



LEHRSTUHL FÜR EISEN- UND STAHLMETALLURGIE
MONTANUNIVERSITÄT LEOBEN

**Einfluss der Abkühlbedingungen auf
ausgewählte Eigenschaften und
Eigenspannungen in warmumgeformten
zylindrischen Hohlkörpern**

Masterarbeit

eingereicht von

Gerd Frosch, BSc

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

Diplomingenieur

in der Studienrichtung Eisen- und Stahlmetallurgie



Kurzfassung

Hochdruckbehälter sind Sicherheitsbauteile, die im Falle des Versagens während des Einsatzes großen Schaden an Mensch und Umwelt verursachen können. Aus diesem Grund werden höchste Ansprüche an die Qualität dieser Produkte gestellt. Ein Versagen des Werkstoffs aufgrund von Werkstoff- bzw. Produktionsfehlern muss infolge der Gewährleistung optimaler Produktionsbedingungen ausgeschlossen werden.

Darauf basierend wurde ein Projekt initiiert, welches sich mit möglichen Ursachen der Rissentstehung in der Folge von produktionsbedingten Abkühlprozessen befasst. Im Zuge dieser Arbeit wurden die theoretischen Grundlagen hinsichtlich der Umformung und Wärmebehandlung von Stahlflaschen zusammenfassend dargestellt. Darauf aufbauend wurde ein Versuchsprogramm erstellt, das die wesentlichen kritischen Einflussfaktoren in Bezug auf die Rissinitiierung berücksichtigt. Die unter unterschiedlichen Abkühlbedingungen produzierten Flaschenrohlinge wurden hinsichtlich ausgesuchter Eigenschaften und Eigenspannungen untersucht.

Die Ergebnisse werden einander gegenüber gestellt und ausgewertet. Es konnte im Rahmen der Versuche gezeigt werden, dass es bezüglich der Werkstoffeigenschaften keine wesentliche Rolle spielt, ob zur Kühlung der Flaschenrohlinge kaltes (20 °C) oder temperiertes Wasser mit 60 °C verwendet wird, wenn zuvor die Umwandlung des Austenits abgeschlossen wurde. Wesentlich ist dabei, dass einerseits eine Mindestabkühlzeit an Luft vor dem Abschreckvorgang eingehalten wird und andererseits in diesem Zeitraum ein nahezu vollständiger Temperaturausgleich zwischen Boden und Wand stattfindet. Die Temperatur muss jedoch vor der weiteren Abkühlung unabhängig vom Flaschentyp in jedem Fall unter 520 °C liegen.

Die Eigenspannungen werden zwar durch kaltes Wasser erhöht, kommen aber im Verhältnis zum Standard nicht in kritische Bereiche. Erfolgt die Kühlung spontan bei Vorliegen von hohen Temperaturgradienten zwischen Boden und Wand, können die Spannungen bis zum 10-fachen des Standards ansteigen. Im Rahmen der Versuche konnten bei einem Produktionsvolumen von insgesamt 200 Flaschenrohlingen keine Risse generiert werden. Daraus wird der Schluss gezogen, dass im konkreten Fall für die Bildung von Rissen immer mehrere Faktoren zusammentreffen müssen.

Abstract

High-pressure cylinders are safety-components. In case of total failure while they are used, the effects of their burst may lead to environmental damage and injury to human beings in the surrounding areas. That's why highest quality standards for these products are required. By ensuring optimum production conditions a failure of the cylinders due to manufacturing or material defects should be completely ruled out.

Based on these demands a project dealing with possible reasons for the formation of cracks as a result of production-related cooling processes has been initiated. In the course of this thesis the theoretical basics concerning mechanical deformation and heat treatment of steel cylinders were summarized. Based on these information a test program focusing on the main influencing factors regarding crack formation was developed. Cylinders produced under different cooling conditions were tested according to selected material properties and residual stresses.

The results are compared and evaluated. In the course of the tests it could be demonstrated that there is no big influence on the material properties due to a variation of the temperature of the cooling media when the transformation of the austenite has already been finished before the actual massive cooling starts. It doesn't matter whether the cooling media has 60°C or 20°C. It is very important, that the cooling of the cylinders follows a specific time frame. In addition it has to be assured that the temperature in the cylinders wall and bottom area is on a similar level. Regardless of the type of the cylinder, the temperature has to be lower than 520°C in the bottom area before the rapid cooling takes place. The residual stresses increases by using cold water but do not become critical. Rapid cooling under the presence of high temperature gradients between bottom and wall leads to an increase of the residual stress up to ten times of the standard. During the test production of 200 steel cylinders no cracks could be enforced. Accordingly the conclusion can be drawn that the development of cracks involves a number of various factors.

Eidesstattliche Erklärung

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

.....
Name des Verfassers

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich die Gelegenheit nutzen mich zu bedanken. Und zwar bei all jenen Menschen, die die Realisierung dieser Arbeit und somit den Abschluss meines Studiums ermöglicht haben. Mein Dank gilt Herrn Prof. DI Dr. mont. Christian Bernhard, der mir in organisatorischen Fragen immer und zu jeder Zeit mit Rat, Tat und sehr viel Geduld zur Seite gestanden hat. Mein Dank gilt ebenfalls meinem Mentor und ehemaligen Arbeitskollegen DI Dr. mont. Heribert Summer. Damit ich mein Studium abschließen konnte hat er seine Pensionierung um ein paar Jahre verschoben. Mein besonderer Dank gilt meinem persönlichen Betreuer Prof. DI Dr. mont Reinhold Schneider, der in allen Fachfragen, aber auch bei akuten Problemstellungen, für mich immer ein Rettungsanker war. Ganz egal ob zum Wochenende oder auch an Feiertagen, er hatte immer ein offenes Ohr für meine Anliegen.

Bedanken möchte ich mich auch beim Management der Fa. Worthington Cylinders GmbH, insbesondere bei Ing. Günther Ehrgott und Ing. Franz Spendlhofer, die mir in den letzten Jahren die Möglichkeit eröffnet haben, meinen Traum des abgeschlossenen Metallurgiestudiums verwirklichen zu können.

Ohne den Rückhalt von Familie und Freunden wäre ein Studium in diesem Ausmaß nicht zu meistern. Der Dank gilt meiner Mutter und meiner Schwester, die mir in dieser Zeit immer mit sehr viel Unterstützung und Verständnis begegnet sind. Mein Vater wäre jetzt sehr stolz auf mich. Meine Freunde, die mich bei meinem Studium immer wieder tatkräftig unterstützt haben (Physiker, Techniker und Montanisten) und die sich meine Geschichten aus dem Leben eines „alten“ Studenten immer wieder anhören mussten, sollen hier auf keinen Fall vergessen werden.

Zum Schluss möchte ich mich bei meiner Frau Karin bedanken. Sie war und ist mein Fels in der Brandung. Danke für all die Liebe und Zuwendung in den schweren Zeiten. Danke aber auch dafür, dass wir uns über die vielen kleinen und großen Erfolge miteinander gefreut haben. Mein Sohn Felix wird es später hoffentlich verstehen, dass ich mich in seinen ersten Lebensmonaten ihm nicht voll und ganz widmen konnte.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Abstract.....	III
Eidesstattliche Erklärung	IV
Danksagung.....	V
Inhaltsverzeichnis	VI
Allgemeine Formelzeichen	X
Akronyme.....	XI
Abbildungsverzeichnis	XII
Tabellenverzeichnis	XXIV
1 Einleitung.....	1
2 Grundlagen zur Herstellung von Gasflaschen.....	3
2.1 Flaschenarten und deren Herstellung.....	3
2.1.1 Gasflaschen aus Blech.....	4
2.1.2 Flaschen aus Blockmaterial.....	5
2.1.3 Flaschen aus nahtlosen Rohren.....	9
2.1.4 Flaschen aus Platinen	10
2.1.5 Flaschen aus Verbundwerkstoffen	11
2.2 Druckbehälterstähle	11
2.2.1 Herstellung von Druckbehälterstahl.....	12
2.2.2 Zusammensetzung von Druckbehälterstahl	12

2.2.3	Mechanische Eigenschaften von Druckbehälterstahl.....	13
2.3	Wärmebehandlung von Stahlflaschen	15
2.3.1	Überblick und Einteilung der relevanten Verfahren und Grundlagen.....	15
2.3.1.1	Diffusionsglühen	17
2.3.1.2	Grobkornglühen	17
2.3.2	Vergüten	17
2.3.2.1	Austenitisieren	18
2.3.2.2	Abschrecken (Gefügeumwandlung)	22
2.3.2.3	Anlassen	24
2.3.3	Einfluss der Legierungselemente auf die Vergütbarkeit von niedrig legierten Flaschenwerkstoffen	24
2.3.4	Einfluss der Legierungselemente auf die Eigenschaften von Stahl	28
2.3.5	Prüfung der Härbarkeit	29
2.3.5.1	Jominy-Test	30
2.3.5.2	Berechnung der Härbarkeit von Stählen	31
2.4	Von der Formänderung zum Härteriss.....	32
2.4.1	Eigenspannungen als Ursache von Verzug und Härterissen.....	34
2.4.1.1	Arten von Eigenspannungen	34
2.4.1.2	Mohr'scher Spannungskreis.....	35
2.4.1.3	Volums- und Längenänderungen durch Phasenumwandlungen	37
2.4.1.4	Volums- und Längenänderung durch thermische Ausdehnung	38
2.4.2	Grundlagen der Maß- und Formänderungen	39
3	Praktische Durchführung	45
3.1	Stahlspezifikation	45
3.2	Versuchsrelevante Anlagenteile	46
3.2.1	Drehherdofen.....	46
3.2.2	Pressenbereich.....	47
3.2.3	Kellerlift Ausgang.....	48
3.2.4	Bypass	49
3.2.5	Abkühlstation	49
3.2.6	Plasmaschneiden	50
3.3	Spezielle Prüf- und Messmethoden	50
3.3.1	Temperaturmessung mittels mobilen Infrarotsystemen	51
3.3.2	Temperaturmessung mit Hilfe von stationären Infrarotsystemen.....	51
3.3.3	Eigenspannungsmessung mittels Bohrlochmethode	52

3.4	Versuchsplan	54
3.4.1	Produktion unter Standardbedingungen (Variante 0 und Variante V00).....	58
3.4.2	Kühlen am Dorn, Abschrecken mit kaltem Wasser (Variante 1)	58
3.4.3	Kühlen am Dorn, abschrecken mit kaltem Wasser bei langer Verweilzeit der Blöcke im Ofen (Variante 2)	60
3.4.4	Kühlen des Bodens mit kaltem Wasser (Variante 3).....	62
3.4.5	Alternierende Kühlung von Boden und Wand (Variante 4)	62
3.4.6	Kühlen in der Abkühlstation mit kaltem Wasser	63
3.4.6.1	Kühlen an einer Position (Variante 5).....	63
3.4.6.2	Kühlen in der Abkühlstation mit kaltem Wasser an zwei Positionen (Variante 6)	64
3.4.6.3	Kühlen in der Abkühlstation mit kaltem Wasser an allen Positionen (Variante 7)	64
3.4.7	Anlasseffekt (Variante 8)	64
3.5	Probenplanung	65
3.6	Probenvorbereitung	67
4	Ergebnisse	70
4.1	Abweichungen und Reproduzierbarkeit	70
4.2	Kurzbeschreibung der Diagramme	73
4.2.1	Temperaturverläufe	73
4.2.2	Härteverläufe	74
4.2.3	Mechanische Kennwerte	75
4.2.4	Eigenspannungsverläufe	76
4.2.5	Gefügeausbildung	77
4.2.6	Allgemeines	77
4.3	Einzelergebnisse unter Einbeziehung der Standardbedingungen.....	78
4.3.1	Gegenüberstellung der Standardversuche mit normaler (V00) und langer (V0) Liegezeit im Ofen – Einfluss der Glühdauer	78
4.3.1.1	Temperaturverläufe	78
4.3.1.2	Härteverläufe	78
4.3.1.3	Mechanische Kennwerte	79
4.3.1.4	Vergleichsspannungen	80
4.3.1.5	Gefügeausbildung.....	81
4.3.2	Abkühlversuche im Pressenbereich (V1 und V2).....	83
4.3.2.1	Standardversuche (V0) im Vergleich mit den Abkühlversuchen am Dorn (V1/5-V1/120).....	84

4.3.2.2	Standardversuch (V0) im Vergleich mit Abkühlversuchen am Dorn bei gleichzeitig langer Liegezeit der Blöcke (V2).....	89
4.3.3	Abkühlversuche im Lift/Bypass.....	94
4.3.3.1	Standardversuch normal (V00) im Vergleich mit schroffer Bodenabkühlung (V3).....	98
4.3.3.2	Standardversuch normal (V00) im Vergleich mit ungleichmäßiger Abkühlung über die gesamte Länge (V4).....	99
4.3.3.3	Gegenüberstellung des Anlasseffekts (V8) mit dem Standardversuch normal (V00).....	100
4.3.4	Versuche in der Abkühlstation.....	101
4.3.4.1	Standardversuch (V00) im Vergleich mit unterschiedlich temperierten Kühlmedien (V5, V6).....	104
4.3.4.2	Standardversuch (V0) im Vergleich zur Abschreckung mit kaltem Wasser in der Abkühlstation (V7).....	107
4.3.5	Vergleich der Blöcke mit langen und kurzen Liegezeiten	108
5	Diskussion	111
5.1	Verweilzeit der Blöcke im Ofen.....	111
5.1.1	Liegezeit im Ofen.....	111
5.1.1.1	Mechanische Eigenschaften und Vergleichsspannungen.....	111
5.1.2	Gefüge	111
5.1.2.1	Innere Oxidation	111
5.1.2.2	Entkohlung.....	112
5.1.2.3	Grobkornbildung	114
5.2	Einfluss des Temperaturverlaufs	114
6	Zusammenfassung und Ausblick	125
7	Literaturverzeichnis	126
A	Messdaten, Protokolle, Gefügebilder	1
A.1	Messdaten und Protokolle	1
A.2	Gefügebilder.....	3

Allgemeine Formelzeichen

{ }	Gasphase
[]	Schmelze
()	Schlackenphase
< >	Feuerfestmaterial, nichtmetallische Einschlüsse
ϑ_A	Austenitisierungstemperatur
E	Elastizitätsmodul
ε	lineare Dehnung
σ_V	Vergleichsspannung
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Hauptnormalspannungen

Akronyme

kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
M _F	Martensit Finish
MK	Mischkristall
M _S	Martensit Start
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitierungsschaubild
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1:	Verschiedene Wege zur Herstellung von Gasflaschen (nach [1])	4
Abbildung 2-2:	Ein möglicher Herstellweg für die Produktion von Gasflaschen aus Blockmaterial (nach [4])	5
Abbildung 2-3:	Einformen des Flaschenhalses mit dem Spinning-Prozess [5]	6
Abbildung 2-4:	Einteilung der Umformverfahren nach DIN 8582 (nach [10])	7
Abbildung 2-5:	Ablauf der Druckumformung im geschlossenen Gesenk (nach [11])	8
Abbildung 2-6:	Vorgang des Rückwärtsfließpressen nach Erhardt [12]	8
Abbildung 2-7:	Funktionsprinzip einer Stoßbank. Die Massivumformung erfolgt in den ersten Ziehstufen mit Rollengerüsten anstelle des dargestellten Ziehrings (nach [14])	9
Abbildung 2-8:	Ein möglicher Herstellprozess für die Produktion von Stahlflaschen aus nahtlosen Rohren (nach [6])	9
Abbildung 2-9:	Ein Beispiel für den Herstellweg von Gasflaschen aus Platinen (nach [6])	10
Abbildung 2-10:	Werkstoffe für die Herstellung von Gasflaschen (nach [1])	11
Abbildung 2-11:	Angelassenes martensitisches Gefüge eines 34CrMo4	14
Abbildung 2-12:	Verfahren für die Wärmebehandlung von Stahl (nach [25])	15
Abbildung 2-13:	Lage der Glühverfahren im Eisen-Kohlenstoff Diagramm [27]	16
Abbildung 2-14:	Die Teilschritte des Vergütens in ihrer zeitlichen Abfolge [26]	18
Abbildung 2-15:	Schematische Darstellung eines Dreistoffsystems Fe-M-C zur Bestimmung der A_c -Temperatur [34]	19
Abbildung 2-16:	Bei unendlich langsamer Erwärmung wird das Diagramm aus Abbildung 2-15 zum Grenzfall des ZTA-Diagramms [35]	20

Abbildung 2-17:	ZTA-Schaubild eines Vergütungsstahls mit 0,34 % C, 1,05 % Cr und 0,20 % Mo inkl. der Phasenumwandlung während des Erwärmens [35]	21
Abbildung 2-18:	ZTU-Schaubild des 34CrMo4 bei einer Austenitisierungstemperatur von 860 °C, erweitert um das Gefügemengenschaubild; A...Austenit; M...Martensit; B...Bainit, P...Perlit; F...Ferrit [34]	23
Abbildung 2-19:	Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit [33]	25
Abbildung 2-20:	Einfluss der Legierungselemente auf die Umwandlungstemperatur A_{C1} [31]	26
Abbildung 2-21:	Einfluss der Legierungselemente auf den eutektoiden Kohlenstoffgehalt [31]	26
Abbildung 2-22:	Verschiebung des γ -Gebietes im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (nach [33])	26
Abbildung 2-23:	Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten [33]	27
Abbildung 2-24:	Einfluss der Legierungselemente auf die Vergütbarkeit des Stahls (nach [29])	28
Abbildung 2-25:	Vorrichtung zur Durchführung des Stirnabschreckversuchs [41]	30
Abbildung 2-26:	Härtemesspunkte an einer Jominy-Probe mit zugehöriger Härteverlaufskurve (nach [42])	31
Abbildung 2-27:	Einflussfaktoren auf die Bildung von Härterissen (nach [47])	33
Abbildung 2-28:	Mohr'scher Spannungskreis in seiner allgemeinen Form (nach [51])	36
Abbildung 2-29:	Längenänderung als Funktion der Temperatur in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt, a) Reineisen, b) unlegierter Stahl mit 0,4 % C, c) unlegierter Stahl mit 0,8 % C (nach [41])	38
Abbildung 2-30:	Einflussfaktoren auf die Maß- und Formänderung eines Werkstoffs (nach [45])	39
Abbildung 2-31:	Spezifisches Volumen der Phasen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt (aus [46] nach [53])	40

Abbildung 2-32:	Spannungsaufbau infolge von Temperaturunterschieden zwischen Rand und Kern [55]	41
Abbildung 2-33:	Einteilung der Maß- und Formänderungen in drei Grundtendenzen nach [54]	42
Abbildung 2-34:	Entwicklung der Spannungszustände in Rand und Kern unter Annahme von drei verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten [60]	43
Abbildung 3-1:	Prozessablauf der Flaschenfertigung nach ([5])	46
Abbildung 3-2:	Schematische Darstellung der Ziehpresse mit Kippstuhl und Transportlift. Die Flasche befindet sich im gekippten Zustand.	47
Abbildung 3-3:	Übergabebereich vom Kellerlift in das Bypass-System. Die Detailaufnahme zeigt den Kellerlift in der Entladeposition (gelber Pfeil)	48
Abbildung 3-4:	Bypass für die gezielte Abkühlung der Flaschenrohlinge an Luft. Die Pfeile zeigen die Transportrichtung	49
Abbildung 3-5:	Abkühlstation mit den drei Einzelpositionen zur Kühlung der Flaschen. Die türkisen Kegel symbolisieren den Wasserstrahl.	50
Abbildung 3-6:	Anordnung der Messpunkte entlang des Produktionsprozesses	51
Abbildung 3-7:	Position des Messgeräts für die Eigenspannungsmessung im Bereich der Wand	53
Abbildung 3-8:	Anordnung des Messgeräts auf dem Flaschenboden zur Bestimmung der Eigenspannungen	54
Abbildung 3-9:	Versuchsplanung basierende auf Hauptkriterien und die daraus resultierenden Einzelversuche	55
Abbildung 3-10:	Matrix für den Versuchsablauf	57
Abbildung 3-11:	Flasche am Dorn nach dem Ziehvorgang. Die „kalte“ Flaschenwand und der noch rot glühende Boden sind gut erkennbar.	59
Abbildung 3-12:	Situation der Zwangskühlung im Kippstuhl durch Kühlwasser aus der Dornkühlung (schematisch)	59
Abbildung 3-13:	Ausführung der Bodenkühlung an der Anlage	62

Abbildung 3-14:	Vorgang der ungleichmäßigen Abkühlung mit kaltem Wasser unter Verwendung einer Löschpistole	63
Abbildung 3-15:	Innenkühlen der Flaschen an den Positionen 2 und 3 mit kaltem Wasser	64
Abbildung 3-16:	Kühlen des Bodens mit Wasserdampf für ~15 Sekunden	65
Abbildung 3-17:	Probenplanung	66
Abbildung 3-18:	Entnahmestellen für die jeweiligen Proben an der Flasche	67
Abbildung 3-19:	Positionen der Härtemesspunkte entlang des Umfangs	68
Abbildung 3-20:	Positionen der Härtemesspunkte entlang des Bodenschnittes	68
Abbildung 4-1:	Verweilzeit der Blöcke im Drehherdofen	71
Abbildung 4-2:	Abweichungen vom vorgegebenen Prüfplan infolge unvorhersehbarer Zwischenfälle	72
Abbildung 4-3:	Beispieldiagramm mit Erklärungen für die Versuchsreihe V0	73
Abbildung 4-4:	Härteverlauf über den Boden am Beispiel der Versuchsreihe V0	74
Abbildung 4-5:	Härteverlaufskurve gemessen über den Umfang der Flasche am Beispiel der Versuchsreihe V0	75
Abbildung 4-6:	Gegenüberstellung der mechanischen Kennwerte am Beispiel der Versuchsserie V1 mit unterschiedlichen Verweilzeiten Δ	76
Abbildung 4-7:	Messergebnisse aus der Bestimmung der Eigenspannung mit der Bohrlochmethode am Beispiel der Versuchsserie V0	76
Abbildung 4-8:	Entnahme der Schlißproben an der Hälfte eines Bodenquerschnitts und dazu die Bezeichnung der untersuchten Bereiche an jeder Probe am Beispiel von Messposition 1. I ... Innen, K ... Kern, A ... Außen, R ... Rand, H ... Härteeindruck	77
Abbildung 4-9:	Gegenüberstellung der Durchschnittswerte der Standardversuche V0 und V00	78
Abbildung 4-10:	Härteverlauf der Standardversuche V0 und V00 über den Bodenquerschnitt	79
Abbildung 4-11:	Gegenüberstellung der Härteverläufe beider Standardversuche V0 und V00	79

Abbildung 4-12:	Mechanische Kennwerte der Versuche Standard lang (V0) im Vergleich mit Standard normal (V00)	80
Abbildung 4-13:	Vergleichsspannungen der Standardproduktionen V0 und V00	80
Abbildung 4-14:	Verhältnis der Vergleichsspannungen für V00 zu V0	81
Abbildung 4-15:	V0 (lange Wärmdauer) Pos. 1; IR – Gefüge aus oberem Bainit und einem Netzwerk aus grobkörnigem Ferrit	82
Abbildung 4-16:	V00 (kurze Wärmdauer) Pos. 1; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit einzelnen Ferritkörnern	82
Abbildung 4-17:	V0 (lange Wärmdauer) Pos. 2; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzeilen	82
Abbildung 4-18:	V00 (kurze Wärmdauer) Pos. 2; IR – Gefüge aus Bainit und flächigem Martensit	82
Abbildung 4-19:	V0 Pos. 3; KH – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzeilen	82
Abbildung 4-20:	V00 Pos. 3, KH – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzeilen	82
Abbildung 4-21:	Abkühlverläufe für die Versuche V0, V1 und V2 im Pressenbereich	83
Abbildung 4-22:	Härteverläufe der Bodenquerschnitte der Pressenversuche mit normaler Verweilzeit mit Abkühlung am Dorn V1 im Vergleich zum Standardversuch V0	84
Abbildung 4-23:	Härtewerte über den Umfang für V1/5 bis V1/120 gegenüber V0	85
Abbildung 4-24:	Bruchdehnung und Kerbschlagzähigkeit über der Zugfestigkeit für alle Varianten von V1 im Vergleich zu V0	86
Abbildung 4-25:	Werte der Vergleichsspannungsmessung aus den Versuchsreihen V1/5 und V1/120 gegenüber der Standardversuchsreihe V0	86
Abbildung 4-26:	Verhältnis der Vergleichsspannungen der Versuchsreihen V1/5 und V1/120 im Vergleich zur Standardversuchsreihe V0	87
Abbildung 4-27:	V1/120 Pos. 1; IH – Martensit mit Bainit	88
Abbildung 4-28:	V1/120 Pos. 4; IH – Zeiliges Mischgefüge aus Martensit und Bainit	88

Abbildung 4-29:	Härteverlauf der Bodenquerschnitte für die Versuchsreihen V2/5 bis V2/120 im Vergleich zur Standardversuchsreihe V0	89
Abbildung 4-30:	Härteverlauf am Umfang für alle Varianten der Versuchsreihe V2 (V2/5 – V2/120) gegenüber den Standardversuchen V0	90
Abbildung 4-31:	Bruchdehnung und Kerbschlagzähigkeit über der Zugfestigkeit für alle Varianten von V2 im Vergleich zu V0	90
Abbildung 4-32:	Werte der Vergleichsspannungsmessung V2/5 und V2/120 gegenüber der Standardversuchsreihe V0	91
Abbildung 4-33:	Verhältnis der Vergleichsspannungen für die Versuchsreihen V2/5 und V2/120 im Vergleich zum Standardversuch V0	92
Abbildung 4-34:	V2/60 Pos. 3; AR – Oberer Bainit mit Oxiden aus innerer Oxidation	93
Abbildung 4-35:	V2/60 Pos. 2; IR – Oberer Bainit mit Oxiden aus innerer Oxidation	93
Abbildung 4-36:	Temperaturverläufe für die Versuchsvarianten im Bereich des Lifts (V3, V4, V8) im Vergleich mit dem normalen Standardversuch V00	94
Abbildung 4-37:	Härteverläufe über dem Bodenquerschnitt für die Versuchsreihen mit Variationen am Übergang vom Lift zum Bypass (V3, V4, V8) im Vergleich zu den Standardversuchen V00	95
Abbildung 4-38:	Härteverläufe über den Umfang für die Versuche beim Liftausgang mit Variationen am Übergang vom Lift zum Bypass (V3, V4, V8) im Vergleich zu den Standardversuchen V00	96
Abbildung 4-39:	Mechanische Werte für die Versuche im Bypass mit Variationen am Übergang vom Lift zum Bypass (V3, V4, V8) im Vergleich zu den Standardversuchen V00	96
Abbildung 4-40:	Vergleichsspannung für die Versuchsreihen V3 und V8 gegenüber der Standardversuchsreihe V00	97
Abbildung 4-41:	Verhältnis der Vergleichsspannungen der Versuchsreihe V3 und V8 im Vergleich zum Standardversuch V00	98

