0,02	0,017
Hard-Cooling											
Nb/HC/K_1_K2	0,166	0,385	1,59	0,015	0,002	0,012	0,016	0,017	0,035	0,01	0,016
Nb/HC/K_0	0,163	0,391	1,45	0,014	0,003	0,015	0,013	0,020	0,044	0,01	0,016
Nb/HC/Z_1_K2	0,170	0,417	1,47	0,014	0,006	0,013	0,007	0,017	0,028	0,01	0,017
Nb/HC/Z_0	0,168	0,432	1,51	0,015	<0,001	0,013	0,010	0,012	0,030	0,01	0,017
Nb/HC/O_3_K2	0,165	0,412	1,47	0,014	0,005	0,014	0,007	0,017	0,026	0,01	0,016
Nb/HC/O_2_K2	0,169	0,399	1,56	0,015	0,002	0,013	0,016	0,019	0,063	0,01	0,018
Soft-Cooling											
Nb/SC/K_2_K2	0,168	0,375	1,42	0,014	0,005	0,013	0,007	0,017	0,029	0,01	0,017
Nb/SC/K_1_K2	0,167	0,41	1,580	0,015	0,002	0,013	0,015	0,018	0,033	0,01	0,017
Nb/SC/Z_2_K2	0,169	0,398	1,45	0,014	0,004	0,018	0,007	0,021	0,027	0,01	0,017
Nb/SC/Z_1_K2	0,166	0,378	1,44	0,014	0,003	0,013	0,007	0,018	0,019	0,01	0,018
Nb/SC/O_2_K2	0,171	0,391	1,54	0,014	0,002	0,014	0,015	0,018	0,049	0,01	0,017
Nb/SC/O_1_K2	0,170	0,404	1,55	0,014	0,001	0,014	0,015	0,019	0,041	0,01	0,017
Nb/SC/O_1_K2_Ofen	0,167	0,305	1,51	0,016	0,002	0,033	0,022	0,007	0,053	0,02	0,017
Nb/SC/O_0	0,172	0,419	1,51	0,015	<0,001	0,014	0,010	0,012	0,047	0,01	0,018
Nb/SC/O_0_Luft	0,168	0,412	1,43	0,015	0,003	0,726	0,061	0,106	0,044	0,02	0,018
Nb/SC/O_0_Ofen	0,166	0,407	1,43	0,016	0,003	0,736	0,062	0,112	0,035	0,02	0,018

Tabelle A-I: Ist-Zusammensetzungen der untersuchten Proben

Bezeichnung	O [%]	N [%]
Nb/HC/K_1_[K2]	0,01220	0,00335
Nb/HC/Z_1_[K2]	0,01007	0,00359
Nb/SC/Z_1_[K2]	0,00888	0,00801
Nb/SC/O_1_[K2]	0,00674	0,00699

Tabelle A-II: Sauerstoff- und Stickstoffgehalte ausgewählter Proben