Abbildung 4-42:	V3 Pos. 4; AR – Gefüge aus Martensit und unterem Bainit mit eingelagertem Restaustenit	98
Abbildung 4-43:	V00 Pos. 4; AR – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitinseln und Ferrit im Randbereich	98
Abbildung 4-44:	V3 Pos. 4; IR – Gefüge aus Martensit und unterem Bainit mit einer Art Ferritsaum	99
Abbildung 4-45:	V00 Pos. 4; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzeilen	99
Abbildung 4-46:	V4 Pos. 3; IH – Gefüge aus Martensit mit Nadeln aus unterem Bainit	100
Abbildung 4-47:	V00 Pos. 3; IH – Gefüge aus oberem Bainit durchzogen mit Martensitinseln	100
Abbildung 4-48:	V8 Pos. 3; KH – Gefüge mit grobem oberem Bainit	100
Abbildung 4-49:	V00 Pos. 4; KH – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzeilen	100
Abbildung 4-50:	Temperaturverläufe für die Versuchsreihen in der Abkühlstation (V5, V6, V7) im Vergleich zu den Standardversuchen V0 und V00	101
Abbildung 4-51:	Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Versuchsreihen V5, V6 und V7 in der Abkühlstation im Vergleich mit den beiden Standardversuchen V0 und V00	102
Abbildung 4-52:	Vergleichsspannungen für die Variante V7, gekühlt mit kaltem Wasser an allen drei Positionen der Abkühlstation, gegenüber dem langen Standard V0	103
Abbildung 4-53:	Verhältnis der Vergleichsspannungen der Versuchsvariante V7 (gekühlt mit kaltem Wasser) im Vergleich zum Standard lang V0	104
Abbildung 4-54:	Härteverläufe über dem Bodenquerschnitt der Versuchsvarianten V5 und V6 im Vergleich mit dem Standard mit normaler Liegezeit (V00)	104
Abbildung 4-55:	Härteverlauf über dem Umfang für die Versuchsreihen V5 und V6 im Vergleich zur Standardversuchsreihe V00	105
Abbildung 4-56:	V5 Pos. 4; IR – Gefüge aus oberem und unterem Bainit mit feinen Martensitzeilen	106

Abbildung 4-57:	V00 Pos. 4; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzeilen	106
Abbildung 4-58:	V6 Pos. 1; AH – Gefüge aus relativ grobem oberem Bainit mit Martensitzeile	106
Abbildung 4-59:	V6 Pos. 4; AH – Gefüge aus feinem Bainit mit vereinzelt kleinen Martensitinseln	106
Abbildung 4-60:	Härteverlauf des Bodenquerschnitts für V7 (kaltes Wasser an allen Düsen) im Vergleich mit dem langen Standard V0	107
Abbildung 4-61:	Vergleich des Härteverlaufs der Versuchsserie V7 mit dem Standardversuch V0 über dem Umfang	107
Abbildung 4-62:	V7 Pos. 1; AR – Gefüge aus oberem Bainit mit Ferritkörnern, über der eine Zone mit innerer Oxidation liegt	108
Abbildung 4-63:	V0 Pos. 1; AR – Gefüge aus oberem Bainit mit Ferritkörnern	108
Abbildung 4-64:	Block mit normaler Verweilzeit, lokale Oxidansammlungen	109
Abbildung 4-65:	Block mit doppelter Verweilzeit, Oxidsaum im Randbereich	109
Abbildung 4-66:	Block mit normaler Verweilzeit im Ofen im Randbereich – Gefüge aus oberem Bainit mit einem Ferritnetzwerk	109
Abbildung 4-67:	Block mit normaler Verweilzeit, 5 mm vom Rand entfernt – Gefüge aus oberem Bainit	109
Abbildung 4-68:	Block mit doppelter Verweilzeit im Ofen – Gefüge aus oberem Bainit mit groben Ferritkörnern	110
Abbildung 4-69:	Block mit doppelter Verweilzeit – Gefüge aus großen Bainitkörnern und eingelagertem Ferrit	110
Abbildung 5-1:	Verschiedene Oxide die während des Aufheizens im Randbereich des Stahls 34CrMo4 nach einer Glühung bei 1250 °C und 90 Minuten entstehen (nach [65])	112
Abbildung 5-2:	Randbereich des unverformten Blocks bei normaler Verweilzeit im Ofen	113
Abbildung 5-3:	Randbereich des unverformten Blocks mit doppelter Verweilzeit im Ofen – Gefüge bestehend aus Ferrit und Bainit. Gelb eingezeichnet ist der Bereich der inneren Oxidation	113

Abbildung 5-4:	V5 Pos. 2; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit Ferritkörnern am Rand	113
Abbildung 5-5:	V7 Pos. 2; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit ausgeprägtem Netzwerk aus relativ grobem Ferrit	113
Abbildung 5-6:	Abkühlkurven aller Versuchsreihen eingetragen in das ZTU-Diagramm eines 34CrMo4 nach [71]	114
Abbildung 5-7:	Abkühlkurven aller Versuchsreihen eingetragen in das ZTU-Diagramm eines 34CrMo4 nach [72] zum Vergleich	116
Abbildung 5-8:	Behelfsmäßig angepasstes ZTU-Schaubild aus [71] mit Abkühlkurven für die Versuchsserien V0, V00, V3, V4, V5, V6, V7 und V8 sowie den dazugehörigen Gefügemengenschaubildern	118
Abbildung 5-9:	Behelfsmäßig angepasstes ZTU-Schaubild aus [71] mit Abkühlkurven für die Versuchsserien V1 und V2 mit jeweils 5, 10, 60 und 120 Sekunden Abkühlzeit, sowie den dazugehörigen Gefügemengenschaubildern	119
Abbildung 5-10:	V0 Pos. 4; KH Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzeilen	120
Abbildung 5-11:	V2/120 Pos. 4; KH – Gefüge aus unterem Bainit und Martensit	120
Abbildung 5-12:	Härtewerte an Boden und Umfang über der Abkühlrate aller Versuchsserien	121
Abbildung 5-13:	Zusammenhang zwischen Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit	122
Abbildung 5-14:	Gegenüberstellung aller maximalen Vergleichsspannungen mit der $t_{8/5}$ -Zeit	122
Abbildung 5-15:	Verlauf der Vergleichsspannungen für die Varianten mit der schroffsten Abkühlung	124
Abbildung 5-16:	Berechnung des Spannungsverlaufs bei einer Bypasszeit von 8 Minuten [76]	124
Abbildung 5-17:	Berechnung des Spannungsverlaufs bei einer Bypasszeit von 85 Sekunden [76]	124
Abbildung A-1:	V0 Pos. 1; IR	A-3

Abbildung A-2:	V00 Pos. 1; IR	A-3
Abbildung A-3:	V0 Pos. 1; IH	A-3
Abbildung A-4:	V00 Pos. 1; IH	A-3
Abbildung A-5:	V0 Pos. 1; KH	A-3
Abbildung A-6:	V00 Pos. 1; KH	A-3
Abbildung A-7:	V0 Pos. 1; AH	A-4
Abbildung A-8:	V00 Pos. 1; AH	A-4
Abbildung A-9:	V0 Pos. 1; AR	A-4
Abbildung A-10:	V00 Pos. 1; AR	A-4
Abbildung A-11:	V1/120 Pos. 1; KH	A-4
Abbildung A-12:	V1/120 Pos. 2; KH	A-4
Abbildung A-13:	V1/120 Pos. 3; KH	A-5
Abbildung A-14:	V1/120 Pos. 4; KH	A-5
Abbildung A-15:	V1/60 Pos. 1; KH	A-5
Abbildung A-16:	V1/60 Pos. 2; KH	A-5
Abbildung A-17:	V1/60 Pos. 3; KH	A-5
Abbildung A-18:	V1/60 Pos. 4; KH	A-5
Abbildung A-19:	V1/10 Pos. 1; KH	A-6
Abbildung A-20:	V1/10 Pos. 2; KH	A-6
Abbildung A-21:	V1/10 Pos. 3; KH	A-6
Abbildung A-22:	V1/10 Pos. 4; KH	A-6
Abbildung A-23:	V1/5 Pos. 1; KH	A-6
Abbildung A-24:	V1/5 Pos. 2; KH	A-6
Abbildung A-25:	V1/5 Pos. 3; KH	A-7
Abbildung A-26:	V1/5 Pos. 4; KH	A-7
Abbildung A-27:	V2/120 Pos. 1; KH	A-7
Abbildung A-28:	V2/120 Pos. 5; KH	A-7
Abbildung A-29:	V2/120 Pos. 6; KH	A-7

Abbildung A-30:	V2/120 Pos. 7; KH	A-7
Abbildung A-31:	V2/60 Pos. 1; KH	A-8
Abbildung A-32:	V2/60 Pos. 2; KH	A-8
Abbildung A-33:	V2/60 Pos. 3; KH	A-8
Abbildung A-34:	V2/60 Pos. 4; KH	A-8
Abbildung A-35:	V2/10 Pos. 1; KH	A-8
Abbildung A-36:	V2/10 Pos. 2; KH	A-8
Abbildung A-37:	V2/10 Pos. 3; KH	A-9
Abbildung A-38:	V2/10 Pos. 4; KH	A-9
Abbildung A-39:	V2/5 Pos. 1; KH	A-9
Abbildung A-40:	V2/5 Pos. 2; KH	A-9
Abbildung A-41:	V2/5 Pos. 3; KH	A-9
Abbildung A-42:	V2/5 Pos. 4; KH	A-9
Abbildung A-43:	V3 Pos. 1; KH	A-10
Abbildung A-44:	V3 Pos. 2; KH	A-10
Abbildung A-45:	V3 Pos. 3; KH	A-10
Abbildung A-46:	V3 Pos. 4; KH	A-10
Abbildung A-47:	V4 Pos. 1; KH	A-10
Abbildung A-48:	V4 Pos. 2; KH	A-10
Abbildung A-49:	V4 Pos. 3; KH	A-11
Abbildung A-50:	V4 Pos. 4; KH	A-11
Abbildung A-51:	V5 Pos. 1, KH	A-11
Abbildung A-52:	V5 Pos. 2, KH	A-11
Abbildung A-53:	V5 Pos. 3, KH	A-11
Abbildung A-54:	V5 Pos. 4, KH	A-11
Abbildung A-55:	V6 Pos. 1; KH	A-12
Abbildung A-56:	V6 Pos. 2; KH	A-12
Abbildung A-57:	V6 Pos. 3; KH	A-12

Abbildung A-58:	V6 Pos. 4; KH	A-12
Abbildung A-59:	V7 Pos. 1; KH	A-12
Abbildung A-60:	V7 Pos. 2; KH	A-12
Abbildung A-61:	V7 Pos. 3; KH	A-13
Abbildung A-62:	V7 Pos. 4; KH	A-13
Abbildung A-63:	V8 Pos. 1; KH	A-13
Abbildung A-64:	V8 Pos. 1; KH	A-13
Abbildung A-65:	V8 Pos. 1; KH	A-13
Abbildung A-66:	V8 Pos. 1; KH	A-13

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-I:	Maximale Schwefel- und Phosphorgrenzwerte nach ISO 9809.....	13
Tabelle 2-II:	International anerkannte Stahlsorten für Druckbehälter	13
Tabelle 2-III:	Mechanische Eigenschaften der Gasbehälterstähle (nach [3,16,17])....	14
Tabelle 2-IV:	Gültigkeitsbereich der D_I -Wert-Berechnung (nach [39])	32
Tabelle 2-V:	Mittlere Ausdehnungskoeffizienten von reinem Eisen (nach [37]).....	38
Tabelle 2-VI:	Formeln zur Berechnung der Gesamtausdehnung (nach [37]).....	37
Tabelle 3-I:	Chemische Zusammensetzung der Charge WQ26.....	45
Tabelle 3-II:	Gegenüberstellung der Ergebnisse der Reinheitsgradprüfung.....	46
Tabelle 3-III:	Gemessene Zeiten der Versuchsreihe V1 in der Reihenfolge ihrer Produktion	60
Tabelle 3-IV:	Gemessene Zeiten der Versuchsreihe V2 in der Reihenfolge ihrer Produktion	61
Tabelle 3-V:	Liste der verwendeten Geräte.....	69
Tabelle A.1-I:	Messwerte der Härteverläufe über den Umfang gemessen in HRC	A-1
Tabelle A.1-II:	Umwertung der gemessenen HRC-Werte über den Umfang in HV.....	A-2
Tabelle A.1-III:	Werte der Vergleichsspannungsmessung mittels Bohrlochmethode...	A-2

1 Einleitung

In Industrieländern werden verschiedenste Arten von Gasen in zahlreichen Prozessen eingesetzt. Sie dienen unter anderem als Treibstoff in Erdgasfahrzeugen, als Löschgas in der Brandbekämpfung und als Schutz- bzw. Brenngas in der Schweißtechnik. Unabhängig vom Verwendungszweck müssen für Transport und Lagerung die verschiedensten Gase abgefüllt werden. Zu diesem Zweck haben sich Gasflaschen in den letzten Jahrzehnten bestens bewährt. Entsprechend dem Anwendungsfall werden Gasflaschen in den unterschiedlichsten Größen und Ausführungen angeboten. Oberstes Ziel bei der Produktion von Gasflaschen ist eine gleichbleibend hohe Qualität der Produkte mit einem Null-Fehler-Anteil im Bereich des Totalversagens. Das heißt, ein Bersten der Flasche in Folge eines Produktions- bzw. Materialfehlers muss aufgrund eines einwandfreien Fertigungsprozesses bzw. einer eingehenden Prüfung des Vormaterials ausgeschlossen sein.

Um auf dem Weltmarkt konkurrenzfähig zu bleiben ist es jedoch notwendig, die Behälter laufend weiter zu entwickeln und zu verbessern. Für einen Großteil der Anwendungsfälle bedeutet dies geringere Einzelstückgewichte bei gleichem oder höherem Fülldruck, woraus die Forderung nach höheren Festigkeiten resultiert. Eine Möglichkeit die Festigkeit zu steigern besteht in einer homogenen Verteilung der Legierungselemente im Stahl. Eine weitere ergibt sich, bis zu einem gewissen Grad, durch die Verringerung der Korngröße. Durch eine definierte Vorvergütung des Stahls im Anschluss an den Umformprozess kann ein verhältnismäßig kleines Korn eingestellt werden, wodurch die Qualität im abschließenden Vergütungsvorgang noch verbessert wird. Der große Nachteil liegt in der erhöhten Gefahr der Bildung von Härterissen aufgrund der raschen Abkühlung unmittelbar nach dem Umformprozess. Basierend auf den theoretischen Grundlagen der Wärmebehandlungstechnik, sowie der Metallkunde und Festigkeitslehre, sollen im Rahmen

dieser Arbeit, unter Einbeziehung von numerischen Simulationsdaten aus einem parallel zu diesen Untersuchungen durchgeführtem Projekt, mögliche Ursachen für die Rissbildung erarbeitet werden. Die nach diesen Erkenntnissen hergestellten Stahlflaschen werden mittels mechanischen und metallographischen Methoden untersucht und der Prozess hinsichtlich Rissfreiheit analysiert. Daraus resultierende Änderungen führen iterativ zur optimalen Einstellung der Kühlparameter an der Kühlstrecke.

2 Grundlagen zur Herstellung von Gasflaschen

Die Faktoren und Zusammenhänge für die Entstehung von Härterissen sind komplex und vielfältig. Im Folgenden sollen die Beschreibungen der Flaschenarten, der Herstellprozess von Blockflaschen im Besonderen, das Verhalten der Werkstoffe bei der Wärmebehandlung und die daraus hervorgehenden Eigenspannungen zum besseren Verständnis beitragen. Die Themengebiete werden dabei vorerst ganz allgemein betrachtet, für die Aufgabenstellung relevante Themen dann weiter vertieft.

2.1 Flaschenarten und deren Herstellung

Für die Herstellung von Stahlflaschen wurden in den letzten Jahrzehnten Verfahren entwickelt, die für den jeweiligen Anwendungsfall das beste Verhältnis von Produktionsaufwand zu Produkthanforderungen bereitstellen und somit eine kostengünstige Fertigung gewährleisten. So kommen zum Beispiel im Niederdruckbereich Behälter aus Stahlblech zum Einsatz. Für höhere Drücke ist dieses Verfahren nicht mehr geeignet, weshalb hier Massivumformverfahren für die Fertigung zum Einsatz kommen. Aus diesem Grund wurden internationale Standards entwickelt, die die Anforderungen an die verschiedensten Typen von Druckbehältern regeln. Neben den zur Verfügung stehenden Fertigungsvarianten, werden auch die Kombinationsmöglichkeiten mit den verschiedensten Werkstoffen angeführt. Eine davon ist die Richtlinie nach ADR, die den Transport von gefährlichen Gütern auf der Straße regelt. Nach den dort enthaltenen Tabellen und Angaben wurde für die wesentlichen Flaschentypen das Diagramm in **Abbildung 2-1** erstellt. Es zeigt eine Auswahl von Möglichkeiten zur Herstellung von Gasflaschen für unterschiedliche Einsatzbereiche. Diese nimmt zuerst Bezug auf die Hauptwerkstoffe wie zum Beispiel Stahl und Aluminium. Der zweite Schritt besteht in der Trennung in die grundlegenden Verfahrensvarianten der nahtlosen und der geschweißten Flaschen. Wesentlich ist dabei, dass alle Werkstoffe sowohl für die Eine als auch für die Andere Verfahrensvariante Anwendung finden. Danach erfolgt die Aufteilung der Fertigung in Bezug auf das verwendete Vormaterial, welches zum Beispiel in Form von Blechen, Blöcken, Rohren, etc. vorliegen kann. Eine Besonderheit stellen Flaschen aus Verbundwerkstoffen dar. Sie sind aus mindestens zwei oder mehr der zuvor beschriebenen Werkstoffe zusammengesetzt. [1]

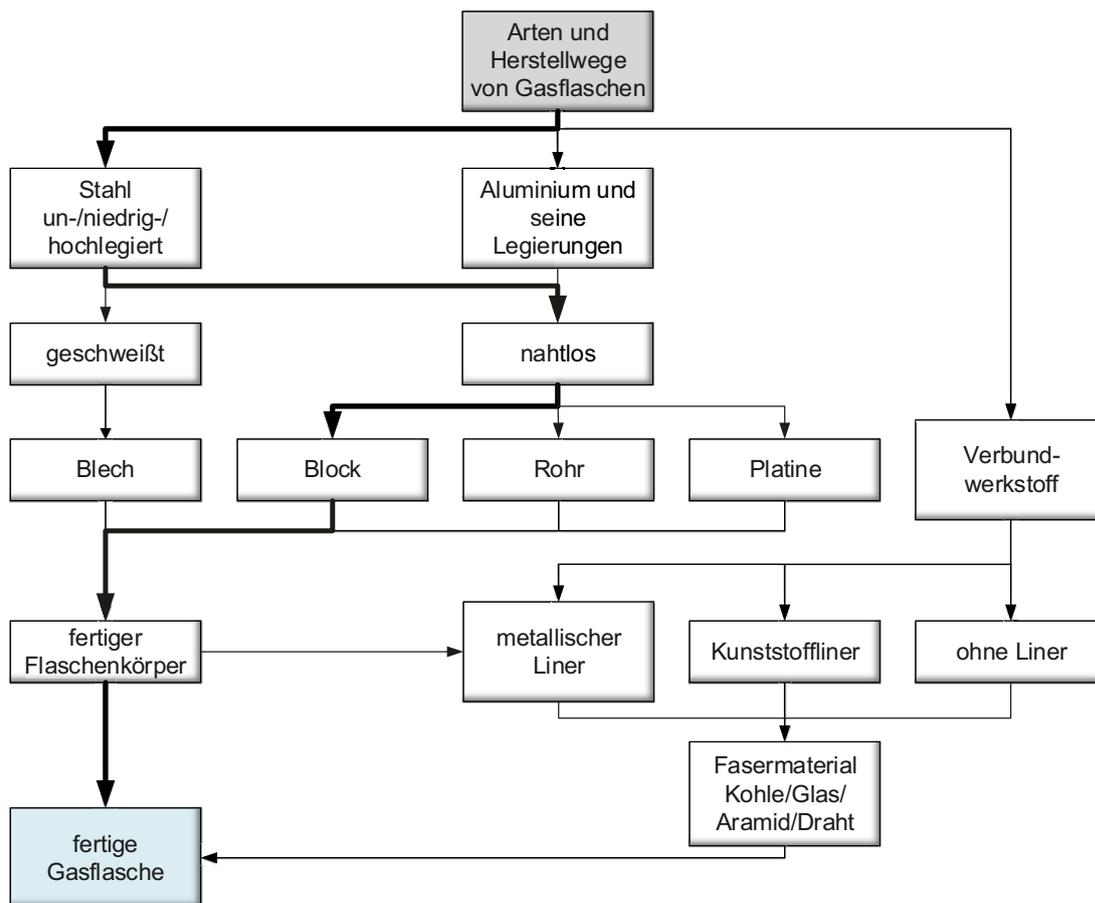


Abbildung 2-1: Verschiedene Wege zur Herstellung von Gasflaschen (nach [1])

Die stark ausgezogenen Linien markieren den Weg für die Fertigung von Blockflaschen, auf dem in dieser Arbeit das Hauptaugenmerk liegt. Nachfolgend werden die angeführten Herstellverfahren kurz beschrieben und die spezifischen Verfahrensmerkmale sowie die möglichen Einsatzbereiche erörtert.

2.1.1 Gasflaschen aus Blech

Gasflaschen aus Blech stellen die kostengünstigste Art der Herstellung von Gasflaschen dar. Eingesetzt werden sie im Niederdruckbereich mit geringen Anforderungen an die Korrosionsbeständigkeit unter anderem für Brenngase wie Propan und Butan. Mit einer speziellen Füllmasse aus Quarzsand und Kalk werden sie auch für die Speicherung von Acetylen verwendet. Als Vormaterial kommt gewalztes Blech zum Einsatz, welches durch Tiefziehen und Streckziehen in die gewünschte Form gebracht wird. Ein Behälter besteht immer aus zumindest zwei Teilen, die mittels Schweißverfahren zum fertigen Zylinder verbunden werden. [1,2]

2.1.2 Flaschen aus Blockmaterial

Blockflaschen sind prädestiniert für den Einsatz unter höchsten Drücken, woraus eine Zugfestigkeit des Werkstoffs von bis zu 1300 MPa bei einer Dehnung von mindestens 12 % resultiert. Im Wesentlichen werden die Blockflaschen bei allen Herstellern auf die gleiche Art und Weise hergestellt, im Detail treten jedoch Unterschiede bei der Realisierung einzelner Prozessschritten auf. [3] Eine mögliche Fertigungsvariante ist in **Abbildung 2-2** dargestellt.

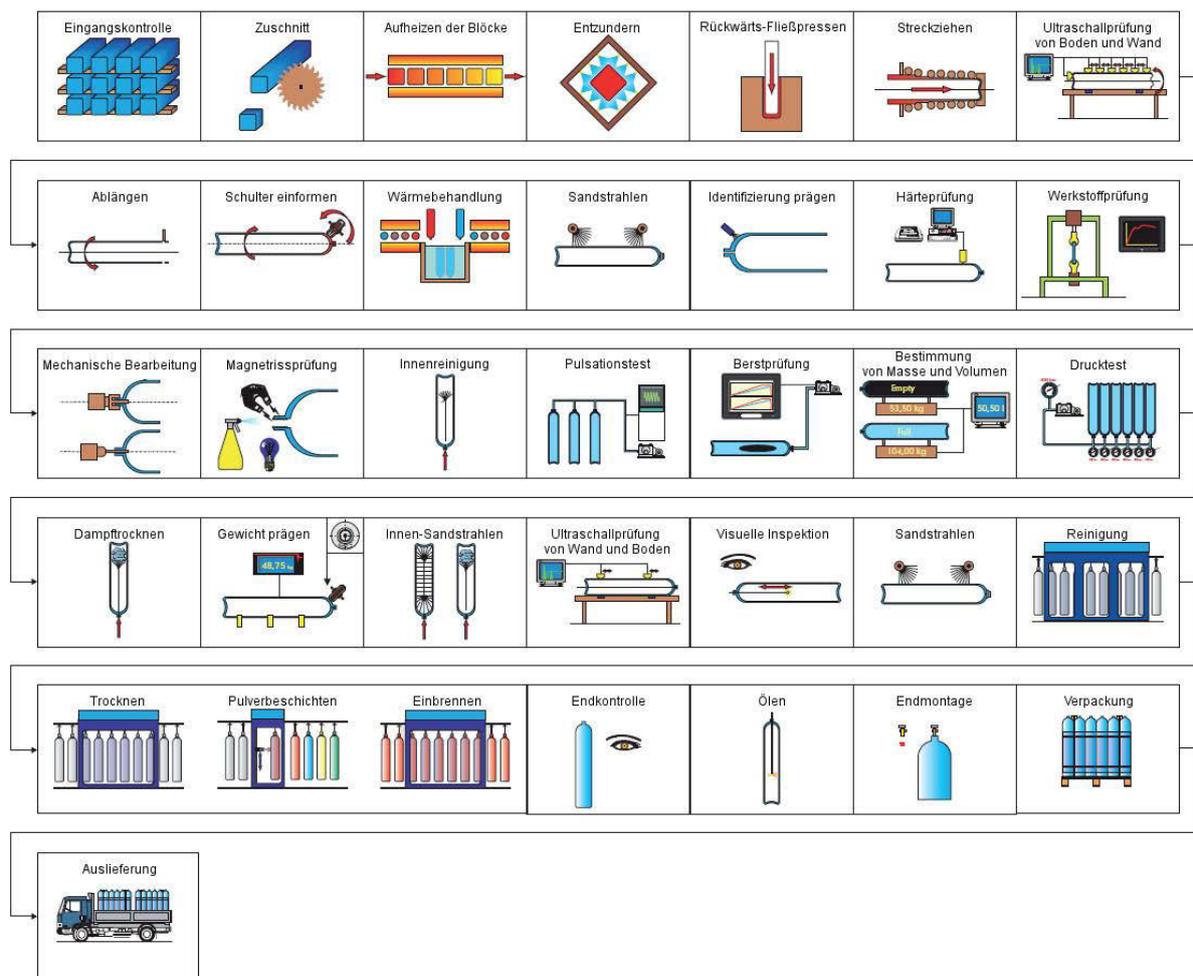


Abbildung 2-2: Ein möglicher Herstellweg für die Produktion von Gasflaschen aus Blockmaterial (nach [4])

Die Produktion beginnt mit dem Zuschnitt des Vormaterials, welches beim Wareneingang hinsichtlich seiner Qualität überprüft wird. Danach werden die vom Hersteller gelieferten Knüppel in runder oder quadratischer Form auf Band- oder Kreissägen in Blöcke aufgeteilt. Abhängig von Durchmesser, Volumen und Wandstärke des jeweiligen Flaschentyps wird die notwendige Werkstoffmenge festgelegt. Für die anschließende Warmumformung wird der geschnittene Block auf Umformtemperatur erhitzt. Dies kann auf unterschiedliche Art und

Weise erfolgen, wie zum Beispiel in einem Drehherdofen oder durch induktive Erwärmung. Nach einer entsprechenden Aufheizzeit erreicht der Block die Umformtemperatur von ~1250 °C. Diese ist möglichst gleichmäßig über den gesamten Querschnitt verteilt. Vor dem ersten Umformschritt wird der Block mittels Hochdruck-Wasserstrahl entzundert, um ein Einpressen harter Oxyde und somit Oberflächenfehler am fertigen Produkt zu vermeiden. [4–7]

Die Massivumformung selbst ist in drei Stufen unterteilt. Als erstes erfolgt das Stauchen. Dabei wird der Werkstoff in die Matrize gedrückt, sodass es zur Formfüllung kommt und eine runde Scheibe entsteht. Im zweiten Schritt erfolgt das Lochen. Hier wird im Rückwärts-Fließprozess nach Erhardt aus der Scheibe ein dickwandiger Napf erzeugt, welcher im dritten Schritt über einen Dorn mit Hilfe eines Zieh- und/oder Walzgerüsts zur Flasche ausgezogen wird. Der Vorgang des Streckziehens kann sowohl horizontal als auch vertikal erfolgen. Bevor die nächsten Arbeitsschritte durchgeführt werden können, müssen die Flaschenrohlinge auf Raumtemperatur abkühlen. Dies geschieht im Allgemeinen durch konvektive Kühlung an Luft, aber auch diverse Varianten zur Zwangskühlung, wie zum Beispiel wassergefüllte Kühlbecken, werden eingesetzt. [4–7]

Die fertig gezogenen Tuben werden anschließend mit einem geeigneten Trennverfahren auf die richtige Länge abgeschnitten. Um eine druckdichte Flasche zu erhalten müssen noch der Flaschenhals und der Flaschenzapfen, in dem das Ventil eingeschraubt wird, geformt werden. Dies erfolgt in einem sogenannten Spinningprozess, bei dem das offene Ende des Tubus zuerst durch induktive Erwärmung auf Umformtemperatur gebracht wird. **Abbildung 2-3** zeigt das anschließende Einformen des Flaschenhalses mit Hilfe einer Formrolle in einer speziellen Drehmaschine. Um die Wärmeverluste während des Umformprozesses auszugleichen, wird dem umzuformenden Bereich über einen Gasbrenner laufend Energie zugeführt. Je nach Anwendung und Gewindeform können die Hälse unterschiedliche Geometrien aufweisen. [4–7]



Abbildung 2-3: Einformen des Flaschenhalses mit dem Spinning-Prozess [5]

Um im Werkstoff die gewünschten mechanischen Eigenschaften einzustellen, wird der fertige Flaschenrohling einer Wärmebehandlung unterzogen. Bei diesem Vergütungsprozess werden die Rohlinge zuerst in einem Härteofen auf Austenitisierungstemperatur gebracht, in einem entsprechenden Abschreckmedium, wie zum Beispiel Öl oder Wasser, abgeschreckt und danach in einem weiteren Durchlaufofen, dem Anlassofen, entsprechend angelassen. Bevor die mechanische Bearbeitung erfolgen kann, muss der bei der Wärmebehandlung entstandene Zunder an den Außen- und Innenflächen mittels Sandstrahlen entfernt werden. Eine zu hundert Prozent durchgeführte Härteprüfung wird zur Qualitätskontrolle eingesetzt. Nach dem Drehen der Flaschenzapfen und dem Schneiden der Gewinde werden die Flaschen einer Druckprüfung und einer Oberflächenkontrolle unterzogen. Spezielle Oberflächenbehandlungen mit anschließender mehrlagiger Einbrennlackierung sorgen für eine lange Korrosionsbeständigkeit des Gaszylinders: Nach Montage der Anbauteile werden die Flaschen verpackt und ausgeliefert. [4–6]

Im Folgenden werden die Vorgänge bei der Massivumformung von Stahlblöcken zu Stahlflaschen eingehender erörtert. Als Umformung wird in der DIN 8580 [8] die plastische Verformung von Werkstoffen definiert. Während dieses Vorgangs bleiben Masse und Stoffzusammenhalt erhalten. Für die exakte Beschreibung von Vorgängen werden die Begriffe Verformen und Umformen in der Norm genau definiert. Verformen beschreibt eine Änderung der Form ohne dabei die Geometrie zu beherrschen, wie zum Beispiel beim Freiformschmieden. Der Begriff der Umformung bezeichnet eine Beherrschung der Geometrie, wie es z.B. beim Gesenkschmieden und Fließpressen der Fall ist. Von einer Massivumformung spricht die Norm, wenn ein eingesetztes Halbzeug in allen drei Raumrichtungen verändert wird. Diese wird zur Massiv-Warmumformung, wenn bei Stählen die Rohteiltemperatur im Bereich von 1000 °C bis 1250 °C liegt. Dadurch verringert sich die benötigte Umformkraft gegenüber der Kaltumformung um den Faktor 8 bis 10. Die für die Flaschenherstellung angewendeten Verfahren sind in DIN 8582 [9] gemäß **Abbildung 2-4** geregelt. [10]

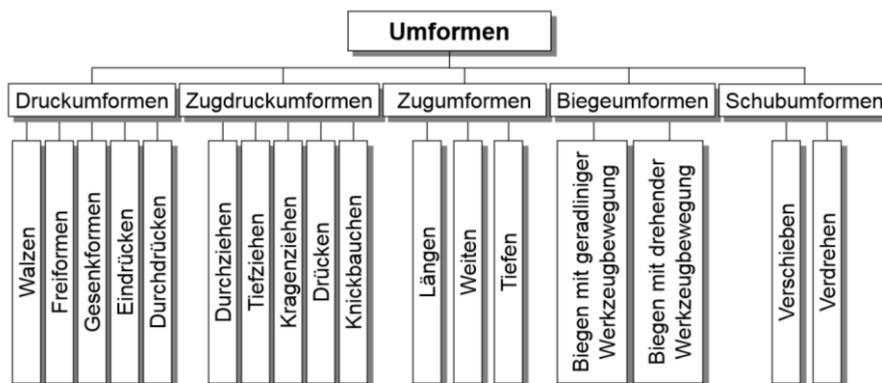


Abbildung 2-4: Einteilung der Umformverfahren nach DIN 8582 (nach [10])

Der Formgebungsprozess für Stahlflaschen beinhaltet sowohl eine Druckumformung als auch zwei Zugdruckumformstufen. Die Druckumformung erfolgt, ähnlich dem Schmieden ohne Grat, in einem Druckumformgesenk und dient primär der Materialverteilung [11,12]. Dabei wird der rechteckige Querschnitt des Vorblocks in eine zylindrische Form mit zwei planparallelen Flächen gebracht. **Abbildung 2-5** zeigt den schematischen Ablauf in der Druckstufe.

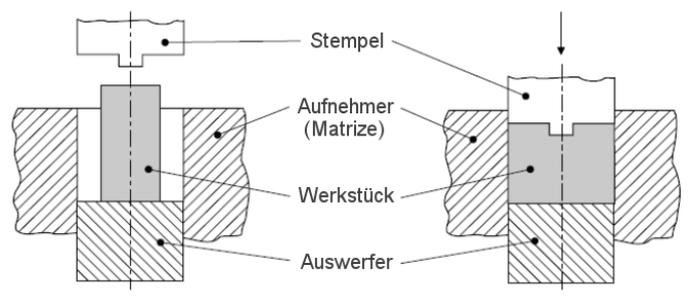


Abbildung 2-5: Ablauf der Druckumformung im geschlossenen Gesenk (nach [11])

Die erste Zugdruckstufe wird in Form eines Rückwärtsfließvorgangs nach dem Erhardt-Prinzip umgesetzt. Dabei entsteht ein dickwandiger Napf, dessen Innendurchmesser bereits annähernd dem Enddurchmesser des fertigen Produkts entspricht [4,5]. **Abbildung 2-6** zeigt den schematischen Ablauf des Rückwärtsfließpressens. Gemäß [13] sollte immer als Richtwert gelten, dass die verbleibende Bodenstärke höher als die Wandstärke ausfällt, da sonst die Gefahr von Bodenreißen besteht.

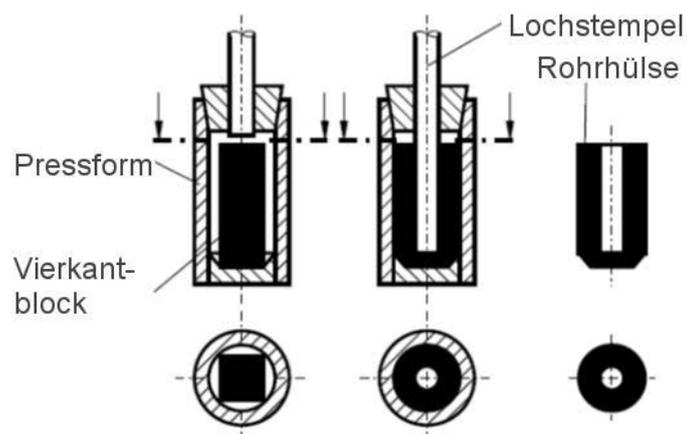


Abbildung 2-6: Vorgang des Rückwärtsfließpressens nach Erhardt [12]

In der zweiten Zugdruckstufe wird dieser dickwandige Napf auf einer Stoßbank, die horizontal oder vertikal ausgeführt sein kann, über einen Dorn mit dem gewünschten Innendurchmesser geschoben. Ein Rollengerüst mit Ziehringen bringt durch Streckziehen den Tubus auf seinen endgültigen Außendurchmesser. Bei diesem als Stoßbank-Verfahren nach

Erhardt bekanntem Prozess wird die hauptsächliche Verformungsarbeit von Rollengerüsten geleistet. Daran angeschlossene Ziehringe sorgen für genaue Abmessungen und eine saubere Oberfläche. [12,14] Zum besseren Verständnis ist das Prinzip in **Abbildung 2-7** dargestellt.

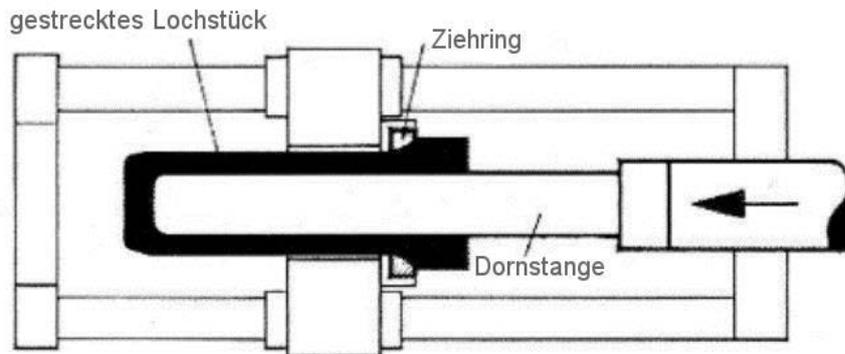


Abbildung 2-7: Funktionsprinzip einer Stoßbank. Die Massivumformung erfolgt in den ersten Ziehstufen mit Rollengerüsten anstelle des dargestellten Ziehriings (nach [14])

2.1.3 Flaschen aus nahtlosen Rohren

Als Ausgangsmaterial dient ein nahtloses Rohr in der gewünschten Dimension und Wandstärke. **Abbildung 2-8** zeigt eine mögliche Variante nach [6] für die Produktion von Gasflaschen aus nahtlosen Rohren.



Abbildung 2-8: Ein möglicher Herstellprozess für die Produktion von Stahlflaschen aus nahtlosen Rohren (nach [6])

Nach dem Ablängen des Rohrs wird das offene Ende induktiv auf Arbeitstemperatur gebracht. Mittels Spinningverfahren wird der Boden geformt und gasdicht feuerverschweißt. Die Fertigung des Flaschenhalses erfolgt auf die gleiche Art und Weise. Diese Zylinder werden für geringe Volumina bei hohen Drücken eingesetzt. [1,4,6,15]

2.1.4 Flaschen aus Platinen

Die Fertigung von Gasflaschen aus Platinen stellt eine Alternative zur Blockflaschenfertigung dar. Der Unterschied liegt in der Wahl von Grobblech als Vormaterial. Ein möglicher Fertigungsprozess wird in **Abbildung 2-9** vorgestellt.

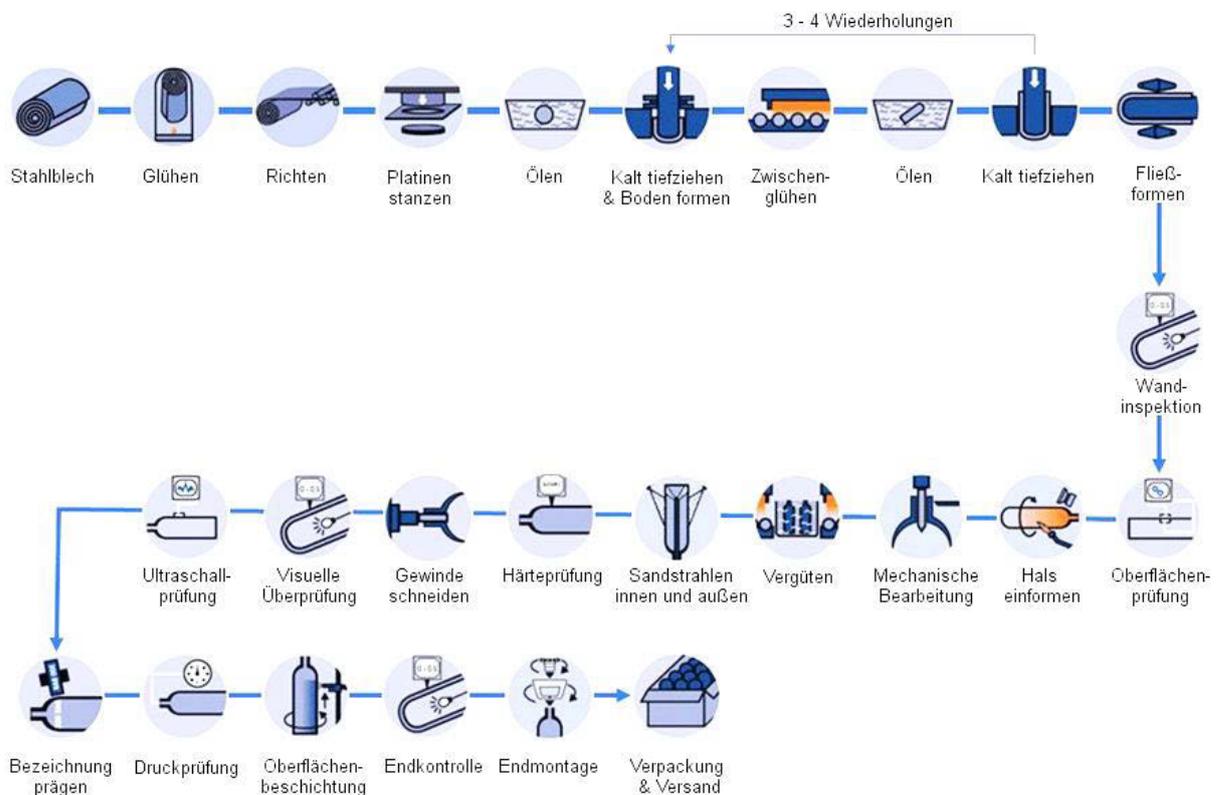


Abbildung 2-9: Ein Beispiel für den Herstellweg von Gasflaschen aus Platinen (nach [6])

Mit Hilfe einer Stanzpresse werden Platinen aus einem dicken Blech herausgestanzt. Diese werden im Anschluss in einer Ziehpresse in mehreren Schritten kalt zur Rohflasche tiefgezogen. Um ein Reißen des Materials durch die starke Kaltverformung zu vermeiden, ist mehrmaliges Zwischenglühen notwendig. Die weitere Verarbeitung erfolgt wie bei den Blockflaschen durch Einformen des Halses mit anschließender Vergütung und Fertigbearbeitung. [1,4,6]

2.1.5 Flaschen aus Verbundwerkstoffen

Flaschen aus Verbundwerkstoffen finden in jenen Bereichen Anwendung, in denen hohe Arbeitsdrücke bei geringem Gewicht des Bauteils gefordert sind, wie zum Beispiel im Automobilbau von Erdgasfahrzeugen oder bei der Atemschutztechnik. Sie gehören zur Gruppe der nahtlosen Stahlflaschen. Der Aufbau besteht in der Regel aus einer relativ dünnen Innenflasche, dem sogenannten Liner, und einer Ummantelung aus kunstharzgebundenem Fasermaterial, wie zum Beispiel Glasfaser, Kohlefaser oder Drahtgewebe. Der Liner kann aus verschiedenen Werkstoffen wie Stahl, Aluminium oder diversen Sonderwerkstoffen hergestellt sein. Nach dem Umwickeln der Flasche mit Fasermaterial würde sich bei sofortigem Einsatz ohne Zwischenbehandlung der Liner dehnen, die Beschichtung mitwachsen und in der Folge bei Druckabfall lose werden. Daher werden im Fertigungsprozess die Liner unter Druck bei entsprechender Temperatur mit der Ummantelung mittels Autofrettage belastet. Es kommt zu einer plastischen Verformung des Liners, wobei die Ausdehnung zu einer festen Verbindung von Liner und Fasermaterial führt, die mit einer Festigkeitssteigerung des Materials einhergeht. [1,4,6]

2.2 Druckbehälterstähle

Grundsätzlich können je nach Einsatzbedingungen verschiedene Werkstoffe für die Herstellung von Gasflaschen eingesetzt werden. **Abbildung 2-10** zeigt eine Aufstellung der zur Auswahl stehenden Werkstoffe.

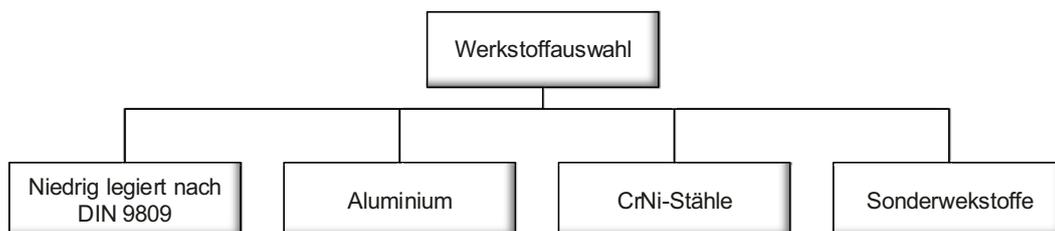


Abbildung 2-10: Werkstoffe für die Herstellung von Gasflaschen (nach [1])

Neben den niedrig legierten Stählen kommen hauptsächlich Aluminium und CrNi-Stähle für die Gasflaschenproduktion zum Einsatz. Andere Nichteisenmetalle, wie zum Beispiel Reinnickel, gehören der Gruppe der Sonderwerkstoffe an und werden für Spezialanwendungen eingesetzt. Im Rahmen dieser Arbeit wird ausschließlich auf die Gruppe der niedrig legierten Stähle nach DIN 9809 eingegangen. Nationale und internationale

Regelwerke legen die Anforderungen an Druckbehälterstähle und die daraus herzustellenden Produkte fest. Die Normen ISO 9809/1-3 [3,16,17] und EN1964/1-2 [18,19] enthalten die Vorgaben für den Stahl. Der Hersteller wählt innerhalb dieser Rahmenbedingungen die für sein Produkt am besten geeignete Stahlzusammensetzung aus.

2.2.1 Herstellung von Druckbehälterstahl

Druckbehälterstähle werden vorwiegend im Elektro-Lichtbogenofen aber auch im LD-Konverter hergestellt. Die Normen für Druckbehälterstähle schreiben kein bestimmtes Verfahren vor. Der Elektro-Lichtbogenofen ist das bevorzugte Aggregat, wenn bereits durch sorgfältige Schrottauswahl die Stahlzusammensetzung gezielt eingestellt werden kann. Unabhängig vom Herstellprozess ist die Einhaltung sehr niedriger Schwefel- und Phosphorgehalte unbedingt notwendig. Vereinzelt wird von Herstellern die Hochofenroute in Verbindung mit dem LD-Prozess angewandt. Sekundärmetallurgisch wird der Stahl bei beiden Routen einer Vakuumbehandlung zur Entgasung unterzogen. Der Stahl wird anschließend im Block bzw. im Strang vergossen. Die Vorteile des Blockgusses gegenüber dem Strangguss liegen in der höheren Reinheit des Materials, da im Blockguss die Abscheidung der nichtmetallischen Einschlüsse anderen Gesetzmäßigkeiten unterliegt als beim Strangguss. [20,21]

2.2.2 Zusammensetzung von Druckbehälterstahl

Für die chemische Zusammensetzung von Gasbehälterstählen dient die Norm ISO 9809 als Grundlage [3,16,17]. Das Regelwerk beschreibt in seinen Unterkapiteln 1-3 die möglichen Legierungsvarianten für signifikante Wärmebehandlungsgruppen:

Teil 1	Nahtlose vergütete Stahlzylinder mit einer Streckgrenze < 1.100 MPa
Teil 2	Nahtlose vergütete Stahlzylinder mit einer Streckgrenze > 1.100 MPa
Teil 3	Nahtlose Stahlzylinder normalisiert

Die folgenden Ausführungen gelten für alle Teile der Norm. Das verwendete Material sollte einer der drei folgenden Gruppen zugeordnet werden können:

- International anerkannter Zylinderstahl
- National anerkannter Zylinderstahl
- Neuer Zylinderstahl als Resultat des technischen Fortschritts

Außerdem müssen folgende Bedingungen erfüllt werden:

- Der Werkstoff muss alterungsbeständig sein.
- Der Summenwert der Legierungselemente V, Nb, Ti, B, Zr darf 0,15 % nicht überschreiten.

Für die Herstellung von Gasbehältern wird keine konkrete Stahlsorte vorgeschrieben. Die Norm gibt Rahmenbedingungen für die Auswahl der Legierungselemente vor. Diese sind im Wesentlichen frei wählbar, weisen aber in den Festigkeitsklassen $R_m < 950$, $R_m < 1100$, $R_m > 1100$, sowie normalgeglüht unterschiedliche Toleranzbereiche auf. Generell gilt, je höher die Festigkeit, desto geringer ist der Toleranzbereich. Für die Legierungselemente Schwefel und Phosphor sind Maximalwerte definiert, die in **Tabelle 2-I** aufgelistet sind.

Tabelle 2-I: Maximale Schwefel- und Phosphorgrenzwerte nach ISO 9809

Element	Gehalt [%] im Festigkeitsbereich[N/mm ²]			
	<950	<1100	>1100	normalisiert
Schwefel	0,02	<0,01	0,01	0,02
Phosphor	0,02	<0,02	0,015	0,02
Σ Schwefel & Phosphor	0,03	<0,025	0,02	0,03

Um einen Überblick für die einsetzbaren Stahlsorten zu erhalten, zeigt **Tabelle 2-II** gebräuchliche Rahmenbedingungen für die chemische Zusammensetzung von CrMo- und CMn-Stählen. Die Angaben bzgl. der Legierungsanteile sind Nominalwerte. [22]

Tabelle 2-II: International anerkannte Stahlsorten für Druckbehälter

Element	CrMo - Stahl [%]	CMn - Stahl [%]
Kohlenstoff	0,25 – 0,38	max. 0,38
Silizium	0,1 – 0,4	0,1 – 0,35
Mangan	0,4 – 1,0	1,37 – 1,75
Phosphor	max. 0,020	max. 0,020
Schwefel	max. 0,020	Max. 0,020
Chrom	0,8 – 1,2	
Molybdän	0,15 – 0,4	

2.2.3 Mechanische Eigenschaften von Druckbehälterstahl

Die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften sind nach ISO 9809 in mehrere Teilbereiche unterteilt und im Detail dort nachzulesen [3,16,17]. Generell

ist für rechteckige Zugprobenquerschnitte eine Messlänge von $L_0 = 5,65 \cdot \sqrt{S_0}$ vorgeschrieben, wobei L_0 die Ausgangslänge und S_0 den Querschnitt vor Durchführung des Zugversuchs angibt. Es muss bei der Fertigung der Proben darauf geachtet werden, dass jene Flächen, die die Außen- und Innenseite des Gasbehälters repräsentieren, unbearbeitet bleiben. [22] Die mechanischen Eigenschaften müssen den Anforderungen der Festigkeitsklassen gemäß **Tabelle 2-III** genügen.

Tabelle 2-III: Mechanische Eigenschaften der Gasbehälterstähle (nach [3,16,17])

R_m [N/mm ²]	$R_{p0,2}/R_m$ [-]	A [%]	Kerbschlagarbeit [J/cm ²]
<1100	<0,9	>14	>35
>1100	<0,9	>12	>35
normalisiert	<0,9	>20	>20

Kerbschlagwerte sind gültig für transversale Probenausrichtung mit einer Probenstärke von 5 – 7,5 mm und einer Prüftemperatur von -50 °C. Diese Werte variieren abhängig von der Festigkeitsklasse, Wandstärke und der Prüftemperatur und sind in den jeweiligen Unterkapiteln der Norm ISO 9809 [3,16,17] nachzulesen. **Abbildung 2-11** zeigt die Ausrichtung der zu prüfenden Flasche sowie die Lage der Proben nach Norm.

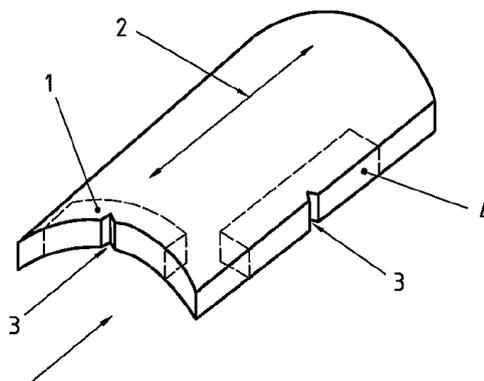


Abbildung 2-11: Angelassenes martensitisches Gefüge eines 34CrMo4

Die transversale Kerbschlagprobe (1) prüft das Bruchverhalten in der Längsrichtung (2) der Flasche, auf der gekrümmten Fläche, die den Umfang repräsentiert. Die Kerbe (3) wird an der Stirnseite der Probe eingebracht. Die Lage der longitudinalen Probe (4) und die Lage der Kerbe (3) sind selbstsprechend. Das Bearbeiten der transversalen Proben erfolgt an vier Seiten, die produktionsbedingten Oberflächen müssen dabei erhalten bleiben. Die longitudinalen Proben werden an allen sechs Seiten bearbeitet. [17] Die Kerbe entspricht einer V-Kerbe nach ISO 148-1. Sie wird mit Hilfe eines Fräsers in die Probe eingebracht. [23]

2.3 Wärmebehandlung von Stahlflaschen

In diesem Kapitel werden vorerst ganz allgemein für die Herstellung von Gasflaschen relevante Wärmebehandlungsverfahren vorgestellt. Der Vergütungsprozess bildet den Schwerpunkt, da mit ihm ein Großteil der theoretischen Grundlagen abgedeckt werden kann. Danach werden die Einflussmöglichkeiten, die durch die Zugabe von Legierungselementen entstehen können, erörtert. Abschließend erfolgt eine Beschreibung der Methoden zur Ermittlung der Härbarkeit von Stahl.

2.3.1 Überblick und Einteilung der relevanten Verfahren und Grundlagen

Die korrekte Wärmebehandlung von Stahl erfordert den Einsatz von physikalischen, chemischen und thermodynamischen Kenntnissen. Auf deren Grundlage wurden in den letzten Jahrzehnten Prozesse entwickelt, die es ermöglichen, die Eigenschaften des Stahls gezielt zu verändern. Die nachfolgenden Unterkapitel befassen sich mit diesen Prozessen. Die Wärmebehandlungsverfahren sind nach DIN EN10052 [24] eingeteilt und in **Abbildung 2-12** dargestellt.

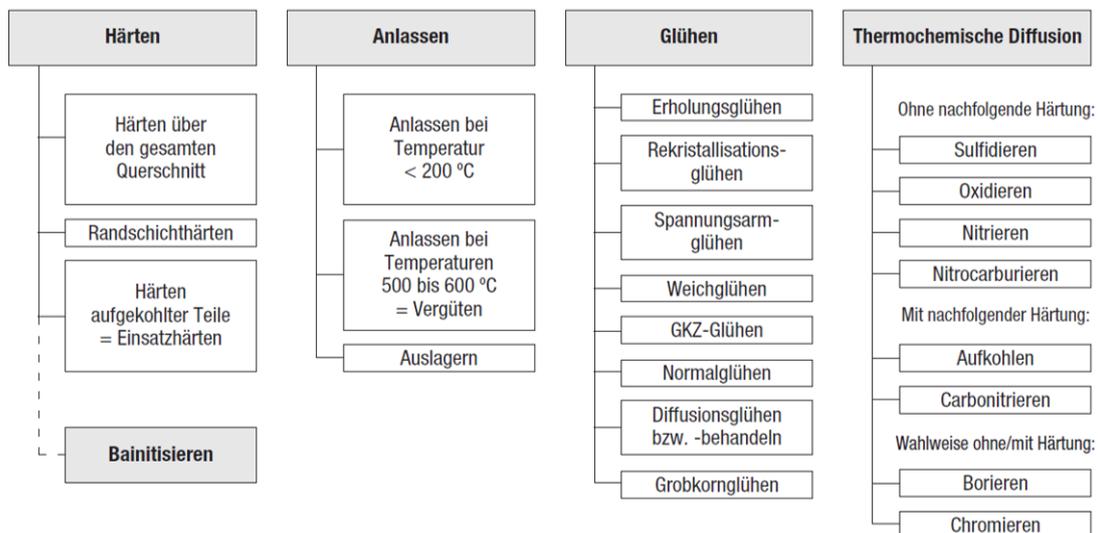


Abbildung 2-12: Verfahren für die Wärmebehandlung von Stahl (nach [25])

Das Hauptaugenmerk liegt dabei auf den Teilprozessen des Vergütens, da sie die Vorgänge, die während der Herstellung von Stahlflaschen ablaufen, am besten beschreiben. Für den prinzipiellen Fertigungsprozess sind, außer dem Vergütungsprozess, alle Wärmebehandlungsverfahren irrelevant. Bei näherer Betrachtung kann es jedoch aufgrund

von Abweichungen während des Herstellungsprozesses zu unbeabsichtigten Wärmebehandlungsvorgängen an der halbfertigen Flasche während der Produktion kommen.

Die damit einhergehenden Veränderungen des Werkstoffs dürfen bei der Gesamtbeurteilung der Eigenschaften des Werkstoffs nicht außer Acht gelassen werden. Aus diesem Grund werden ausgewählte Verfahren kurz beschrieben. **Abbildung 2-13** zeigt zum besseren Verständnis die Lage der Temperaturbereiche einiger wichtiger Wärmebehandlungsverfahren anhand des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms. [26]

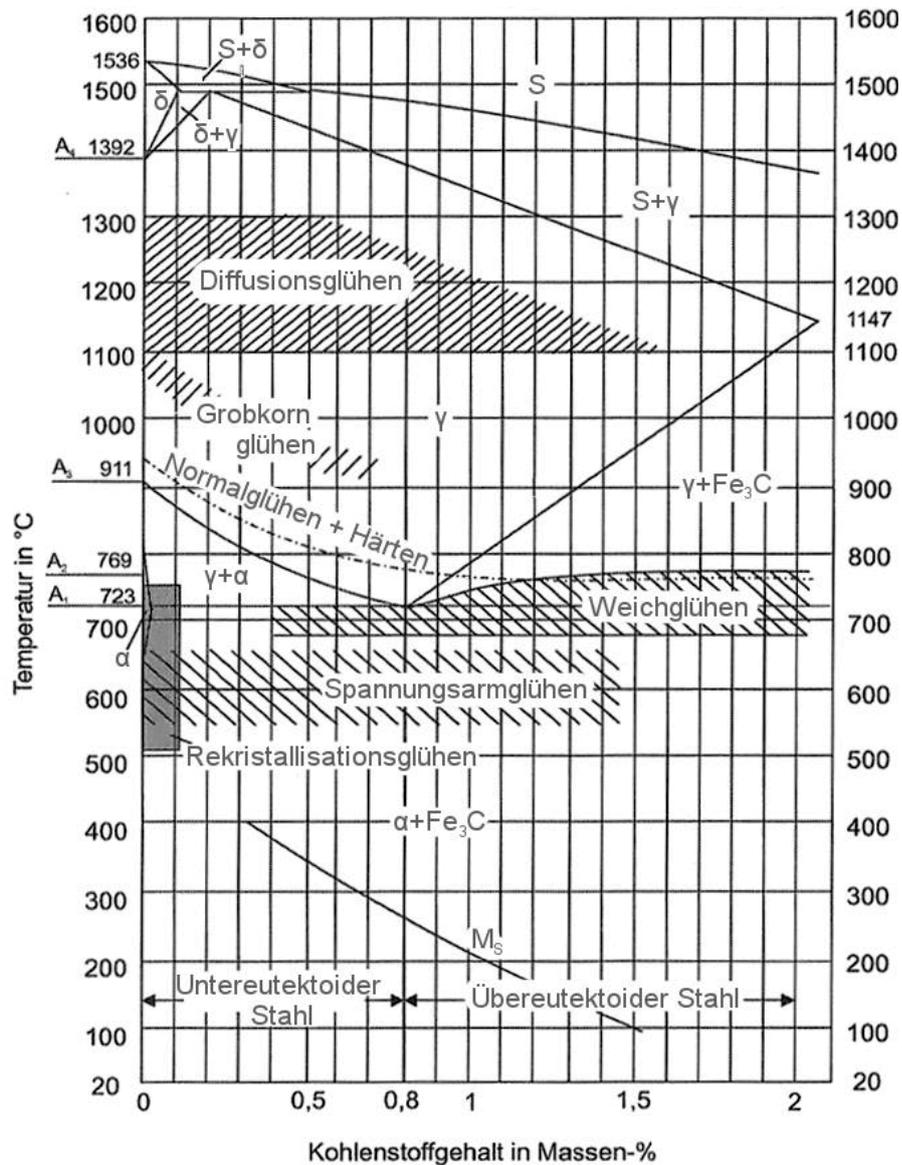


Abbildung 2-13: Lage der Glühverfahren im Eisen-Kohlenstoff Diagramm [27]

Die angegebenen Bereiche für die einzelnen Verfahren gelten für reine Kohlenstoffstähle. Bei legiertem Stahl verschieben sich diese Bereich in Abhängigkeit von Anzahl und Menge der Legierungselemente. [27]

2.3.1.1 Diffusionsglühen

Die Diffusionskonstanten in Metallen hängen wesentlich von der vorherrschenden Temperatur ab. Durch Diffusionsglühen besteht die Möglichkeit, Kristallseigerungen, die während der Erstarrung im Ungleichgewicht entstanden sind, besser in der Matrix zu verteilen. Aufgrund der geringen Diffusionsgeschwindigkeiten der einzelnen Legierungselemente sind für diese Behandlung mehrere Stunden bis zu Tagen notwendig. Nachteilig ist die damit verbundene Bildung von Grobkorn, bedingt durch die hohen Temperaturen, und eine verstärkte Randentkohlung, falls keine Schutzatmosphäre verwendet wird. Der Arbeitsbereich liegt je nach Legierungszusammensetzung zwischen 1100 °C und 1300 °C. Blockseigerungen können nicht abgebaut werden. [28,29] In der Praxis kommt es vereinzelt vor, dass der Werkstoff für die Flaschen bis zu 12 Stunden im Ofen verbleibt. Aus diesem Grund ist dieser Wärmebehandlungsprozess relevant. Er steht in direktem Zusammenhang mit dem folgenden Verfahren.

2.3.1.2 Grobkornglühen

Grobkornglühen wird bei untereutektoiden Stählen weit oberhalb der A_{C3} -Temperatur, jedoch unterhalb des Bereichs des Diffusionsglühens durchgeführt. Das Ziel ist die Herstellung eines, grobkörnigen Gefüges, das für die zerspanende Bearbeitung besser geeignet ist. Dadurch kann eine wesentliche Erhöhung der Standzeit der Zerspanungswerkzeuge erreicht werden. Bis zur Perlitumwandlung unterhalb A_{C1} muss die Abkühlung langsam erfolgen. Um grobes Korn im Gefüge auszubilden sind sehr lange Haltezeiten notwendig. [28,30] Es muss nochmals darauf hingewiesen werden, dass beide Behandlungsarten eine Folgeerscheinung bei Produktionsproblemen darstellen und nicht gezielt eingesetzt werden. Befinden sich die Blöcke für längere Zeit im Ofen, wird durch eine automatische Schaltung die Ofentemperatur abgesenkt. Der Werkstoff verweilt dennoch bei Temperaturen im Bereich von 1000 °C – 1100 °C.

2.3.2 Vergüten

Die Bezeichnung Vergüten steht als Überbegriff für die Kombination der Prozessschritte Härten und Anlassen. Beim Härten wird der Stahl zuerst auf Austenitisierungstemperatur gebracht und danach in einem entsprechenden Kühlmedium abgeschreckt. Beim Anlassen wird die Sprödigkeit des gehärteten Gefüges herabgesetzt. Dadurch werden hinreichend hohe Festigkeiten bei verbesserter Dehnung erreicht. Diese Eigenschaften basieren auf der martensitischen Umwandlung des Austenits, die eine extrem feine Ausbildung des Gefüges

bewirkt. [31] Dabei werden die Austenitkörner durch feine Martensitnadeln ersetzt, die an den Korngrenzen als Versetzungshindernisse wirken. Eine weitere Verfestigung wird durch die Zwangslösung des Kohlenstoffs bewirkt, der zu einer Verzerrung der Gitterstruktur führt und nach dem Anlassen in Form von fein verteilten Karbiden vorliegt. Grundsätzlich sind diffusionsgesteuerte und diffusionslose Umwandlungsvorgänge zu unterscheiden, wobei Vergütungsprozessen im ersten Schritt immer ein nach Möglichkeit diffusionsloser Teilschritt zugrunde liegt. Aufgrund der durch das Erwärmen stattfindenden Karbidauflösung ist es notwendig, das Material vor dem Abschrecken für eine bestimmte Zeit auf dieser Temperatur zu halten. [32,33] Der prinzipielle Ablauf ist in **Abbildung 2-14** dargestellt.

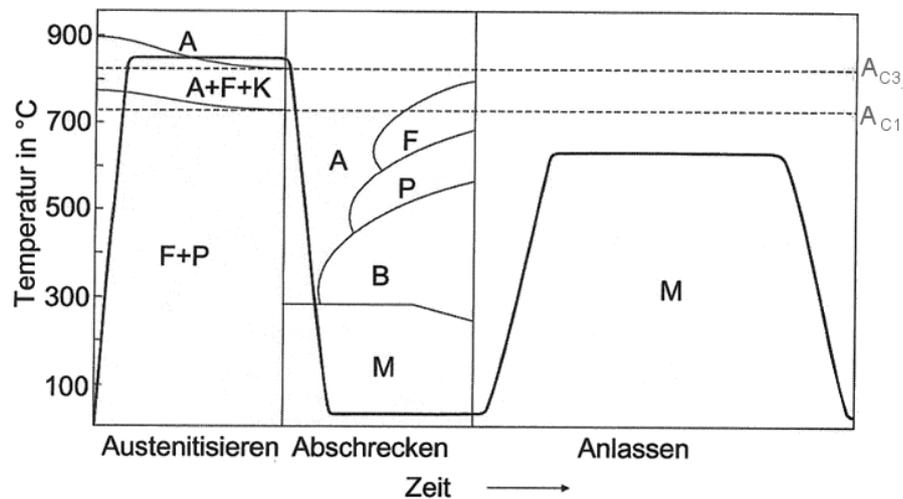


Abbildung 2-14: Die Teilschritte des Vergütens in ihrer zeitlichen Abfolge [26]

Im ersten Schritt wird der Werkstoff bestehend aus Ferrit (F) und Perlit (P) auf eine Temperatur über A_{C3} erwärmt und dadurch austenitisch (A) umgewandelt. Nach einer Verweilzeit erfolgt das Abschrecken. Bei martensitischer Härtung (M) geschieht dies ohne die Phasen Ferrit (F), Perlit (P) und Bainit (B) im angedeuteten ZTU-Diagramm zu bilden. Sie ist im Wesentlichen von der realisierbaren Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Im letzten Schritt wird der entstandene Martensit auf eine, in bestimmten Grenzen frei wählbare, Temperatur unterhalb von A_{C1} angelassen. Somit können die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs eingestellt werden. [26,33]

2.3.2.1 Austenitisieren

Für den Austenitisierungsvorgang ist es notwendig, den Stahl bis ins γ -Gebiet zu erwärmen, um eine vollständige Umwandlung des α -Eisens zu erzielen. Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm stellt immer einen idealen Gleichgewichtszustand unter Voraussetzung unendlich

langer Abkühlzeiten dar. Es zeigt ein binäres System mit exakt definierten Umwandlungspunkten. Für den Fall der Mehrstoffsysteme tritt an seine Stelle das in **Abbildung 2-15** abgebildete Diagramm für das ternäre System Fe-M-C, wobei M für ein weiteres Legierungselement steht. [34]

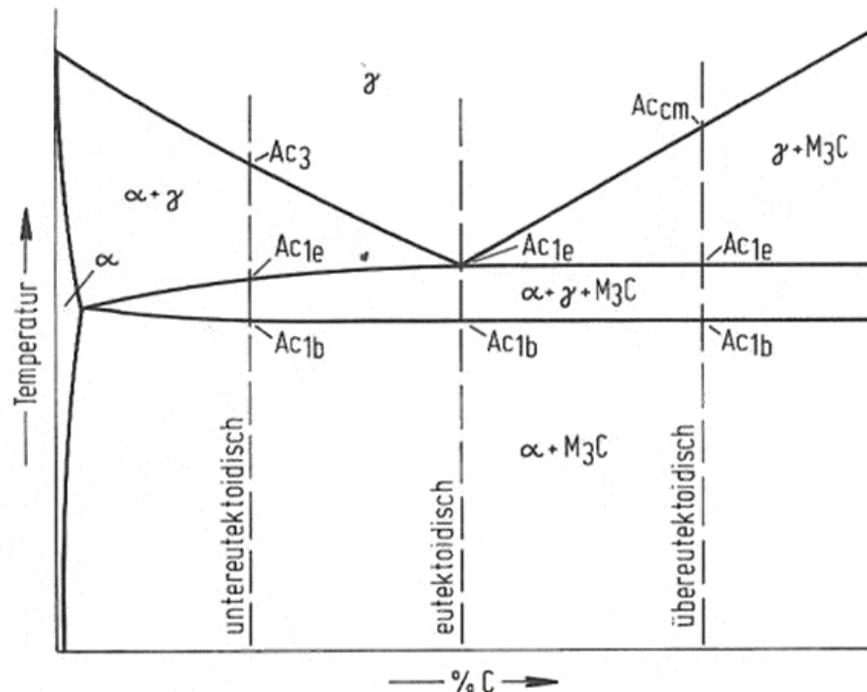


Abbildung 2-15: Schematische Darstellung eines Dreistoffsystems Fe-M-C zur Bestimmung der A_c -Temperatur [34]

Bei der Phasenumwandlung tritt, anstatt der A_{C1} -Linie, ein eigener Bereich ($\alpha + \gamma + M_3C$) auf. Dadurch ergibt sich ein Startpunkt A_{C1b} und ein Endpunkt A_{C1e} . Die Temperaturen im Diagramm werden bewusst nicht angegeben, da sich die Punkte abhängig vom Kohlenstoff und der Legierungslage verändern. Bei legierten Stählen ist eine derart einfache Darstellung nicht mehr möglich, da keine Gleichgewichtslagen vorherrschen. Wird in weiterer Folge die Annahme einer unendlich langsamen Temperaturveränderung fallen gelassen, entstehen sowohl für das Aufheizen als auch für die Abkühlung Diagramme, die normal zu den idealen Systemen stehen. Es gibt für jede Legierungszusammensetzung ein separates Diagramm, das die Auswirkung der Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeit auf die Phasenausbildung darstellt. Im Falle des Aufheizens wird dieses Schaubild als Zeit-Temperatur-Austenitierungs-Diagramm, kurz ZTA, bezeichnet. Beim Abkühlen spricht man von Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagrammen (ZTU). **Abbildung 2-16** zeigt den Zusammenhang zwischen dem ZTA-Diagramm und dem schematischem Dreistoffsystem aus **Abbildung 2-15**. [34]

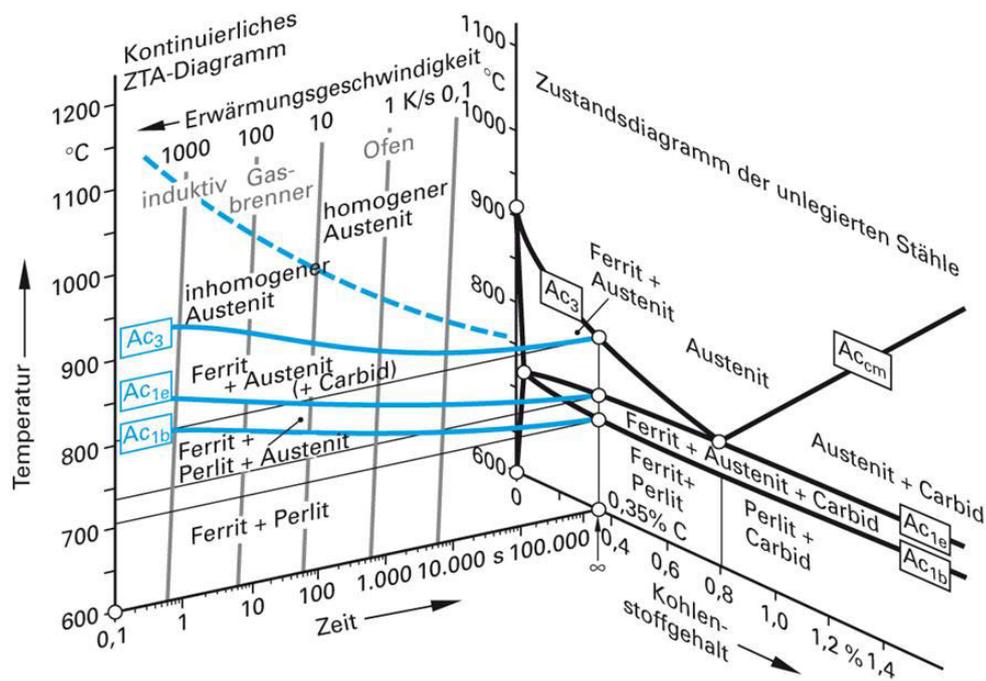


Abbildung 2-16: Bei unendlich langsamer Erwärmung wird das Diagramm aus Abbildung 2-15 zum Grenzfall des ZTA-Diagramms [35]

Aufgrund der begrenzten Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs in der Matrix ist für die Bildung des Austenits immer eine gewisse Zeit notwendig. Umso höher die Temperatur, desto rascher können die Kohlenstoffatome diffundieren und die Karbide lösen sich auf. Beschrieben wird dieser Vorgang durch das 1. Fick'sche Gesetz. Die Umwandlung kann sowohl isotherm als auch kontinuierlich durchgeführt werden. [34] Die Austenitisierungstemperatur hängt stark von den Legierungselementen ab und kann nach Formel (2-1) aus [36] abgeschätzt werden.

$$\vartheta_A [^{\circ}\text{C}] = 947 - 264 \cdot \sqrt{\%C} - 8 \cdot (\%Mn) + 45 \cdot (\%Si) + 5 \cdot (\%Cr) + 74 \cdot (\%Al) + 10 \cdot (\%Mo) - 23 \cdot (\%Ni) + 94 \cdot (\%V) \quad (2-1)$$

Diese Temperatur wird in der Praxis für Vergütungsstahl mit weniger als 0,8 % Kohlenstoff oftmals ganz allgemein mit einem Zuschlag von 30 bis 50 °C über der A_{C3} -Temperatur abgeschätzt. Eine zu hohe Austenitisierungstemperatur sollte vermieden werden, da mit zunehmender Temperatur das Risiko der Grobkornbildung steigt. [36]

Nicht nur die Temperatur hat einen wesentlichen Einfluss auf das Austenitierungsverhalten des Stahls, sondern auch die Aufheizgeschwindigkeit, mit der man das Austenitgebiet erreicht. Ist die Aufheizrate zu hoch ist mit einer unvollständigen Ausbildung des Austenits zu rechnen. **Abbildung 2-17** zeigt die einzelnen Umwandlungsbereiche des 34CrMo4 in einem Zeit-Temperatur-Austenitierungs-Schaubild für kontinuierliche Prozesse in Abhängigkeit von der Aufheizrate. [37]

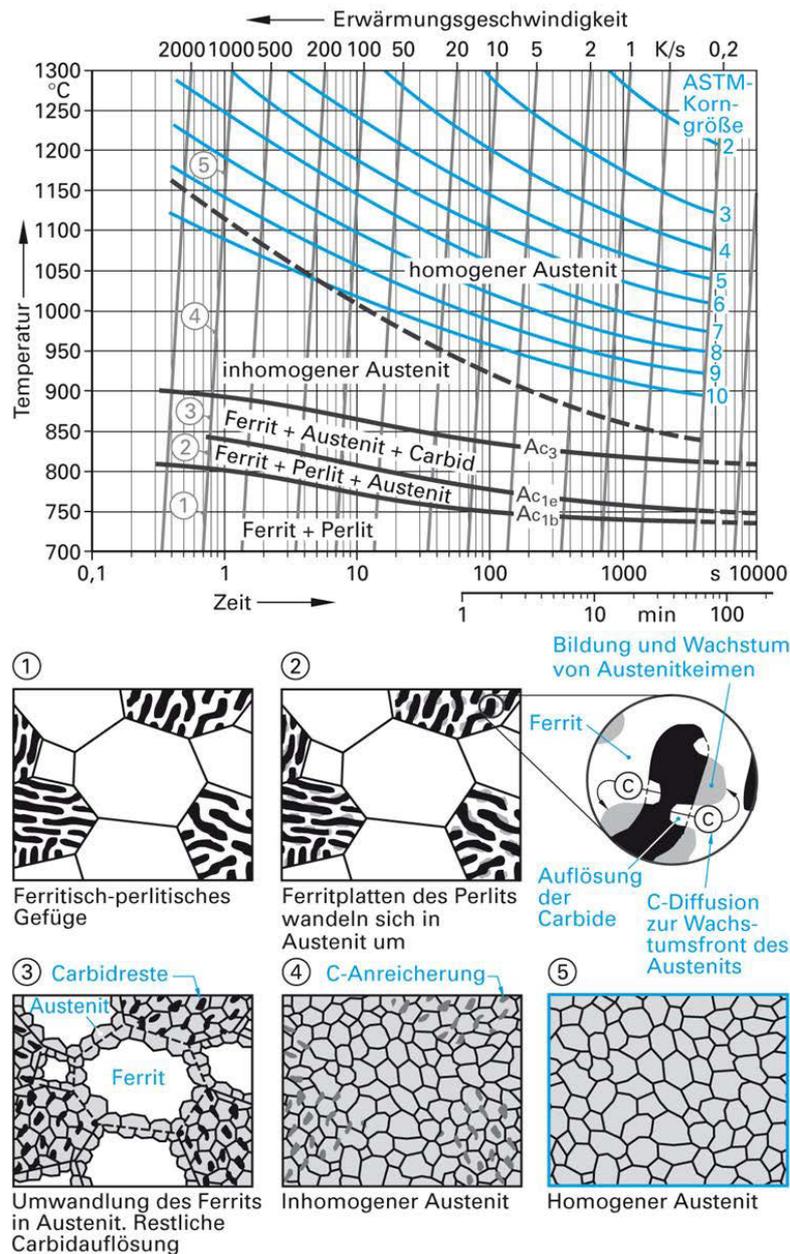


Abbildung 2-17: ZTA-Schaubild eines Vergütungsstahls mit 0,34 % C, 1,05 % Cr und 0,20 % Mo inkl. der Phasenumwandlung während des Erwärmens [35]

Es wird dabei angestrebt, den Bereich des homogenen Austenits, das heißt knapp oberhalb der schwarz strichlierten Linie, zu erreichen. Demzufolge führen niedrigere Aufheizraten zum Erreichen des homogenen Austenits bei niedrigeren Temperaturen. Die Skizzen ①-⑤ unter dem Diagramm zeigen die Phasen der Gefügeumwandlung während des Aufheizens. Des Weiteren wird die erzielbare Korngröße des Gefüges maßgeblich von der Aufheizgeschwindigkeit und der Austenitisierungstemperatur beeinflusst. Liegen kleine Kristallite vor spricht man von einem feinkörnigen Stahl, der sich durch seine sehr guten mechanischen Eigenschaften auszeichnet. [33,34,37]

2.3.2.2 Abschrecken (Gefügeumwandlung)

Um eine vollständige Umwandlung des Werkstoffs in Martensit zu erreichen ist es notwendig, im gesamten Querschnitt über der oberen kritischen Abkühlgeschwindigkeit zu bleiben. Diese wird vor allem durch die Austenitisierungstemperatur, die Haltezeit auf derselben und die Stahlzusammensetzung bestimmt. Prinzipiell korreliert eine Verringerung der kritischen Abkühlzeit zu einer Verschiebung der Umwandlungsgeschwindigkeit im ZTU-Diagramm nach links. [26] Die mögliche erreichbare Abkühlgeschwindigkeit ist abhängig von:

- der spezifischen Wärmeleitfähigkeit des Stahls
- der Oberflächenbeschaffenheit und Form des Werkstücks
- dem Wärmeübergang an der Grenzschicht zwischen Werkstoff und Abschreckmittel
- der Art, Temperatur und Konzentration des Abschreckmittels. [26]

Abschreckmittel sind unter anderem Wasser, Polymerlösungen, Öle, und Salze, die je nach gewünschter Wirkung zum Einsatz kommen. Polymerlösungen bieten dabei große Vorteile, da von ihnen keine Feuergefahr ausgeht und gegenüber den Ölen keine Rauchentwicklung stattfindet. Sie besitzen dennoch eine hohe Abschreckintensität. [26]

Nach [34] kann der Vorgang des Umwandelns, genauso wie jener des Aufheizens, als kontinuierlicher bzw. isothermer Vorgang, oder einer Kombination aus Beiden, stattfinden. Eine Erhöhung oder Erniedrigung der Abkühlgeschwindigkeit bringt daher meist eine Veränderung des Gefüges mit sich. In **Abbildung 2-18** ist das ZTU-Schaubild des 34CrMo4, dargestellt mit einer Austenitisierungstemperatur von 860 °C. Es zeigt die Lage der Bildung einzelner Gefüge über der Zeit in Abhängigkeit von der Temperatur. Nach [26] darf die Interpretation des Diagramms immer nur entlang der aufgenommenen Abkühlkurven vorgenommen werden. In diesem Zusammenhang muss festgehalten werden, dass sich aufgrund der realen Geometrie eines Werkstücks in Abhängigkeit vom Werkstoff immer Unterschiede in der Abkühlgeschwindigkeit zwischen Rand und Kern ergeben. Im Randbereich entsteht zum Beispiel bei ausreichend hoher Abkühlgeschwindigkeit reiner Martensit (a). Der Kern hingegen kann die Wärme nicht rasch genug abführen und bildet dadurch möglicherweise Bainit aus (b). Wird die Abkühldauer zu noch längeren Zeiten verschoben entstehen zum Beispiel Mischgefüge aus Ferrit, Bainit und Martensit (c). Unter dem ZTU-Diagramm befindet sich in dieser Variante das dazugehörige Gefügemengenschaubild. Das Schaubild zeigt die beim Abschrecken entstehenden Gefügemengen in Abhängigkeit von der $t_{8/5}$ -Zeit. Sie gibt jenen Zeitraum an, der benötigt wird um den Werkstoff von 800 °C auf 500 °C abzukühlen. Die Skala auf der rechten Seite

beschreibt den Härteverlauf in Abhängigkeit von der jeweils vorherrschenden Gefügezusammensetzung. [26,34]

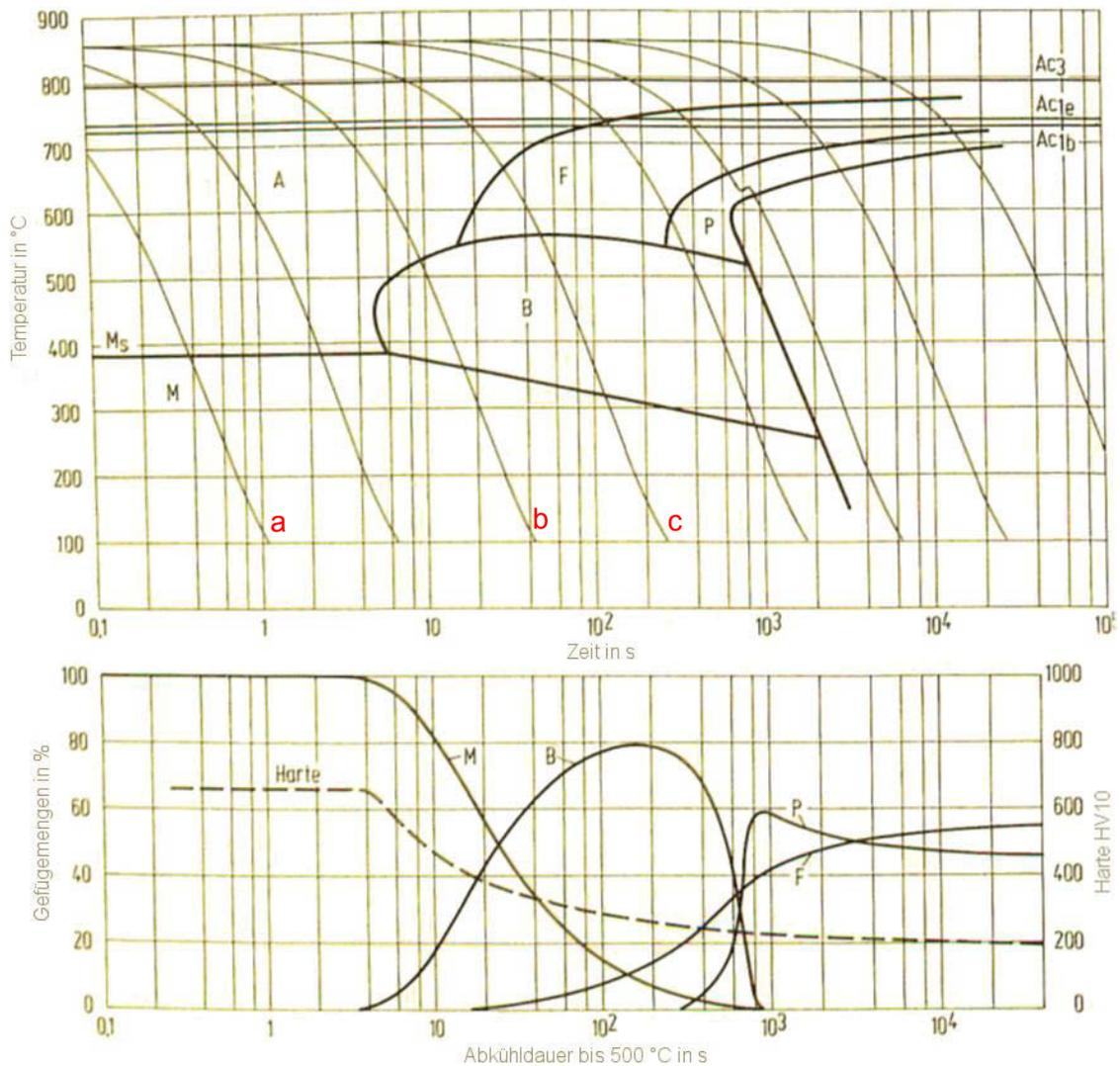


Abbildung 2-18: ZTU-Schaubild des 34CrMo4 bei einer Austenitisierungstemperatur von 860 °C, erweitert um das Gefügemengenschaubild; A...Austenit; M...Martensit; B...Bainit, P...Perlit; F...Ferrit [34]

Die Martensit-Start-Temperatur M_S kann nach [31] bei legierten Stählen mit einem Massenanteil bis zu 0,5 % Kohlenstoff, 1,7 % Mangan, 3,5 % Chrom, 1,0 % Molybdän und 0,5 % Nickel mit der nachfolgende Formel (2-2) berechnet werden.

$$M_S [^{\circ}C] = 561 - 474 \cdot \%C - 33 \cdot \%Mn - 17 \cdot \%Cr - 21 \cdot \%Mo - 17 \cdot \%Ni \quad (2-2)$$

Diese Legierungselemente haben einen wesentlichen Einfluss auf die Lage der Temperaturen Martensit-Start (M_S) und Martensit-Finish (M_F) und somit einen Einfluss auf die Menge des Restaustenits im Gefüge. [31]

2.3.2.3 Anlassen

Der Vorgang des Anlassens dient in erster Linie der Entspannung des Härtegefüges. Es werden dabei die Gefügeanteile Martensit, Bainit und Restaustenit verändert. Dabei werden aus dem Martensit Karbide ausgeschieden, des Weiteren werden Versetzungen abgebaut. Daraus resultiert eine Abnahme der Härte des Werkstoffs. Die Vorgänge können anhand des Temperaturbereichs in dem sie stattfinden wie folgt beschrieben werden. [31]

Bis zu einer Temperatur von ~ 250 °C werden ϵ -Karbide ausgeschieden. Sie bewirken eine Verringerung der Gitterspannungen im Martensit und führen somit zu einem Härteabfall. Ab einer Temperatur von ~ 260 °C erfolgt die Umwandlung der ϵ -Karbide zu Zementit. Durch Steigerung der Anlasstemperatur und der Anlassdauer koagulieren die Zementitausscheidungen. Über einer Temperatur von 450 °C kommt es bei höher legierten Stählen mit Karbidbildnern wie zum Beispiel Chrom, Wolfram, Molybdän und Vanadium zur Ausbildung von Sonderkarbiden. Die Zusammensetzung vorhandener Karbide ändert sich ebenfalls. Bis zu einer Temperatur von ungefähr 230 °C stabilisiert sich der Restaustenit im Gefüge. Zwischen 230 °C und 280 °C beginnt eine Destabilisierung desselben. Durch eine anschließende Abkühlung auf Raumtemperatur zerfällt der Restaustenit und bildet, zumindest teilweise, neuen Martensit. [31]

Nach [31] bewirkt das Anlassen nach dem Härten eine:

- Änderung der Härte bzw. Festigkeit
- Änderung des Formänderungsvermögens
- Abnahme der Eigenspannungen
- Abnahme der Rissgefahr
- Abnahme der Restaustenitmenge
- Änderung der Maß- und Formänderungen

2.3.3 Einfluss der Legierungselemente auf die Vergütbarkeit von niedrig legierten Flaschenwerkstoffen

Grundsätzlich ist bei den Legierungselementen zu unterscheiden, zu welchem Zweck sie dem Stahl zulegiert werden. Sie können dabei als Karbid-, Austenit- oder Ferritbildner fungieren. Je nach Anteil verleiht jedes einzelne Element dem Stahl spezifische Eigenschaften. Sind mehrere Elemente in der Legierung vorhanden, so kann die Wirkung verstärkt bzw. abgeschwächt werden oder sich in Einzelfällen aufgrund der gegensätzlichen Wechselwirkung komplett aufheben. [33]

Zunächst einmal wird das Element Kohlenstoff einzeln betrachtet. Alleine es besitzt einen wesentlichen Einfluss an der Härbarkeit von Stahl. **Abbildung 2-19** zeigt den Einfluss des Kohlenstoffs auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit in Abhängigkeit von seinem Anteil. [33]

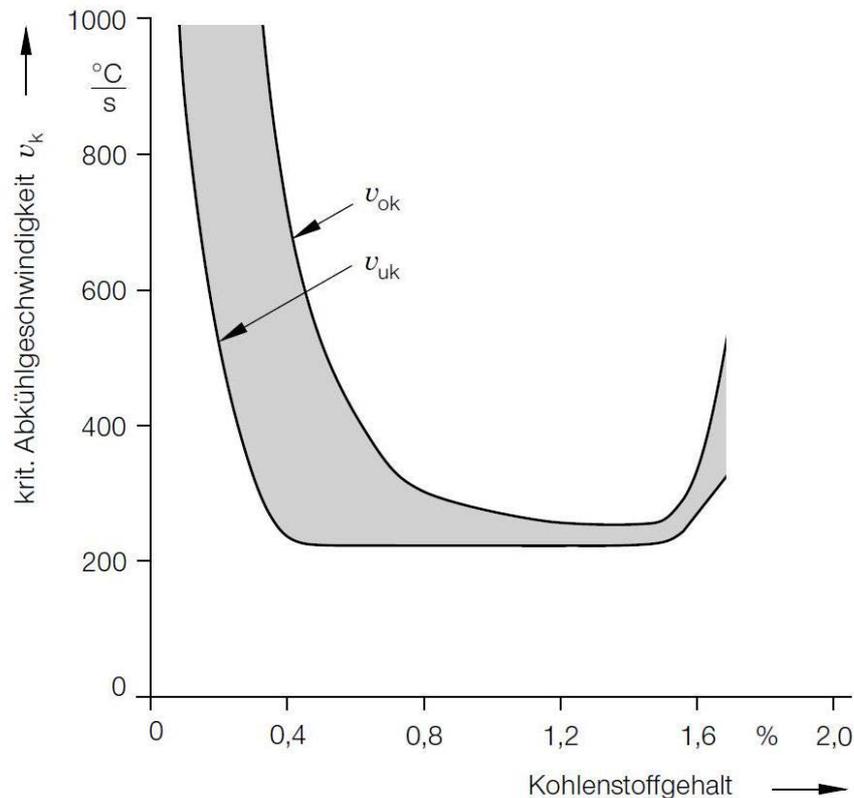


Abbildung 2-19: Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit [33]

Der zunehmende Kohlenstoffgehalt bewirkt eine Verschiebung der M_S und M_F zu niedriger Temperatur. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit wird erniedrigt, der Anteil an Restaustenit nimmt zu. Mit Kohlenstoffgehalten von mehr als 0,5 bis 0,6 % lassen sich keine Festigkeitssteigerungen mehr erzielen, da der überschüssige Anteil vermehrt in Restaustenit umgewandelt wird. Restaustenit kann auch im Bereich von Seigerungszeilen entstehen. Kohlenstoffstähle mit weniger als 0,2 % C-Gehalt, sind real nicht oder nur sehr schwer härtbar. [33]

Da bei niedrig legierten Stählen bereits zahlreiche Elemente an der Ausbildung der Eigenschaften beteiligt sind, ist es nicht sinnvoll ihren zu erwartenden Einfluss ausschließlich aus dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm abzuleiten. Als Ferritbildner gelten Titan, Tantal, Aluminium, Chrom, Silizium, Vanadium und Wolfram, die typischen Austenitbildner sind Nickel, Kobalt, Mangan und Stickstoff. **Abbildung 2-20** zeigt den Einfluss der Legierungselemente im Hinblick auf die Umwandlungstemperatur, **Abbildung 2-21** den Einfluss auf den eutektoiden Kohlenstoffgehalt. [31,33]

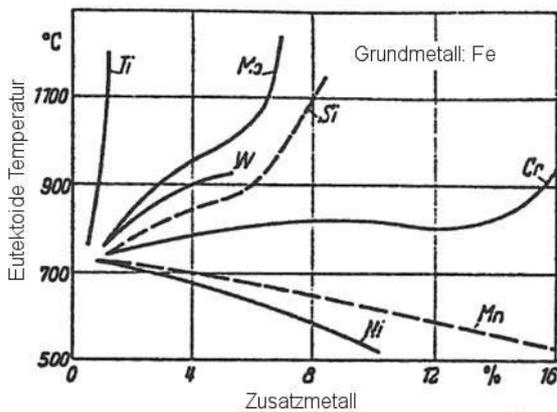


Abbildung 2-20: Einfluss der Legierungselemente auf die Umwandlungstemperatur A_{C1} [31]

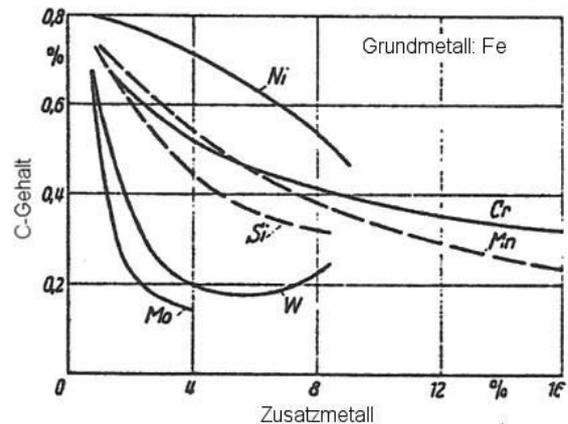


Abbildung 2-21: Einfluss der Legierungselemente auf den eutektoiden Kohlenstoffgehalt [31]

Nickel im Besonderen verschiebt bei ausreichendem Gehalt den Existenzbereich des Austenits bis auf Raumtemperatur. Silizium, Wolfram und Molybdän führen zu einer Erhöhung der eutektoiden Temperatur sowie zu einer Verringerung des eutektoiden Kohlenstoffgehalts. [31] In einer besser geeigneten Darstellungsform zeigt **Abbildung 2-22** die Verschiebung des γ -Gebiets aufgrund der Legierungselemente. Nickel, Mangan und Kobalt bewirken eine Erweiterung desselben (a), aufgrund der Verschiebung des Punktes A_3 nach unten und A_4 nach oben. Kohlenstoff, Stickstoff und Zink führen zu einer heterogenen Ausbildung des γ -Gebiets (b), Chrom, Titan, Aluminium und Molybdän beispielsweise führen zu einem geschlossenen Feld (c). Die Ferritbildner führen in ähnlicher Weise wie die Austenitbildner durch Verschiebung der Punkte A_3 und A_4 zu einer Einengung des γ -Gebiets. Durch Niob, Tantal und Zirkon entstehen heterogene Zustandsfelder mit begrenztem γ -Gebiet (d). [33]

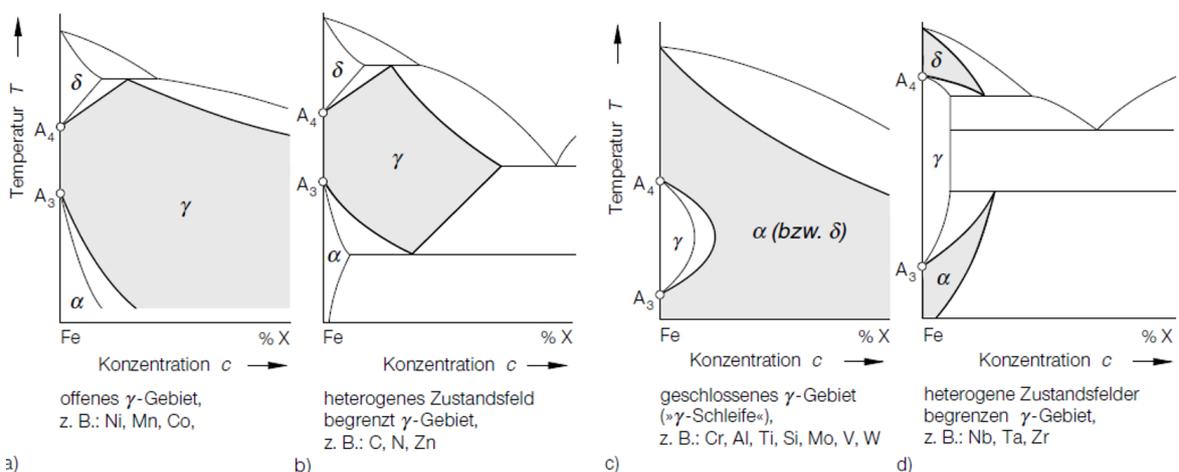


Abbildung 2-22: Verschiebung des γ -Gebietes im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (nach [33])

Die Legierungselemente bewirken vor allen ein Herabsetzen der Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs im Stahl. Dies bewirkt eine grundsätzliche Verlangsamung der Phasenumwandlung gegenüber unlegierten Stählen. In **Abbildung 2-23** sind die tendenziellen Auswirkungen der einzelnen Elemente auf die Lage der Gefügebereiche dargestellt. [33]

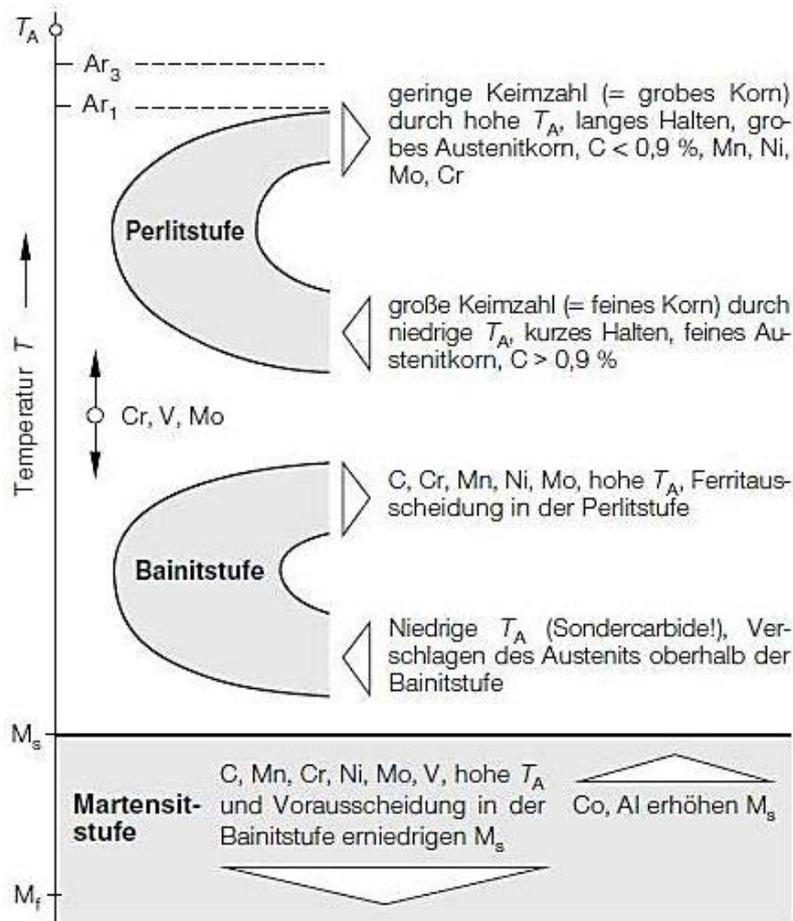


Abbildung 2-23: Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten [33]

Die Pfeile im Diagramm zeigen die Richtung der Verschiebung an. Es ist klar zu sehen, dass praktisch alle Legierungselemente eine Verschiebung zu längeren Zeiten bewirken. Dies erhöht die Austenitstabilität und führt zu einer Verringerung der Umwandlungsneigung. Daraus resultiert die Abnahme der kritischen Abkühlgeschwindigkeit und damit die Vorteile legierter Stähle. Der Martensit wird dadurch auch in größeren Abmessungen einstellbar. Für bainitische Gefüge ergibt sich die Möglichkeit, diese durch kontinuierliche Kühlverfahren zu erzeugen. Generell ist ein großes Gefügespektrum mit zahlreichen Variationen der Gütewerte herstellbar. [33]

2.3.4 Einfluss der Legierungselemente auf die Eigenschaften von Stahl

Um einen allgemeinen Überblick über die Auswirkungen von Legierungselementen zu geben, zeigt **Abbildung 2-24** eine Matrix mit den wichtigsten davon und deren Einfluss auf ausgewählte Eigenschaften des Stahls. [29]

Legierungselement	Mechanische Eigenschaften							Allgemeine Eigenschaften								
	Härte	Festigkeit	Streckgrenze	Dehnung	Einschnürung	Kerbschlagzähigkeit	Elastizität	Warmfestigkeit	Abkühlgeschwindigkeit	Karbidbildung	Verschleißfestigkeit	Schmiedbarkeit	Zerspanbarkeit	Verzunderung	Nitrierbarkeit	Rostbeständigkeit
Silizium	↑	↑	↑↑	↓	~	↓	↑↑↑	↑	↓	↓	↓↓↓	↓	↓	↓	↓	—
Mangan bei perlitischen Stählen	↑	↑	↑	~	~	~	↑	~	↓	~	↓↓	↑	↓	~	~	—
Mangan bei austenitischen Stählen	↓↓↓	↑	↓	↑↑↑	~	—	—	—	↓↓	—	—	↓↓↓	↓↓↓	↓↓	—	—
Chrom	↑↑	↑↑	↑↑	↓	↓	↓	↑	↑	↓↓↓	↑↑	↑	↓	—	↓↓↓	↑↑	↑↑↑
Nickel bei perlitischen Stählen	↑	↑	↑	~	~	~	—	↑	↓↓	—	↓↓	↓	↓	↓	—	—
Nickel bei austenitischen CrNi-Stählen	↓↓	↑	↓	↑↑↑	↑↑	↑↑↑	—	↑↑↑	↓↓	—	—	↓↓↓	↓↓↓	↓↓	—	↑↑
Aluminium	—	—	—	—	↓	↓	—	—	—	—	—	↓↓	—	↓↓	↑↑↑	—
Wolfram	↑	↑	↑	↓	↓	~	—	↑↑↑	↓↓	↑↑	↑↑↑	↓↓	↓↓	↓↓	↑	—
Vanadium	↑	↑	↑	~	~	↑	↑	↑↑	↓↓	↑↑↑↑	↑↑	↑	—	↓	↑	↑
Kobalt	↑	↑	↑	↓	↓	↓	—	↑↑	↑↑	—	↑↑↑	↓	~	↓	—	—
Molybdän	↑	↑	↑	↓	↓	↑	—	↑↑	↓↓	↑↑↑	↑↑	↓	↓	↑↑	↑↑	—
Kupfer	↑	↑	↑↑	~	~	~	—	↑	—	—	—	↓↓↓	~	~	—	↑
Schwefel	—	—	—	↓	↓	↓	—	—	—	—	—	↓↓↓	↑↑↑	—	—	↓
Phosphor	↑	↑	↑	↓	↓	↓↓↓	—	—	—	—	—	↓	↑↑	—	—	—
Kohlenstoff	↑↑↑	↑↑↑	↑↑↑	↓	~	↓	↓	↓	—	—	—	—	↓	↓	—	~

↑ Erhöhung ~ ca. gleichbleibende Wirkung mehrere Pfeile = stärkere Wirkung
 ↓ Verminderung — nicht charakteristisch oder unbekannt

Abbildung 2-24: Einfluss der Legierungselemente auf die Vergütbarkeit des Stahls (nach [29])

Die Legierungselemente bieten nur die Voraussetzung für die zahlreichen Eigenschaften, die einem Stahl verliehen werden können. Eingestellt werden diese allerdings in der Verarbeitung und Wärmebehandlung. [26,31,33]

In Bezug auf Flaschenwerkstoffe sind die wesentlichen Elemente Kohlenstoff, Chrom, Molybdän, Mangan und Silizium. Durch die Höhe des Kohlenstoffgehalts, sowie einer anschließenden Wärmebehandlung werden vor allem die mechanischen und technologischen Eigenschaften wesentlich beeinflusst. So erhöhen sich bei zunehmendem Kohlenstoffgehalt Streckgrenze, Zugfestigkeit und Härte, hingegen sinken die Verformbarkeit und

Schweißbarkeit. In Kombination mit Mangan erhöht sich der Wärmeausdehnungskoeffizient, die Wärmeleitfähigkeit sinkt. [29,38]

Chrom senkt die für die Martensitbildung erforderlichen kritischen Abkühlgeschwindigkeiten. Dies führt zu einer verbesserten Härbarkeit und damit verbundenen Vergütbarkeit. Nachteile bestehen in der Verringerung der Kerbschlagzähigkeit, sowie einer geringfügigen Herabsetzung der Bruchdehnung. Die Zugfestigkeit des Stahls steigt um 80 – 100 N/mm² je 1 % Chrom. Es begünstigt die Warmfestigkeit, Druckwasserstoff-Beständigkeit sowie die Zunderbeständigkeit. Chrom bewirkt eine Einschnürung des γ -Gebiets und führt so zu einer Erweiterung des Ferrit-Bereichs. Mit der Erhöhung des Chromgehalts geht eine Senkung der Wärmeleitfähigkeit einher. [29,38]

Molybdän wird zumeist mit anderen Elementen dem Stahl zulegiert. Durch die Herabsetzung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit wird eine Verbesserung der Härbarkeit erzielt. Es verringert weitgehend die Anlasssprödigkeit. Die Streckgrenze und die Zugfestigkeit werden erhöht. Bei höheren Gehalten kann Molybdän zu einer Erschwerung der Umformbarkeit führen. Dieses Element ist ein starker Karbidbildner und führt zu einer Einengung des γ -Gebiets. Molybdän steigert die Warmfestigkeit, vermindert jedoch die Zunderbeständigkeit. [29,38]

Mangan bindet den Schwefel in Form von Mangan-Sulfiden. Daraus resultiert eine Verminderung der schädlichen Eisen-Sulfide. Die Härbarkeit wird durch Mn stark erhöht, da die kritische Abkühlgeschwindigkeit herabgesetzt wird. Des Weiteren werden die Streckgrenze und die Zugfestigkeit angehoben. Umformbarkeit und Schweißbarkeit werden ebenfalls verbessert. [29,38]

Silizium wirkt desoxydierend, verringert den γ -Bereich und begünstigt Graphitausscheidungen. In weiterer Folge erhöht es die Festigkeit, die Verschleißfestigkeit und erhöht stark die Elastizitätsgrenze. Es beeinträchtigt die Kalt- und Warmumformbarkeit. [29,38]

2.3.5 Prüfung der Härbarkeit

Für die Bestimmung der Härbarkeit eines Werkstoffes stehen mehrere Möglichkeiten zur Verfügung. Zum einen kann die Einhärtetiefe bzw. Durchvergütbarkeit über den Jominy-Test ermittelt werden, zum anderen kann sie über die Legierungsanteile berechnet und verifiziert werden. In der Norm ASTM 255-10 sind beide Methoden beschrieben [39]. Alternativ kann der Stirnabschreckversuch nach ISO 642 [40] durchgeführt werden.

2.3.5.1 Jominy-Test

Der Jominy-Test, im deutschen auch als Stirnabschreckversuch bezeichnet, ermittelt die Härtebarkeit von Stählen. Eine genormte Probe mit einer Länge von 100 mm und einem Durchmesser von 25 mm wird zu diesem Zweck auf Austenitisierungstemperatur gebracht und dort für eine bestimmte Zeit gehalten. Die Haltezeit beträgt dabei je nach Stahlsorte 30 ± 5 Minuten. Sollte das Erwärmen der Probe weniger als 20 Minuten in Anspruch nehmen, muss dennoch immer eine Gesamtzeit von mindestens 50 Minuten für Aufheizen und Halten auf Temperatur angenommen werden. Durch geeignete Maßnahmen ist sicherzustellen, dass es während des Aufheizens zu keiner Randentkohlung kommen kann, da diese das Gefüge im Randbereich wesentlich beeinflussen würde. Das kann durch Schutzgasatmosphäre im Ofen bzw. durch Einbetten des Prüfkörpers in Graugussspäne oder Graphit erreicht werden. Danach wird die Probe so rasch wie möglich in eine spezielle Abkühlvorrichtung eingelegt. Während des Transports darf die Probe nur im Bereich der Einspannung manipuliert werden, sie darf auch in dieser Zeit keiner Zugluft ausgesetzt sein. Der Transport der Probe vom Ofen bis zum Beginn des Abschreckvorgangs darf die Zeitspanne von fünf Sekunden nicht überschreiten. Für den Abschreckvorgang wird eine Vorrichtung verwendet, die einen gleichmäßigen Wasserstrahl mit definierten Temperatur und Druckverhältnissen für die Dauer des Abschreckens sicherstellt. **Abbildung 2-25** zeigt eine Variante der Abkühlvorrichtung. [39,40]

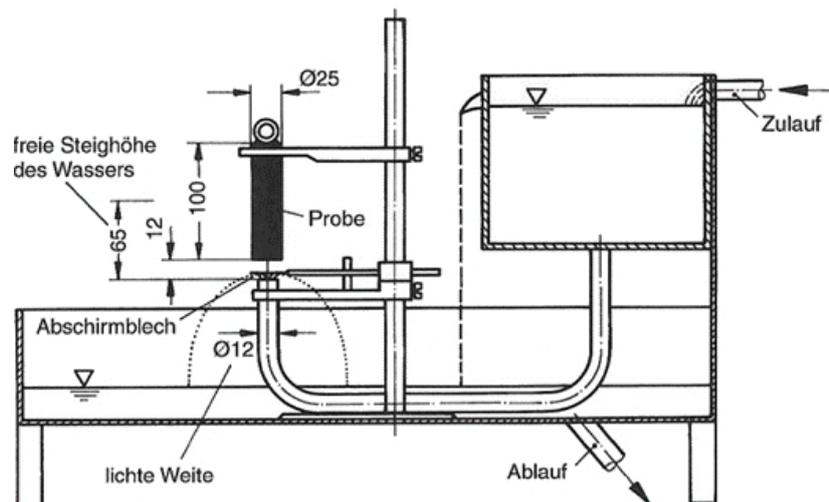


Abbildung 2-25: Vorrichtung zur Durchführung des Stirnabschreckversuchs [41]

Durch Öffnen einer Blende wird an der Stirnseite der Probe der Abschreckvorgang eingeleitet. Der Versuch ist beendet, wenn der gesamte Probenquerschnitt Raumtemperatur aufweist. Zur Bestimmung der Härtebarkeit wird der Probenkörper der Länge nach an zwei

Stellen entlang der Mantelflächen angeschliffen, wobei diese planparallel gegenüber liegen. Von der Stirnseite ausgehend werden auf den geschliffenen Flächen in genormten Abständen Punkte aufgetragen, an denen jeweils eine Härtemessung durchgeführt wird. Von der Stirnseite ausgehend sind dies im Regelfall 1,5 – 3 – 5 – 7 – 9 – 11 – 13 und 15 mm, danach alle 5 mm bis zu einer Länge von 80 mm. Dadurch entsteht ein für den Stahl charakteristisches Härteprofil über die gesamte Probenlänge. In **Abbildung 2-26** ist eine Jominy-Probe mit dem dazugehörigen Härteverlauf schematisch dargestellt. [39,40]

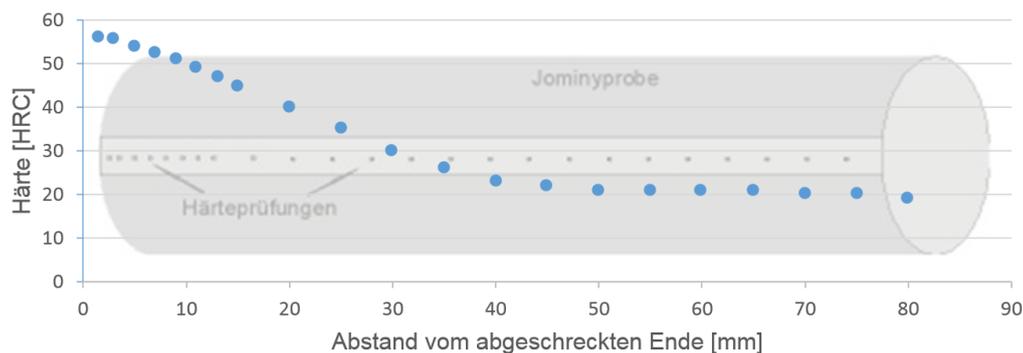


Abbildung 2-26: Härtemesspunkte an einer Jominy-Probe mit zugehöriger Härteverlaufskurve (nach [42])

Die Darstellung zeigt die Verteilung der Härtepunkte über die Länge der Probe. In Bezug auf die Stirnfläche auf der linken Seite ist mit zunehmender Probenlänge der Härteabfall deutlich erkennbar, der durch die längeren Abkühlzeiten mit wachsender Probenlänge bedingt ist. [31,33]

2.3.5.2 Berechnung der Härthbarkeit von Stählen

Eine Berechnungsmethode für die Härthbarkeit von Stahl ist in ASTM255-10 festgelegt. Sie liefert eine Vorhersage der Einhärtetiefe in Abhängigkeit von der Stahlzusammensetzung, den sogenannten D_I -Wert der üblicherweise in Zoll angegeben wird. Er basiert auf dem von [43] experimentell bestimmten kritischen Grossmann-Durchmesser D_C . Dieser gibt jenen Durchmesser eines Werkstoffs an, bei dem nach dem Abschrecken der Kern aus 50 % martensitischem Gefüge besteht. Der D_I -Wert, als auch idealer kritischer Durchmesser bezeichnet, stellt den D_C -Wert unter der Annahme von unendlichen raschen Abkühlbedingungen dar. Bei der Berechnungsmethode ist darauf zu achten, dass sie nur für Stähle mit bestimmter Zusammensetzung Gültigkeit hat. [44] **Tabelle 2-IV** zeigt den Gültigkeitsbereich der einzelnen Legierungselemente für das Berechnungsmodell nach ASTM 255-10. [39]

Tabelle 2-IV: Gültigkeitsbereich der DI-Wert-Berechnung (nach [39])

Element	Gültigkeitsbereich [%]	Gewichtungsfaktor [-]
Kohlenstoff	0,10-0,70	0,54
Mangan	0,50-1,65	3,333
Silizium	0,15-0,60	0,7
Nickel	max. 1,50	0,363
Chrom	max.1,35	2,16
Molybdän	max. 0,55	3
Kupfer	max. 0,35	0,365
Vanadium	max. 0,20	1,73

Das Berechnungsmodell basiert auf tausenden Prüfergebnissen mit deren Hilfe Faktoren für die Gewichtung der einzelnen Legierungselemente ermittelt wurden. Unter Anwendung der Formel (2-3) nach [43] kann die Einhärtetiefe gemäß ASTM 255-10 berechnet werden. Schwefel und Phosphor werden in diesem Modell nicht berücksichtigt, da sie sich nach [39] in ihrer Wirkung im Allgemeinen gegenseitig aufheben.

$$\begin{aligned}
 DI = & [\%C] \cdot 0,54 \cdot \{1 + [\%Mn] \cdot 3,333\} \cdot \{1 + [\%Si] \cdot 0,7\} \\
 & \cdot \{1 + [\%Ni] \cdot 0,363\} \cdot \{1 + [\%Cr] \cdot 2,16\} \cdot \{1 + [\%Mo] \cdot 3\} \\
 & \cdot \{1 + [\%Cu] \cdot 0,365\} \cdot \{1 + [\%V] \cdot 1,73\} \cdot \{1 + [\%Zr] \cdot 2,5\}
 \end{aligned}
 \quad (2-3)$$

2.4 Von der Formänderung zum Härteriss

Damit in einem Werkstoff überhaupt Risse entstehen können, müssen mehrere Faktoren zusammen wirken. Sie stehen als Vorstufe zum Extremfall der Risse in direktem Zusammenhang mit Maß- und Formänderungen, die durch die Wärmebehandlung des Stahls hervorgerufen werden. Die Spannungen sind quasi im Bauteil gespeichert. Spannungen können einander überlagern, das heißt, werden dem Bauteil von außen Spannungen auferlegt, so addieren bzw. subtrahieren sie sich mit den bereits vorhandenen Spannungen. Führen diese Spannungen zu spontanem Materialversagen, spricht man von Härterissen. **Abbildung 2-27** zeigt einen Überblick bezüglich der vielfältigen Einflussfaktoren, die an der Entstehung von Rissen beteiligt sind. [31,41,45,46]

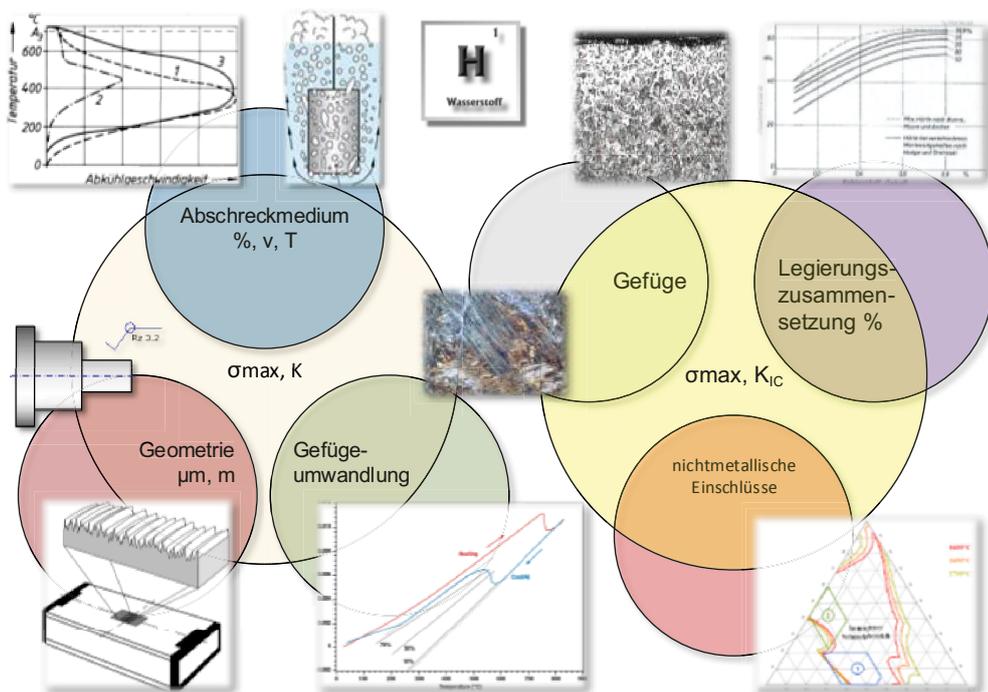


Abbildung 2-27: Einflussfaktoren auf die Bildung von Härterissen (nach [47])

Die Hauptfaktoren für die Spannungsentwicklung sind die Geometrie, der Wärmehaushalt und die thermische Ausdehnung. Die Geometrie spielt vor allem im Bereich der dickwandigen Bauteile eine wesentliche Rolle. Dasselbe gilt für den Übergang von dickwandigen auf dünnwandige Bauteilbereiche [47]. Der Wärmehaushalt selbst setzt sich aus drei Teilbereichen zusammen:

- Wärmetransport an der Oberfläche
- Wärmeleitfähigkeit
- Phasenumwandlungswärme

Der Wärmetransport ist dabei der einzige beeinflussbare Faktor. Unterschiedliche Abkühlmedien führen aufgrund ihrer unterschiedlichen Wärmeübergangskoeffizienten zu diversen Effekten im Werkstoff. Im Normalfall gilt, je höher die Abkühlgeschwindigkeit, desto höher werden die Spannungen und somit das Risiko für eine Rissbildung. [47]

Als Ausdehnung bezeichnet man die Änderung der Abmessungen durch Temperaturveränderungen. Diese kann sowohl thermisch als auch durch die Energie aus Phasenumwandlung bedingt sein. Sie führen im Zusammenhang mit elastisch-plastischem Verhalten des Materials zu Spannungen. Dieser Ansatz gilt sowohl für die globale Betrachtung eines Bauteils, aber auch für die lokale Betrachtung von Bereichen. [47]

Im Fall der lokalen Geometrie wirken vor allem Einflüsse durch die Oberflächenbeschaffenheit aufgrund vorangegangener Bearbeitungsschritte wie Drehen, Fräsen oder Sandstrahlen, die letztendlich zu einer Erhöhung der lokalen Spannungen führen. [47]

Die Geometrie und die Ausrichtung des Werkstücks innerhalb des Abschreckmediums spielen eine wesentliche Rolle, aber auch die lokalen Strömungsbedingungen. Entlang der Oberfläche kann es dadurch zu unterschiedlichen Ausbildungen des Wärmetransports kommen und somit zu starken Variationen in der jeweiligen Abkühlzeit. Dieser Einfluss kann nicht alleine durch das Abschreckmedium beschrieben werden. Es besteht ein komplexer Zusammenhang zwischen dem Werkstück und dem Kühlmedium sowie der extern einwirkenden Faktoren wie zum Beispiel jener der erzwungenen Konvektion. [47]

Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung lokaler Bereiche beeinflussen stark das Umwandlungsverhalten derselben während der Wärmebehandlung. Im Falle des Randschichthärtens wird dieser Effekt als Vorteil genutzt. Durch das lokale Angebot an Kohlenstoff wird ein Gefüge mit Druckspannungen mit Randbereich generiert. Diese bewirken zum Beispiel längere Lebensdauer bei dynamischer Belastung. Im Falle von Seigerungen, die während der Erstarrung entstehen, kann es zur lokalen Bildung von starken Zugspannungen kommen, die zur Schwächung des Werkstoffs führen. Werden globale Zugspannungen den lokalen überlagert, kann es zu einer Überbeanspruchung des Werkstoffs kommen. [47]

2.4.1 Eigenspannungen als Ursache von Verzug und Härterissen

2.4.1.1 Arten von Eigenspannungen

Als Eigenspannungen bezeichnet man nach [41] im Werkstoff enthaltene mechanische Spannungen, die ohne Einwirkung äußerer Kräfte auftreten. Kräfte und Momente sind dabei im Gleichgewicht. Eigenspannungen können mathematisch als Spannungstensor 3. Ordnung beschrieben werden. Sie werden grundlegend in drei Arten eingeteilt. [41]

Eigenspannungen erster Art sind über weite Bereiche des Werkstoffs nahezu homogen. Die inneren Kräfte sind bzgl. jeder beliebigen Schnittfläche im Gleichgewicht, die Momente heben sich auf. Störungen des Gleichgewichts haben immer makroskopische Maßänderungen zur Folge. [41]

Eigenspannungen 2. Art sind im Bereich eines Kornes oder von Kornbereichen homogen. Alle vorherrschenden Kräfte und Momente sind über hinreichend viele Körper im

Gleichgewicht. Eingriffe in das System können zu makroskopischen Maßänderungen führen. [41]

Eigenspannungen 3. Art sind selbst in kleinsten Werkstoffbereichen mehrerer Atomabstände inhomogen. Gleichgewicht der Kräfte herrscht nur in kleinen Bereichen eines Kornes. In diesem Fall führen Störungen des Gleichgewichts zu keinen makroskopischen Änderungen. [41]

2.4.1.2 Mohr'scher Spannungskreis

Grundsätzlich unterliegen Bauteile in jedem beliebigen Punkt dreiachsigen Spannungszuständen. Für die Vorhersage von Maß- und Formänderungen und in weiterer Folge für die Entstehung von Rissen ist es notwendig, die im Raum auftretenden Spannungen vergleichbar zu machen. In der Regel existieren Daten über den einachsigen Spannungszustand eines Werkstoffs. Diese werden über den Zugversuch ermittelt. Vergleichsspannungshypothesen definieren aus einem gegebenen dreiachsigen Spannungszustand eine Vergleichsspannung σ_V , die dem Ergebnis aus dem Zugversuch direkt gegenüber gestellt werden kann. [48]

Die wichtigsten Hypothesen sind nach [49] die:

- Normalspannungshypothese
- Schubspannungshypothese
- Gestaltänderungshypothese

Die Normalspannungshypothese ist die älteste und einfachste aller Hypothesen, Sie besagt, dass im dreiachsigen Spannungszustand die Vergleichsspannung σ_V der größten Hauptnormalspannung σ_1 entspricht. Sie wird für sehr spröde Werkstoffe verwendet bei denen man annehmen kann, dass der Bruch senkrecht zur größten Hauptnormalspannung verlaufen wird. [48,49]

Die Schubspannungshypothese geht von der maximalen auftretenden Schubspannung aus. Sie wird für duktile Werkstoffe mit ausgeprägter Streckgrenze eingesetzt. Für das Versagen des Werkstoffs maßgebend ist dabei das Überschreiten der maximal zulässigen Gleitspannung durch eine auftretende maximale Schubspannung. [48,49]

Die Gestaltänderungshypothese ist ebenfalls für duktile Werkstoffe konzipiert. Als Grundlage dient die gespeicherte Energie eines Körperelements bei der Verformung. Wird dabei ein werkstoffabhängiger Grenzwert überschritten, kommt es zum Versagen des Werkstoffs. [49]

Ausgangspunkt für die Spannungsberechnung in Bauteilen ist das Hooke'sche Gesetz in seiner allgemeinen Form. Demnach können die Dehnungen ε in den drei Raumrichtungen nach [50] mit den Formeln (2-4), (2-5) und (2-6) berechnet werden:

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E} [\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)] \quad (2-4)$$

$$\varepsilon_y = \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu(\sigma_x + \sigma_z)] \quad (2-5)$$

$$\varepsilon_z = \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)] \quad (2-6)$$

Der Buchstabe E steht für den Elastizitätsmodul, σ_i für die Spannungen in den jeweiligen Raumrichtungen und ν bezeichnet die werkstoffspezifische Querkontraktionszahl. Diese berücksichtigt die Breitenänderung des Werksoffs bei Längenänderung. Daraus ergibt sich die vereinfachte Formel (2-4) für den ebenen Spannungszustand. [50]

Zur Bestimmung der Spannungen mittels Bohrlochmethode wird immer von einem ebenen Spannungszustand ausgegangen, da auch die Bestimmung der Dehnungsänderungen mit der Bohrlochmethode nur in Ebenen unterteilt erfolgen kann. Für die Berechnung der Vergleichsspannung müssen zunächst einmal die Hauptnormalspannungen $\sigma_{1,2}$ berechnet werden. Unter Anwendung des Hooke'schen Gesetzes für den ebenen Spannungszustand erfolgt die Berechnung nach [51] gemäß Formel (2-7):

$$\sigma_{1,2} = \frac{E}{1-\nu} \cdot \frac{\varepsilon_a + \varepsilon_c}{2} \pm \frac{E}{\sqrt{2}(1+\nu)} \cdot \sqrt{(\varepsilon_a - \varepsilon_b)^2 + (\varepsilon_c - \varepsilon_b)^2} \quad (2-7)$$

Im Mohr'schen Spannungskreis ergibt das die allgemeine Darstellung nach **Abbildung 2-28**. [48,51]

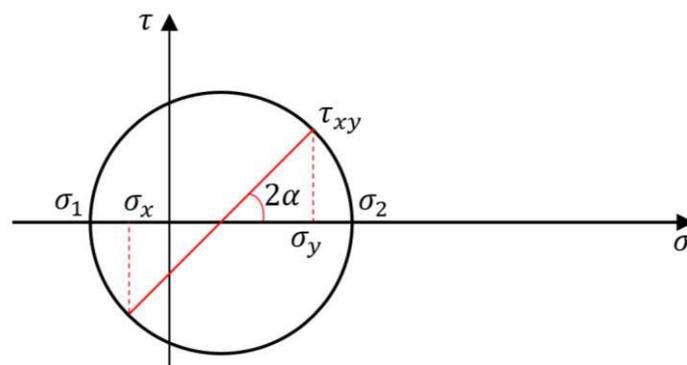


Abbildung 2-28: Mohr'scher Spannungskreis in seiner allgemeinen Form (nach [51])

Die Hauptnormalspannungen σ_1 und σ_2 befinden sich auf der x-Achse. Sie bilden den Gesamtdurchmesser des Spannungskreises. Aus einer Geraden durch den Mittelpunkt unter

dem Winkel 2α ergeben sich die Normalspannungen σ_x , σ_y und τ_{xy} . Unter den Hauptnormalspannungen im ebenen Spannungszustand versteht man jene Spannungen, in deren Lage die Schubspannungen Null ergeben. In jeder anderen angenommenen Lage nimmt die Schubspannung endliche Werte an. Aus den Hauptnormalspannungen und dem Lagewinkel α können unter Anwendung der Formeln (2-8), (2-9) und (2-10) die Spannungen bezüglich eines gewählten Koordinatensystems berechnet werden [51].

$$\sigma_x = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cdot \cos 2\alpha \quad (2-8)$$

$$\sigma_y = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cdot \cos 2\alpha \quad (2-9)$$

$$\tau_{xy}, \tau_{yx} = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cdot \sin 2\alpha \quad (2-10)$$

Aus den errechneten Normalspannungen folgt durch Einsetzen in Formel (2-11)

$$\sigma_V = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x \sigma_y + 3\tau_{xy}^2}, \quad (2-11)$$

die Berechnung der Vergleichsspannung für den ebenen Spannungszustand.

Genau genommen bewirken die Spannungen im Bauteil einen räumlichen Verzerrungszustand. Nachdem aber die Dehnmessstreifen auf freien Oberflächen aufgeklebt sind, unterliegen sie einem ebenen Spannungszustand und keinem Verzerrungszustand. So gesehen wäre die Normale auf die Oberfläche eine Hauptachse des Verzerrungstensors. Durch die Messrosette kann diese Dehnung jedoch nicht erfasst werden. [50]

2.4.1.3 Volums- und Längenänderungen durch Phasenumwandlungen

Die Berechnung der Gesamtausdehnung kann mit Hilfe der Formeln in **Tabelle 2-V** durchgeführt werden. Im Bereich der $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung liegt die Schrumpfung bei 0,35 %.

Tabelle 2-V: Formeln zur Berechnung der Gesamtausdehnung (nach [37])

Temperaturbereich [°C]	Gültigkeitsbereich [°C]	Gleichung
20-911	$T < 911$	$l_T = l_0(1 + 14,8 \cdot 10^{-6} \cdot \Delta T)$
20-1392	$911 < T < 1392$	$l_T = l_0 \cdot 1,0097 \cdot [1 + 23,6 \cdot 10^{-6}(T - 911)]$
20-1536	$1392 < T < 1536$	$l_T = l_0 \cdot 1,0229 \cdot [1 + 22,3 \cdot 10^{-6}(T - 1392)]$

In **Abbildung 2-29** ist die Änderung der Länge über der Temperatur für unterschiedliche Kohlenstoffgehalte dargestellt.

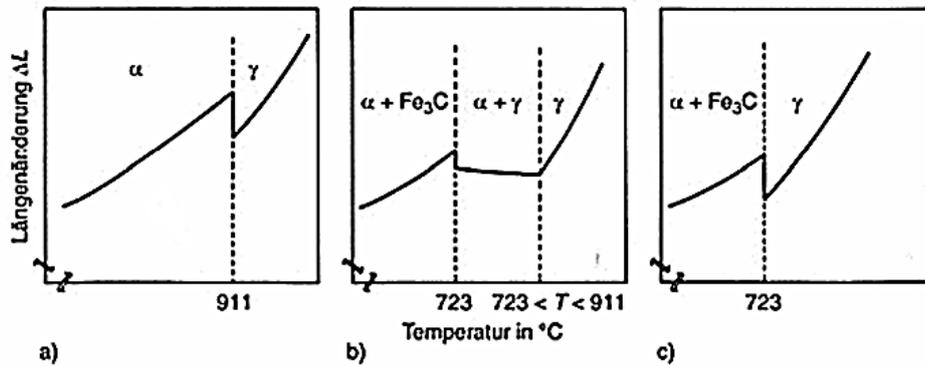


Abbildung 2-29: Längenänderung als Funktion der Temperatur in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt, a) Reineisen, b) unlegierter Stahl mit 0,4 % C, c) unlegierter Stahl mit 0,8 % C (nach [41])

Anhand von Dilatometermessungen kann gezeigt werden, dass bei Reineisen (a) die Phasenänderung von Ferrit α zu Austenit γ bei 911 °C auftritt. Für einen Kohlenstoffgehalt von 0,4 % (b) erfolgt zuerst die Umwandlung von Eisens α und Karbid (Fe_3C) zu α und γ bei 723 °C, danach die Umwandlung zu reinem Austenit. Am eutektoiden Punkt tritt die Phasenumwandlung bereits bei 723 °C ein (c).

2.4.1.4 Volums- und Längenänderung durch thermische Ausdehnung

Phasenumwandlungen bedingen Volumenänderungen innerhalb des Werkstoffs. Durch diesen Umstand kommt es zu Spannungen innerhalb des Werkstoffs. In **Tabelle 2-VI** sind die mittleren Ausdehnungskoeffizienten von reinem Eisen für die verschiedenen Modifikationen angeführt.

Tabelle 2-VI: Mittlere Ausdehnungskoeffizienten von reinem Eisen (nach [37])

Temperaturbereich [°C]		Struktur	Phase	Mittlerer Ausdehnungskoeffizient von T_1 - T_2 [° ⁻¹]	
T_1	T_2			Berechnet	Gemessen
20	911	Krz	α	$14,82 \cdot 10^{-6}$	$15,3 \cdot 10^{-6}$
911	1392	Kfz	γ	$23,60 \cdot 10^{-6}$	$22,0 \cdot 10^{-6}$
1392	1536	Krz	δ	$22,26 \cdot 10^{-6}$	$16,5 \cdot 10^{-6}$

2.4.2 Grundlagen der Maß- und Formänderungen

In der Norm DIN 17014 von 1975 werden die Begriffe Maß- und Formänderung definiert [52]. Demnach versteht man unter dem Begriff der Maßänderung, die Änderung der Maße eines Werkstücks ohne Formänderung. Die Formänderung hingegen bezeichnet eine Veränderung von Winkelbeziehungen und Krümmungen im Bauteil. Der umgangssprachliche Begriff des Verzugs umfasst beide Begriffe und sollte nicht verwendet werden. [45]

Im Wesentlichen werden die Maß- und Formänderungen charakterisiert durch zwei Vorgänge. Einerseits durch nichtthermische Volumenänderungen, andererseits durch Verformungen. Als nichtthermische Volumenänderungen gelten Phasenumwandlungen und Ausscheidungen. Die Gruppe der Verformungen muss nochmals in plastische und elastische Vorgänge unterteilt werden. Wirken von außen keine Kräfte und Momente auf das Werkstück, so treten die elastischen Verformungen immer in Form von Eigenspannungen in Erscheinung. Plastische Verformungen entstehen durch Überschreitung der Streckgrenze der lokalen Vergleichsspannung, für die letztendlich Wärme- und Umwandlungsspannungen verantwortlich sind. In **Abbildung 2-30** sind die Zusammenhänge für die Entstehung von Maß- und Formänderungen dargestellt. [45]

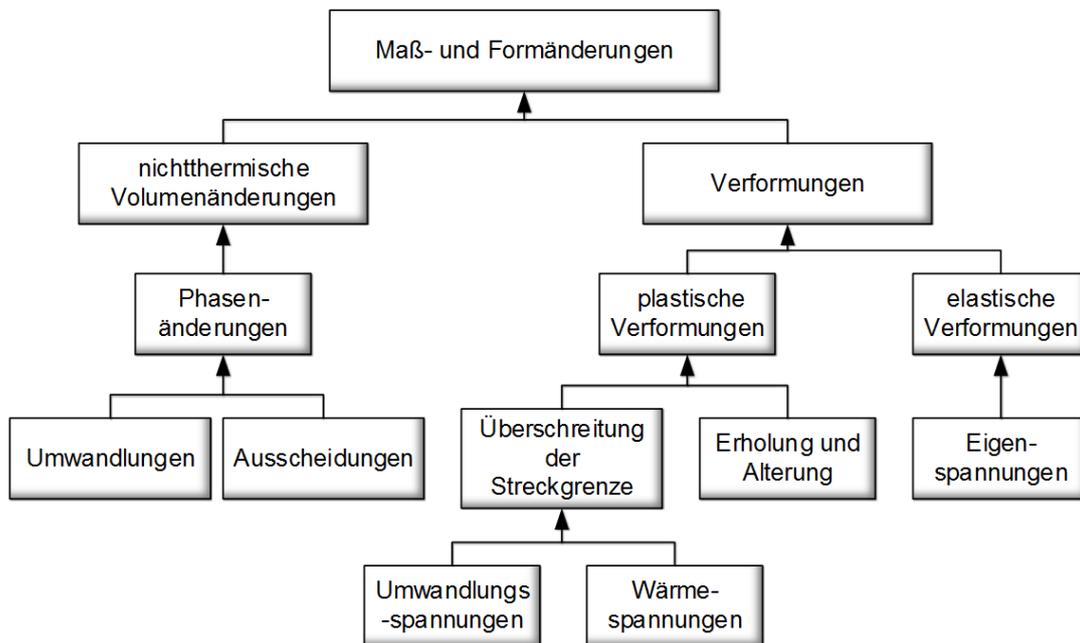


Abbildung 2-30: Einflussfaktoren auf die Maß- und Formänderung eines Werkstoffs (nach [45])

Zunächst einmal werden die unvermeidbaren Maß- und Formänderungen näher betrachtet. Angenommen ein Bauteil wird unter idealen Bedingungen gefertigt. Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs ist absolut homogen und es sind keinerlei Texturen

vorhanden. Nach der spanenden Bearbeitung des Werkstückrohlings ist das Material frei von Eigenspannungen. Des Weiteren wird vorausgesetzt, dass die Wärmebehandlung unter idealen Bedingungen abläuft. Das heißt, die Erwärmung des Bauteils erfolgt völlig gleichmäßig bei langsamster Aufheizrate. Das Chargieren erfolgt ideal, die Abkühlgeschwindigkeit ist minimal und die Wärmeübergangsverhältnisse sind ebenfalls am Optimum. Selbst bei dieser Konstellation, die rein hypothetisch ist, werden Spannungen aufgrund von Phasenumwandlungen auftreten. **Abbildung 2-31** zeigt, dass z.B. bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,4 % die vorhandenen Gefügeanteile verschiedene spezifische Volumina aufweisen. [53]

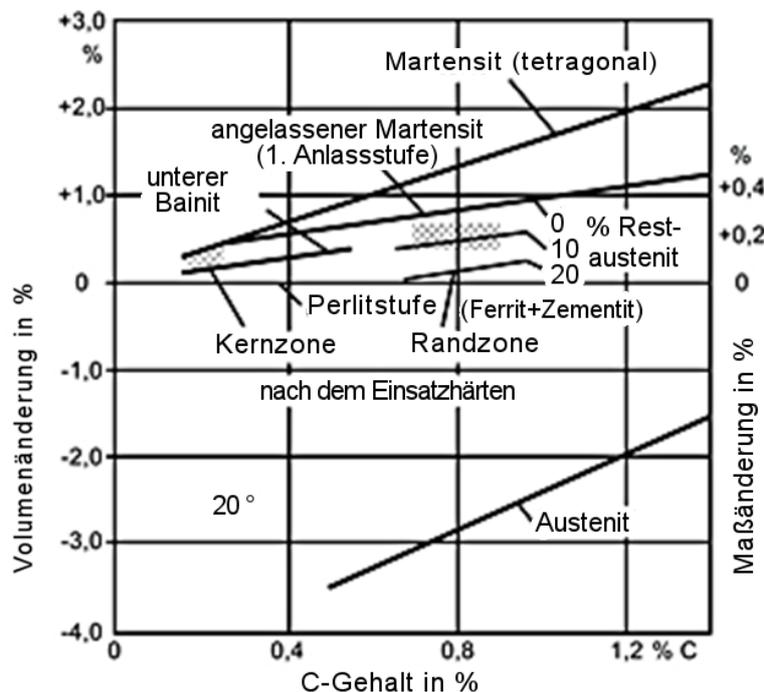


Abbildung 2-31: Spezifisches Volumen der Phasen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt (aus [46] nach [53])

Selbst bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,4 % ergeben sich bereits Unterschiede im spezifischen Volumen zwischen unterem Bainit und angelassenem Martensit. Dieser rein theoretische Fall wird nach [54] als Tendenz I, von insgesamt drei Grundtendenzen für die Beschreibung von Maß- und Formänderungen, bezeichnet.

Wird zusätzlich noch die Einstellung eines bestimmten Gefüges gefordert, ist es notwendig gezielt kritische Abkühlgeschwindigkeiten einzuhalten. Daraus ergeben sich große Temperaturunterschiede innerhalb des Bauteils, vor allem zwischen Rand und Kern (**Abbildung 2-32**). [45] Zunächst kühlt der Rand stärker ab als der Kern, wodurch der Rand schneller schrumpft. Dies führt zu Zugspannungen im Randbereich, die mit den resultierenden

Druckspannungen im Kern im Gleichgewicht stehen (a). Überschreiten sie die Warmfestigkeit des Werkstoffs (b), führt dies zu einem plastischen Spannungsabbau, der durch die schraffierte Fläche zwischen den Kurven (a) und (b) dargestellt ist. Ist der höchste Temperaturgradient im Punkt (w) überschritten, schrumpft der Kern (c) schneller als der Rand (d). Dadurch nehmen die Druckspannungen im Kern ab, was letztendlich zu einer Spannungsumkehr im Punkt (u) führt. Der Abbau der Spannungen im Randbereich kann jetzt nur noch elastisch erfolgen.

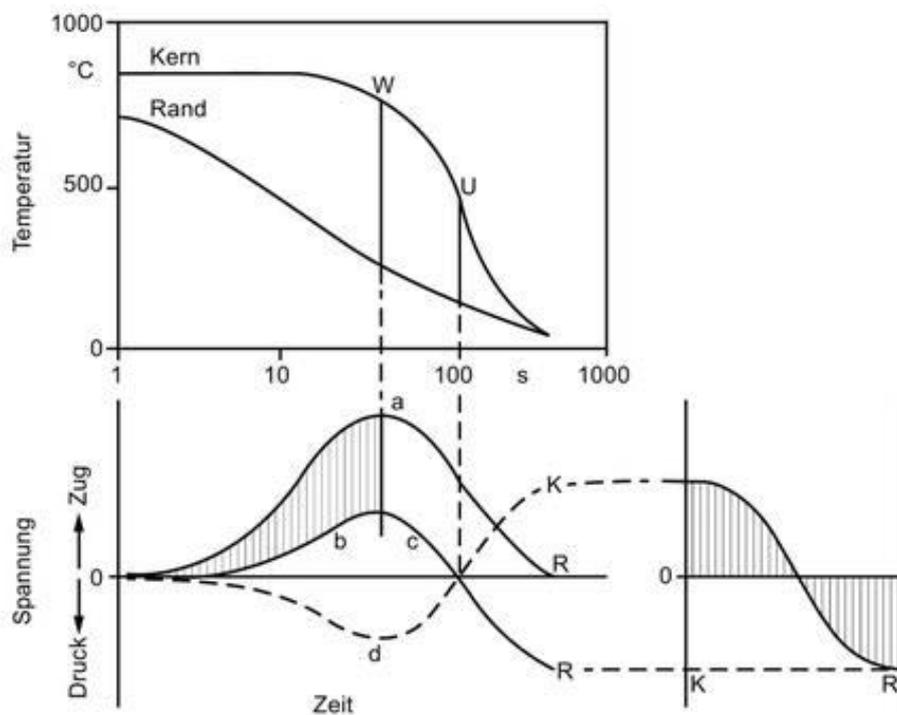


Abbildung 2-32: Spannungsaufbau infolge von Temperaturunterschieden zwischen Rand und Kern [55]

Daraus ergibt sich der Endspannungszustand bei Raumtemperatur, der rechts neben dem Zeit-Spannungsdiagramm dargestellt ist. Demzufolge herrschen im Kern Zugspannungen, der Kern ist mit Druckspannungen beaufschlagt. Dies lässt die Schlussfolgerung zu, dass der Grund für die Maß- und Formänderung lokales Überschreiten der Warmfestigkeit des Werkstoffs ist. Damit verbunden ist der plastische Abbau der Spannungen durch Verformungen. Der Endzustand mit Druckspannungen im Randbereich und Zugspannungen im Kern ist typisch für abgeschreckte Werkstoffe ohne Phasenumwandlung. Gemäß der Regel von Ameen [56] strebt ein Körper bei Vorliegen von Wärmespannungen während des Abschreckens immer die Kugelform an, wodurch die hervorgerufenen Maß- und Formänderungen beschrieben werden können. [45]

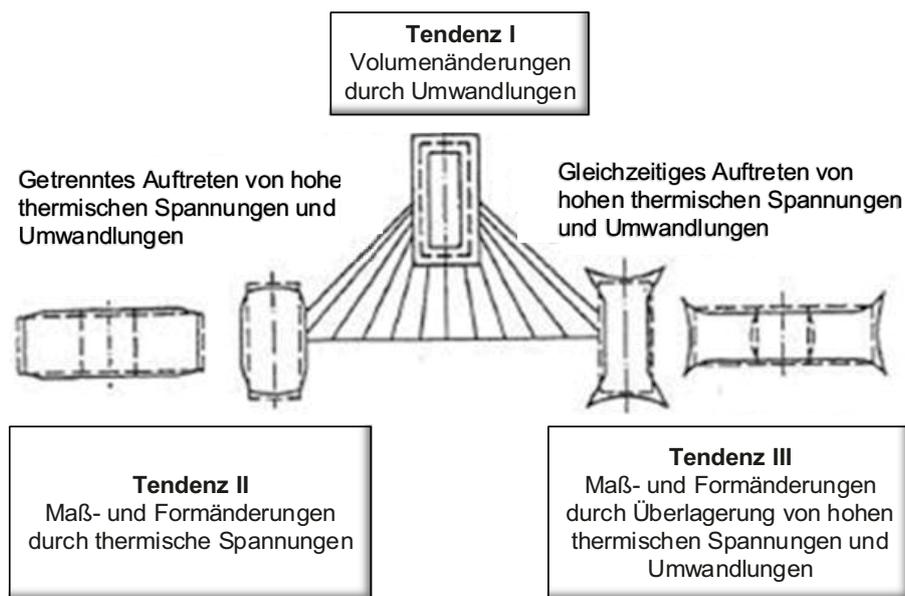


Abbildung 2-33: Einteilung der Maß- und Formänderungen in drei Grundtendenzen nach [54]

Bezugnehmend auf **Abbildung 2-33** entspricht diese Konstellation der Tendenz II. Nach [57] führen folgende Bedingungen bei den Wärmebehandlungsparametern zu verstärkter Maß- und Formänderung. Sie sind umso ausgeprägter; je:

- höher die Abschrecktemperatur
- höher die Abschreckgeschwindigkeit
- geringer die Wärmeleitfähigkeit
- geringer die Wärmeausdehnung
- geringer die Warmfestigkeit
- größer die Abmessungen

sind.

Es darf vor allem nicht außer Acht gelassen werden, dass Temperaturunterschiede im Bauteil vor allem lokal vorliegen. Dies führt zu unterschiedlichem Umwandlungsverhalten des Werkstoffs aufgrund der orts- und zeitabhängigen Volumenänderungen. Dadurch entstehen Umwandlungsspannungen, die den vorliegenden Wärmespannungen überlagert werden. Das Ergebnis dieses Zusammenspiels ist ein beliebig komplexer Zeit-Spannungs-Verlauf im Werkstoff, der mit plastischen Verformungen einhergeht. Am Beispiel von einfachen Zylindern können diese Zusammenhänge beschrieben werden. Liegen Wärme- und Umwandlungsspannungen getrennt vor, führen diese nach **Abbildung 2-33** zur reinen Maßänderung (Tendenz I) bzw. zur Ausbildung einer Tonnenform (Tendenz II). Es kommt zu einer Addition der Spannungen. Bei gemeinsamem Auftreten beider Spannungsformen folgen sie der Tendenz III und bilden eine Fadenspulenform. [58,59]

Maß- und Formänderungen sind demnach abhängig von der Entwicklung der zeitlichen Temperaturverteilung, der thermischen Kontraktion, dem Umwandlungsverhalten und der Warmfestigkeit des Stahls. In **Abbildung 2-34** sind schematisch drei Umwandlungsschaubilder mit verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten für Rand und Kern eines Bauteils dargestellt. Darunter befinden sich jeweils die berechneten Spannungsverläufe. Die schraffierten Flächen unter den Kurven kennzeichnen Bereich plastischer Verformung.

Variante (a) aus **Abbildung 2-34** zeigt eine vollständige, martensitische Härtung, bei der die Umwandlung des Kerns vor der Umkehr der reinen Wärmespannungen erfolgt. Bedingt durch die damit einhergehende Volumenvergrößerung entstehen im Rand zusätzliche Druckspannungen. Diese führen wiederum zu einem vorzeitigen Ende der plastischen Deformationen, wodurch die Spannung abfällt. Der Wechsel des Vorzeichens wird zu kürzeren Zeiten verschoben. Für den weiteren Verlauf wird die Annahme getroffen, dass im Kern Zugspannungen bei relativ hohen Temperaturen vorliegen. Das führt zu einer Überschreitung der Warmfestigkeit und in weiterer Folge zu einer umwandlungsbedingten plastischen Verlängerung des Kerns. Die nun folgende martensitische Kernumwandlung führt zu einer weiteren Spannungsumkehr. Ist der Temperatúrausgleich im Bauteil vollständig hergestellt, weist der Rand Zug- und der Kern Druckspannungen auf. Dies entspricht einer Eigenspannungsverteilung vom Umwandlungstyp. [45]

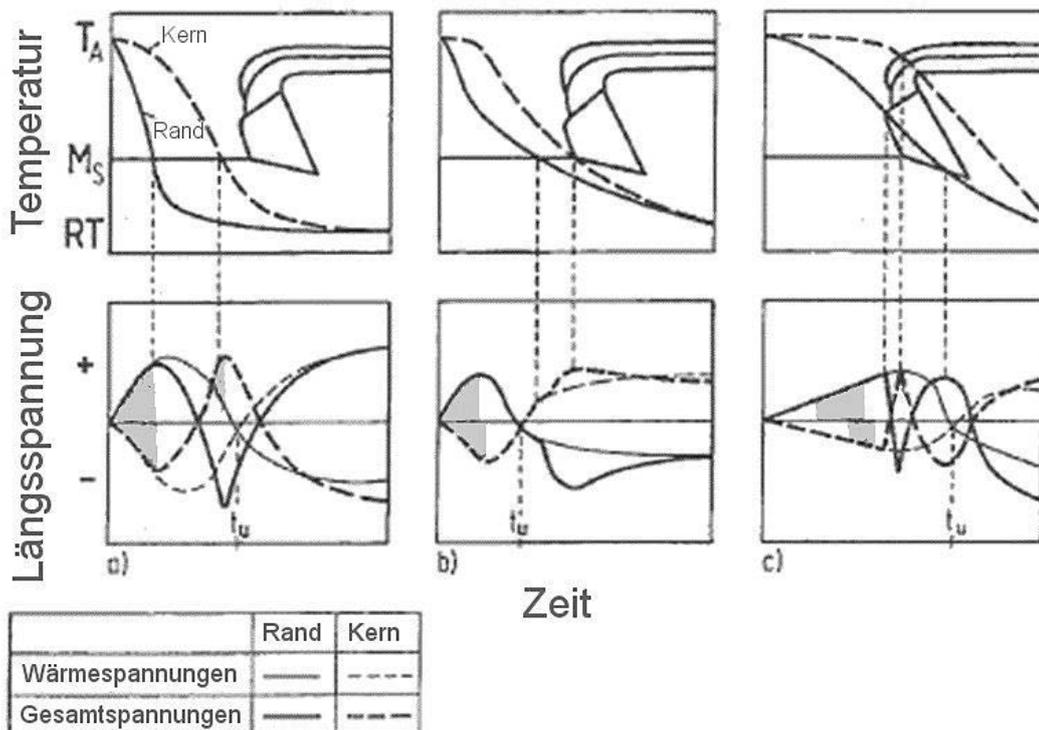


Abbildung 2-34: Entwicklung der Spannungszustände in Rand und Kern unter Annahme von drei verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten [60]

Bei Skizze (b) laufen die Umwandlungsvorgänge erst nach der Umkehr der Wärmespannungen ab. Dadurch kommt es umwandlungsbedingt zu einer Steigerung des Volumens, wodurch die Wärmedruckspannungen im Rand verstärkt werden. Zur Erhaltung des Gleichgewichts resultieren daraus erhöhte Zugspannungen im Kern. Im Gegensatz zu (a) wird in diesem Beispiel die Annahme getroffen, dass keine umwandlungsbedingten, plastischen Verformungen auftreten. Demzufolge ist zwar eine Beeinflussung des Spannungsverlaufs während der Abkühlung gegeben, qualitativ entsteht jedoch eine Eigenspannungsverteilung wie bei Vorliegen von reinen Wärmespannungen. Nach der Umwandlung des Kerns herrschen im Rand Druck- und im Kern Zugspannungen. [45]

In der dritten Variante, Skizze (c), beginnt und endet die Umwandlung des Kerns früher als jene des Randes. Dies bedingt eine dreimalige Spannungsumkehr. Am Ende des Abkühlvorgangs liegt ein typischer Verlauf für Abkühl-Eigenspannungen vor. [45]

Diese Fälle zeigen deutlich die Wechselwirkung zwischen Abkühl- und Umwandlungsvorgängen. Es entstehen dadurch zahlreiche Spannungs-Zeit-Verläufe mit plastischen Verformungen. Daraus ergibt sich eine Vielzahl von verschiedenen Maß- und Formänderungen, die in besonders ungünstigen Fällen zum Versagen des Werkstoffs führen können. [45]

3 Praktische Durchführung

Im Rahmen der praktischen Durchführung wird der bei den Versuchen eingesetzte Werkstoff beschrieben, der Versuchsablauf an einzelnen Stationen wird erörtert und soweit erforderlich bildlich dargestellt. Zum besseren Verständnis werden anlagenspezifische Prüfverfahren und Messanordnungen, die nicht der Norm entsprechen, gesondert behandelt. Der Versuchsplan zeigt die Einzelversuche mit ihren spezifischen Abweichungen immer in Bezug auf die Standardproduktion. Hypothesen zu den jeweiligen Versuchen zeigen die durch die Veränderungen zu erwartenden Ergebnisse. Am Ende stehen die Planung der Proben sowie deren Entnahme aus den Flaschen. Die Lage der Proben hat einen wichtigen Einfluss auf die Interpretation der Ergebnisse.

3.1 Stahlspezifikation

Für die Versuche wurde ein Stahl mit typischer Zusammensetzung ausgewählt. Stähle mit höherem Gehalt von bestimmten Legierungselementen sind nach [61,62] anfälliger auf die Bildung von Härterissen, weshalb gezielt ein Werkstoff mit höherem D_1 -Wert ausgewählt wurde. Dennoch entspricht die Charge WQ26 einem üblichen Standardstahl 1.7220. Die chemische Zusammensetzung ist **Tabelle 3-I** zu entnehmen.

Tabelle 3-I: Chemische Zusammensetzung der Charge WQ26

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V
0,35	0,24	0,77	0,008	0,003	1,07	0,21	0,05	0,1	0,004

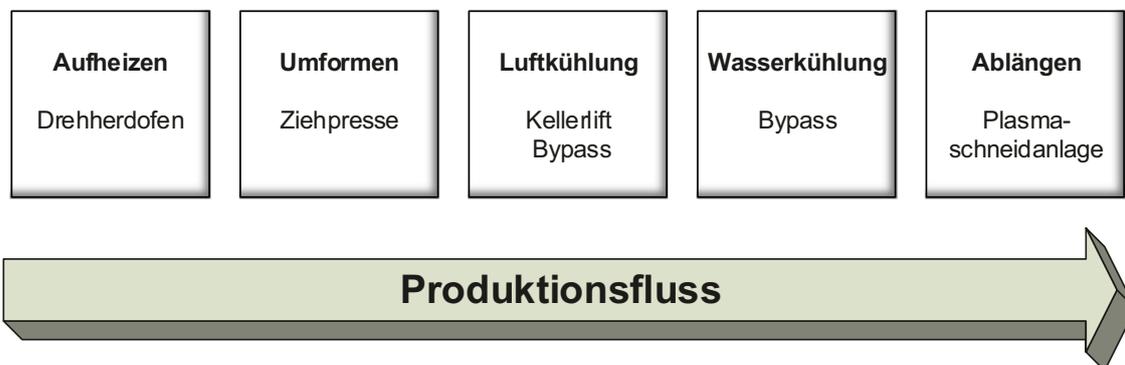
Die berechnete Einhärtetiefe nach ASTM255-10 entspricht gemäß Werkszeugnis einem Wert von $D_1=4,52''=114,9$ mm. Der Reinheitsgrad nach DIN 50602, Auswertemethode K, Größenklasse 3, entspricht der Worthington-Stahlspezifikation. Dort ist der maximal zulässige Summenwert aller Einschlüsse mit $K3 \leq 20$ spezifiziert. Zur Verifizierung wurde im Haus eine Reinheitsgradbestimmung durchgeführt. Die Ergebnisse stimmen überein und sind in **Tabelle 3-II** ersichtlich.

Tabelle 3-II: Gegenüberstellung der Ergebnisse der Reinheitsgradprüfung

Geprüft von	K3
Asil Celik	1
Worthington	2

3.2 Versuchsrelevante Anlagenteile

Im Folgenden werden zum besseren Allgemeinverständnis alle für die Versuche relevanten Anlagenteile, die einen Einfluss auf die Entwicklung des Gefüges haben, näher beschrieben. Der gesamte spezifische Prozessablauf ist in **Abbildung 3-1** dargestellt.

**Abbildung 3-1:** Prozessablauf der Flaschenfertigung nach ([5])

Es werden die örtlichen Gegebenheiten näher vorgestellt, um eventuelle Einflüsse auf die Versuche von vornherein in die Betrachtungen miteinzubeziehen zu können.

3.2.1 Drehherdofen

Im konkreten Fall wird ein Drehherdofen zum Aufheizen der Blöcke verwendet. Im gasbefeierten Ofenraum werden sie günstigstenfalls innerhalb von 90 Minuten auf eine Schmiedetemperatur von $\sim 1250\text{ °C}$ erwärmt. In der Praxis liegt die Aufheizzeit bei $\sim 120\text{ min}$. Dieser Ofen arbeitet kontinuierlich, wodurch sich jede ungeplante Stillstandszeit an der Presse auf die Liegezeit der Blöcke im Ofen auswirkt. Im Zuge der Versuche wurden durch die häufig auftretenden Störungen Liegezeiten des Werkstoffs von bis zu neun Stunden erreicht. Aufgrund der überstöchiometrischen Ofenatmosphäre ($\lambda > 1$) verzundert die Oberfläche der Blöcke bis zur Entnahme aus dem Ofen. Die Zunderbildung ist stets mit Randentkohlung verbunden. Gemäß der Untersuchungen an erwärmten Blöcken von [63] erfolgt das Durchwärmen des Materials nahezu homogen.

3.2.2 Pressenbereich

Im Pressenbereich wurde der Einfluss von unterschiedlichen Betriebszuständen, die sich aufgrund des Zusammenwirkens verschiedener Anlagenkomponenten ergeben, untersucht. In der Vergangenheit haben diese unterschiedlichen Konstellationen viele Fragen hinsichtlich des Einflusses auf die Rissentwicklung aufgeworfen. Die relevanten Anlagenteile sind schematisch in **Abbildung 3-2** dargestellt.

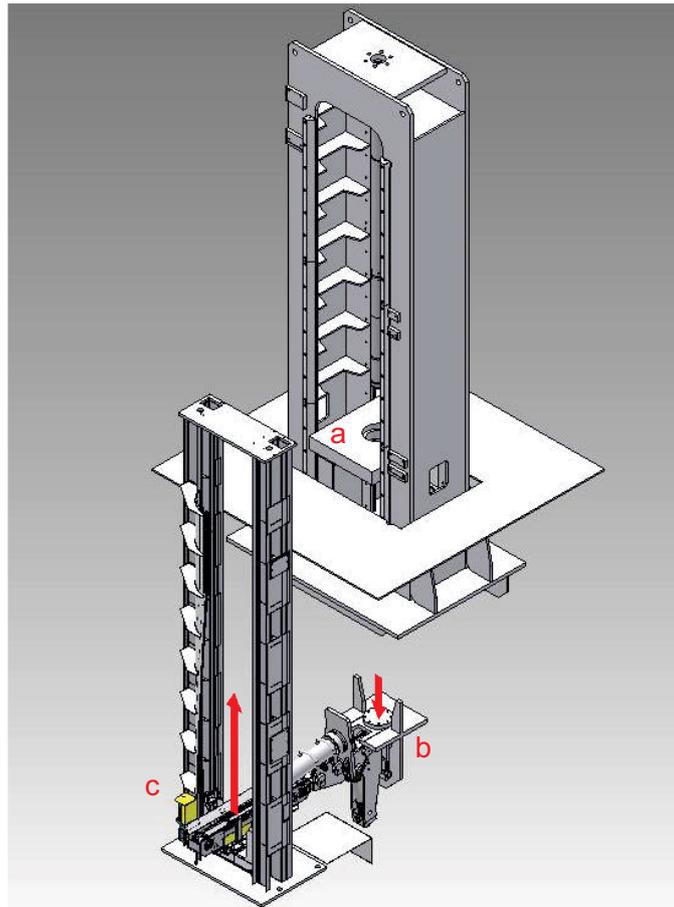


Abbildung 3-2: Schematische Darstellung der Ziehpresse mit Kippstuhl und Transportlift. Die Flasche befindet sich im gekippten Zustand.

Der relevante Pressenbereich besteht aus der eigentlichen Ziehpresse mit dem dazugehörigen Ziehhorn (a), dem Kippstuhl zur Lageänderung (b) und dem daran angeschlossenen Transportlift (c) für die Zulieferung zum Bypass. Die roten Pfeile markieren die Produktionsrichtung. Das Abkühlmedium in diesem Bereich war früher kaltes Prozesswasser. Dieses stammte von einem unkontrollierten Eintritt aus den Sprühdüsen der Dornbrause. Zwei Monate vor Durchführung der Versuche erfolgte ein Umbau dieses Bereichs, wodurch der Prozesswassereintritt in die Flaschenrohlinge an dieser Stelle eliminiert

werden konnte. Um den früheren Zustand für die Versuche mit „Zwangskühlung“ (V1/5 – V1/120, V2/5 – V2/120) nochmals nachstellen zu können, wurde Wasser aus den umliegenden Löschleitungen mit Hilfe von Schläuchen zur Versuchsposition geleitet. Bei den anderen Versuchsreihen wurde an dieser Stelle nicht gekühlt. Am Ende des Umformprozesses werden die noch heißen, fertigen Flaschen über einen Transportlift zur Übergabe in den Bypass transportiert.

3.2.3 Kellerlift Ausgang

An diesem Übergabepunkt wurden die „Versuche mit ungleichmäßigen Abkühlbedingungen“ (V3, V4, V8) durchgeführt. Das Abkühlmedium war stets kaltes Wasser. Es stammte ebenfalls aus den umliegenden Löschleitungen und wurde mit Hilfe von Schläuchen zur Versuchsposition geleitet. Je nach Aufgabenstellung wurden verschiedene Sprühsysteme eingesetzt. Für die rasche ungleichmäßige Abkühlung des Bodens bzw. des Bodens und der Wand wurde eine Feuerwehr-Sprühpistole verwendet. Im Falle der Versuchsreihe 8, bei der der Boden nur kurz gekühlt wurde, kam eine Sprühdüse, wie sie auch in der Abkühlstation verwendet wird, zum Einsatz. Ein Mitarbeiter wurde für die Dauer der Versuche im Sicherheitsbereich des Transportsystems eingeschlossen, um die Abkühlvorgänge lt. Versuchsplan durchführen zu können. **Abbildung 3-3** zeigt jenen Bereich, an dem die Flaschen an den Bypass übergeben und diverse Versuche durchgeführt wurden. Bei den anderen Versuchsreihen erfolgte hier keine zusätzliche Kühlung.

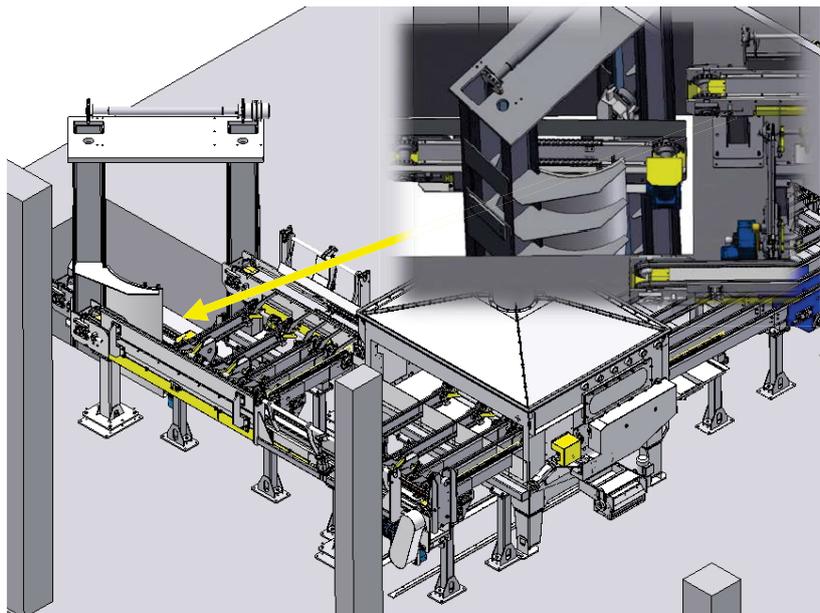


Abbildung 3-3: Übergabebereich vom Kellerlift in das Bypass-System. Die Detailaufnahme zeigt den Kellerlift in der Entladeposition (gelber Pfeil)

3.2.4 Bypass

Der Bypass ist ein Fördersystem welches bei Fa. Worthington speziell für diese Anlage entwickelt wurde. Er befindet sich zwischen dem Aufzug nach der Ziehpresse und der Abkühlstation und verlängert die Verweilzeit der heißen Flaschenrohlinge an Luft, bevor sie die Abkühlstation erreichen. Durch die langsame Abkühlung kann ein Temperatenausgleich innerhalb des umgeformten Werkstoffs stattfinden. Die Transportzeit durch den Bypass ist abhängig von der Taktzeit der Presse des jeweiligen Flaschentyps. **Abbildung 3-4** zeigt den Bypass, der sich zwischen dem Transportlift nach der Ziehpresse und der Abkühlstation befindet.

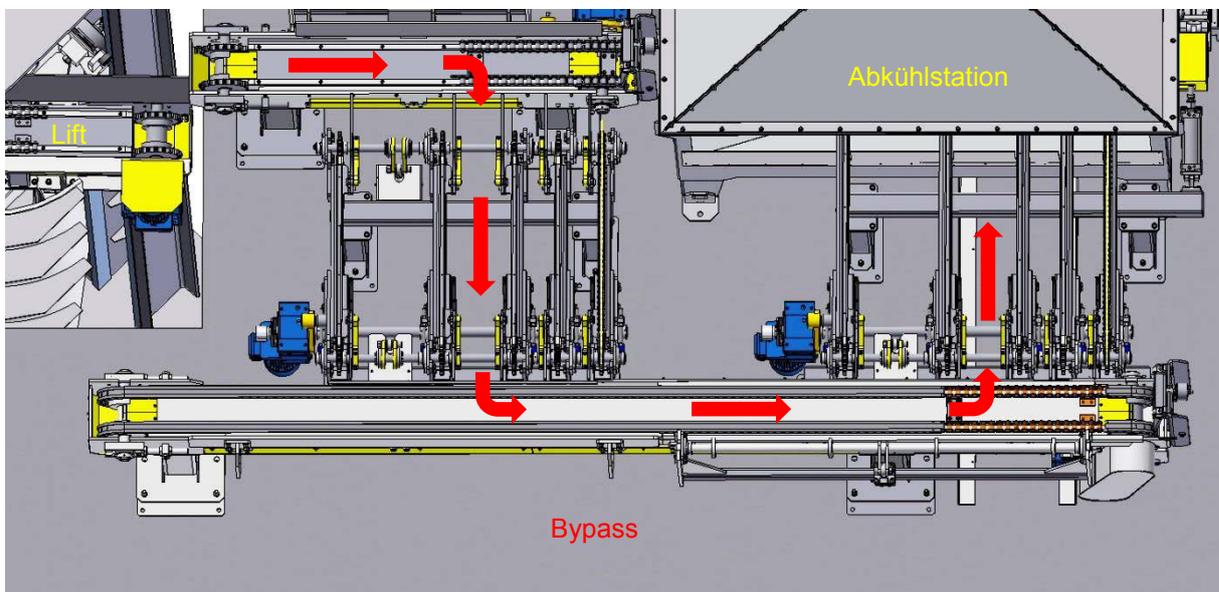


Abbildung 3-4: Bypass für die gezielte Abkühlung der Flaschenrohlinge an Luft. Die Pfeile zeigen die Transportrichtung

Die roten Pfeile markieren die Transportrichtung der Flaschen. Im Querförderbereich werden die Flaschen im Takt der Presse weiter transportiert. Das Längsfördersystem wird ebenfalls als Kühlposition genutzt, dient aber auch als Verbindung zwischen den Querfördersystemen.

3.2.5 Abkühlstation

Am Ende des Bypass befindet sich die Abkühlstation. Sie besteht aus drei Einzelstationen, wovon jede in der Lage ist, die Flasche während des Kühlvorgangs in Rotation zu versetzen. An allen drei Stationen sind an der offenen Seite der Flasche Kühldüsen angebracht. Sie spritzen das Kühlmedium in die Nähe des Flaschenbodens. Das Kühlwasser ist im

Normalbetrieb auf eine Mindesttemperatur von ca. 50 °C temperiert. Die Temperatur schwankt je nach zu produzierendem Flaschentyp zwischen 50 und 70 °C. Es sind keine Polymere zugesetzt. Das abfließende Medium wird in einer Zisterne gesammelt, mit Hilfe von Wärmetauschern gekühlt und anschließend wieder zum Kühlen verwendet. Allfällige Verluste werden über ein automatisches Nachspeisesystem mit kaltem Wasser aufgefüllt.

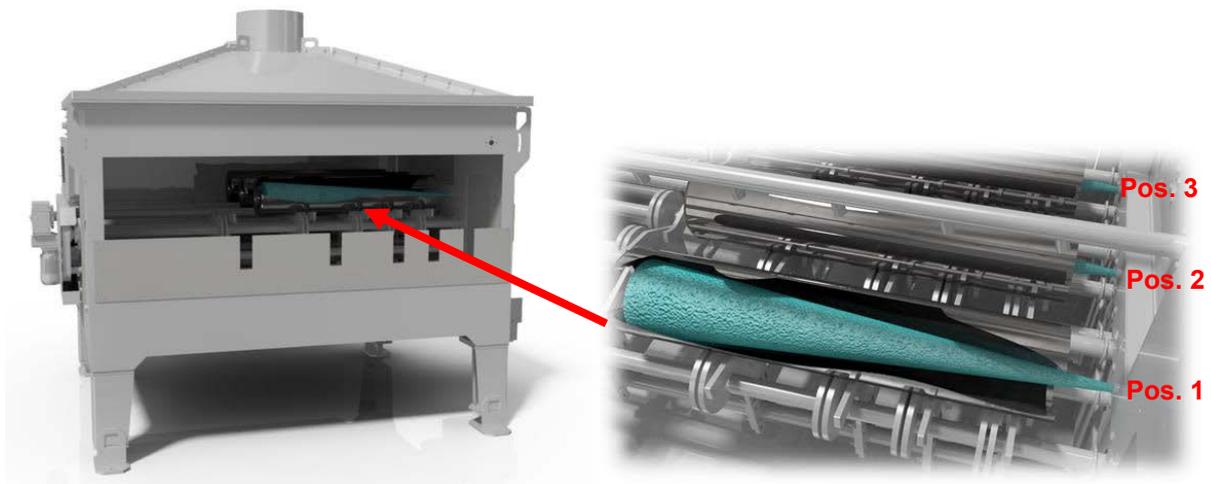


Abbildung 3-5: Abkühlstation mit den drei Einzelpositionen zur Kühlung der Flaschen. Die türkisen Kegel symbolisieren den Wasserstrahl.

Im Rahmen der Versuche V5, V6 und V7 wurde die Anlage vorübergehend mit einer zusätzlichen Kaltwasserversorgung ausgestattet, die es ermöglicht, an allen drei Positionen mit kaltem Wasser zu kühlen.

3.2.6 Plasmaschneiden

Aufgrund der quadratischen Form des verwendeten Blockmaterials kommt es während des Umformprozesses zur sogenannten „Zipfelbildung“ am offenen Ende der Flasche, die auf der Geometrieänderung von quaderförmig auf zylindrisch resultiert. Mit Hilfe der Plasmaschneidanlage wird der Rohling auf Maß abgelängt und das unförmige Ende abgetrennt.

3.3 Spezielle Prüf- und Messmethoden

All jene Prüfverfahren, die nicht zum betrieblichen Standard gehören, werden in den folgenden Unterpunkten kurz erörtert.

3.3.1 Temperaturmessung mittels mobilen Infrarotsystemen

Bei allen Versuchsreihen, bei denen die Erfassung mit dem stationären Infrarotsystem nicht möglich war, erfolgte die Bestimmung der Temperatur mittels einer Wärmebildkamera. Das betrifft alle Abkühlversuche mit Wasser im Bereich des Aufzugs (V1/5 – V1/120, V2/5 – V2/120). Der Emissionsgrad wurde anhand von Erfahrungswerten mit konstant $\varepsilon=0,88$ festgelegt. Zur Verifizierung der Ergebnisse wurden zusätzlich Messungen mit dem Infrarotmessgerät OPTIX G durchgeführt.

3.3.2 Temperaturmessung mit Hilfe von stationären Infrarotsystemen

Der gesamte Pressenbereich wurde im Zuge dieser Arbeit mit Infrarotsystemen zur Erfassung der zeitlichen Temperaturänderungen während des Produktionsprozesses ausgestattet. **Abbildung 3-6** zeigt die Anordnung der Messpunkte anhand einer schematischen Skizze beginnend beim Drehherdofen bis hin zur Abkühlstation.

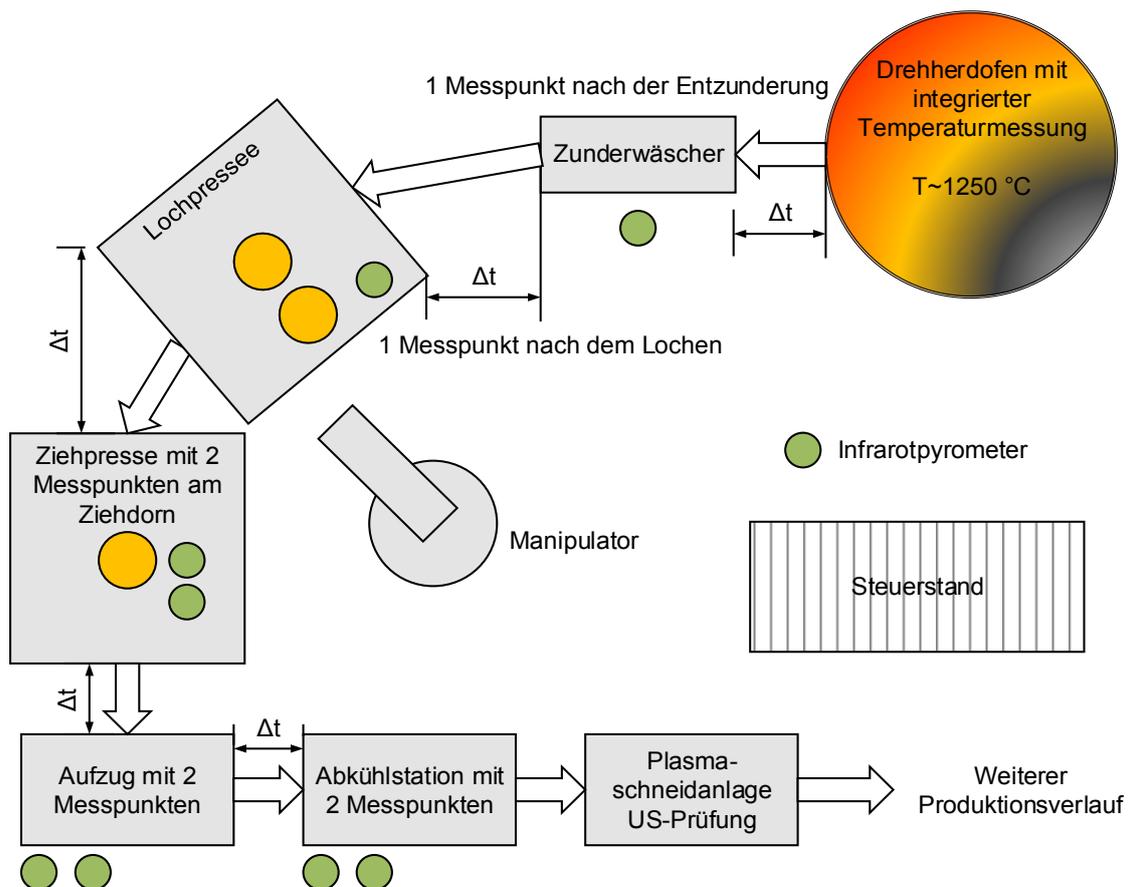


Abbildung 3-6: Anordnung der Messpunkte entlang des Produktionsprozesses

Am ersten Messpunkt im Drehherdofen wird die Blocktemperatur über die Temperaturmessung des Ofenraums erfasst. Die Aufzeichnung erfolgt über die Betriebsdatenerfassung. Das erste Infrarotpyrometer wurde unmittelbar nach dem Zunderwäscher aufgebaut. Es zeichnet den Temperaturverlust auf, der durch die Entzunderung mit Hochdruck-Wasserstrahl einhergeht. Eine weitere Messung erfolgt direkt nach den Umformschritten in der Lochpresse. Hier wird der Temperaturzugewinn aufgrund der Umformenergie gemessen. Ab der Ziehpresse sind immer zwei Messsensoren gleichzeitig auf den Flaschenrohling gerichtet. Sie erfassen immer getrennt aber nahezu gleichzeitig den Temperaturverlauf von Boden und Wand. Konkret sind diese Doppelmessstationen im Bereich des Ziehorns, des Ausgangs aus dem Kellerlift sowie am Einlauf zur Abkühlstation montiert.

3.3.3 Eigenspannungsmessung mittels Bohrlochmethode

Härterisse aufgrund von Eigenspannungen können und sollten aufgrund der ausgewählten Versuchsparameter bei einem der Versuche auftreten, es gibt aber keine Gewährleistung, dass Risse generiert werden können. Deshalb ist es notwendig eine Möglichkeit zu finden, die Veränderungen im Spannungszustand aufgrund der unterschiedlichen Abkühlbedingungen nachweisen zu können. Als geeignete und relativ kostengünstige Variante wurde deshalb die Eigenspannungsmessung mittels Bohrlochmethode gewählt. Bei dieser Methode wird auf der Oberfläche des zu prüfenden Bauteils ein Dehnmessstreifen mit Hilfe eines Klebers aufgebracht. Dadurch erfolgt eine feste Verbindung von Werkstoff und Dehnmessstreifen. Im Zentrum des Dehnmessstreifens befindet sich der Platz für das Bohrloch. Durch den Materialabtrag mittels einer Hochgeschwindigkeitsfräse werden Schritt für Schritt die Eigenspannungen im Werkstoff freigelegt und über die Dehnmessstreifen erfasst. Das Messprinzip beruht auf der Änderung des elektrischen Widerstands der Dehnmessstreifen durch die Materialverschiebung, die durch die Eigenspannungen bedingt ist. Die erfassten Daten werden über eine Software in Dehnungsänderungen umgerechnet. Sie führen letztendlich über den Mohr'schen Spannungskreis zu den Hauptnormalspannungen σ_1 und σ_2 bzw. zu den Normalspannungen σ_x , σ_y und zur Schubspannung τ_{xy} . Die Messung am Institut für Umformtechnik erfolgte in Längsrichtung auf einem Tisch mit U-Schiene (a) zur Lagesicherung. Das Messgerät (b) wurde auf einer Stahlunterlage (c) fixiert. Der Messpunkt war ca. 90 mm von der Bodenunterkante entfernt. Die Messstelle wurde mit Schleifsteinen (Körnung 320) blank geschliffen, mit Spezialreiniger gesäubert und entfettet. Danach wurde der Dehnmessstreifen (d) mit Spezialkleber fixiert. Die Trocknungszeit betrug einige Minuten. Das Messgerät wurde mit Hilfe des im Messgerät inkludierten Okulars auf die Bohrrösette des Dehnmessstreifens zentriert (**Abbildung 3-7**).

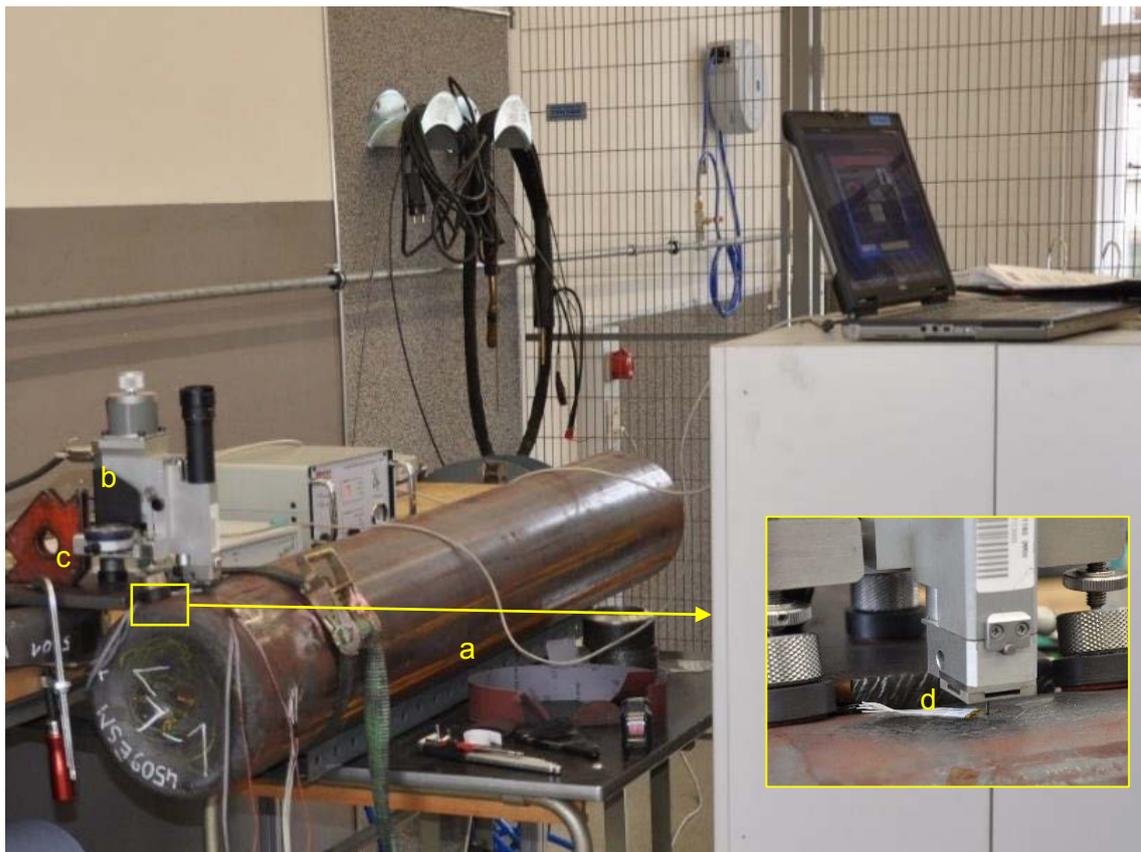


Abbildung 3-7: Position des Messgeräts für die Eigenspannungsmessung im Bereich der Wand

Der Kombinationsmessstreifen beinhaltet drei Messaufnehmer unter 0° , 45° und 90° . Es ist zu beachten, dass der Bohrer und die Dehnmessstreifen normal aufeinander stehen müssen, um exakte Messergebnisse zu erhalten. Nach der Justierung des Bohrers auf dem Nullpunkt über der Rosette, wurde der Messvorgang gestartet. In regelmäßigen Abständen stoppte der Bohrer und die aktuellen Messdaten wurden in das Analyseprogramm übernommen. Die Messung erfolgte bis in eine Tiefe von 2 mm. Diese Wegstrecke wurde in 20 Einzelmessungen unterteilt. Oberflächennahe wurden die Intervalle enger gewählt, da hier die höchsten Eigenspannungen zu erwarten sind, in die Tiefe werden die Abstände größer. Die Daten wurden abschließend in eine Excel-Tabelle übertragen und in Hauptnormalspannungen umgerechnet, woraus sich nach der Vergleichsspannungshypothese nach v. Mises Vergleichswerte ergeben. Die Messungen am Boden wurden analog zur oben genannten Beschreibung durchgeführt. **Abbildung 3-8** zeigt den Aufbau des Messgeräts für die Bestimmung der Eigenspannungen im Bodenbereich. Das Messgerät mit seinen Magnetfüßen (a) wurde mit Hilfe einer Stahlplatte (b) auf dem Flaschenrohling (c) positioniert. Die Schweißmagnete (d) fixieren die Teile untereinander.



Abbildung 3-8: Anordnung des Messgeräts auf dem Flaschenboden zur Bestimmung der Eigenspannungen

3.4 Versuchsplan

Ausschlaggebend für die Durchführung dieser Untersuchungen waren Risse, die zum ersten Mal im September 2014 an einer Linie der Fa. Worthington Cylinders aufgetreten sind. Als Hauptverursacher wurde eine im Sommer 2014 neu installierte Abkühlstation identifiziert, an der die Flaschenrohlinge unmittelbar nach dem Umformprozess mit kaltem Wasser schroff abgekühlt wurden. Der Grund für diesen Umbau war der Wunsch die Geometrie der Flaschen so rasch wie möglich nach dem Umformprozess mittels Ultraschallprüfung vermessen zu können. Da als Kopplungsmittel für die Prüfung Wasser verwendet wird, ist eine Körpertemperatur der Flaschen von unter 100 °C unabdingbar. Auf diesem Weg sollte eine Art Parametersteuerung für die Presse ermöglicht werden, um rasch auf Veränderungen beim Umformen reagieren zu können. Des Weiteren sollten metallurgische Effekte aufgrund des zweimaligen Abschreckvorgangs erzielt werden.

Bei der ersten Variante der Abkühlstation aus dem Sommer 2014 wurden die noch rot glühenden Flaschen ungefähr zwei Minuten nach dem letzten Umformschritt mit kaltem Wasser abgeschreckt. Sie wurden dazu an drei Einzelstationen in Rotation versetzt und in weiterer Folge von außen und von innen mit kaltem Wasser (~20°C) gekühlt. Die Bedingungen waren dabei an allen drei Stationen gleich. Das Auftreten von Rissen führte naturgemäß zu

unmittelbaren Maßnahmen. So wurde zum Beispiel die erste Station zur Abkühlung an Luft genutzt, an der zweiten Station erfolgte eine Innenkühlung mit temperiertem Wasser (60 °C) und an der dritten Station eine Vollkühlung innen und außen mit temperiertem Wasser. Als zusätzliche Sicherheit wurde dem Kühlwasser ein Polymer zur Verringerung der Abschreckwirkung zugegeben. Das ist eine von zahlreichen Varianten, die in dieser Zeit ausprobiert wurden.

Im Sommer 2015 wurde die Anlage um einen zusätzlichen Kühlbereich erweitert. Dieser Bypass verlängert in Abhängigkeit vom Pressentakt die Abkühlzeit an Luft auf sechs bis acht Minuten vor dem Eintritt in die Abkühlstation. Die Zugabe des Polymers wurde wieder eingestellt, da im Vergleich zum temperierten Wasser keine wesentlichen Unterschiede bei der Kühlwirkung festgestellt werden konnten. Bis auf weitere kleine Änderungen entspricht dieser Anordnung dem bereits beschriebenen Aufbau der Abkühlstation. Im Rahmen dieser Untersuchungen wurden jene Bereiche betrachtet, die aufgrund der Erfahrungen der letzten zwei Jahre die größte Wahrscheinlichkeit für die Entstehung der Risse bieten. Dabei beziehen sich die Versuche ganz bewusst nicht ausschließlich auf die Abkühlstation. Eine weitere mögliche Fehlerquelle ist der Bereich der Ziehpresse, bei dem bis im Dezember 2015 die Möglichkeit bestand, dass unter gewissen Umständen kaltes Wasser in den offenen, heißen Flaschenrohling eindringen konnte. Durch eine konstruktive Änderung ist dies mittlerweile nicht mehr möglich, dennoch war es wichtig, diesen Vorgang im Rahmen der Versuche nochmals nachzustellen.

Grundsätzlich wurden vier Hauptkriterien bei der Erstellung des Versuchsplans miteinbezogen, dessen Gliederung in **Abbildung 3-9** dargestellt ist.

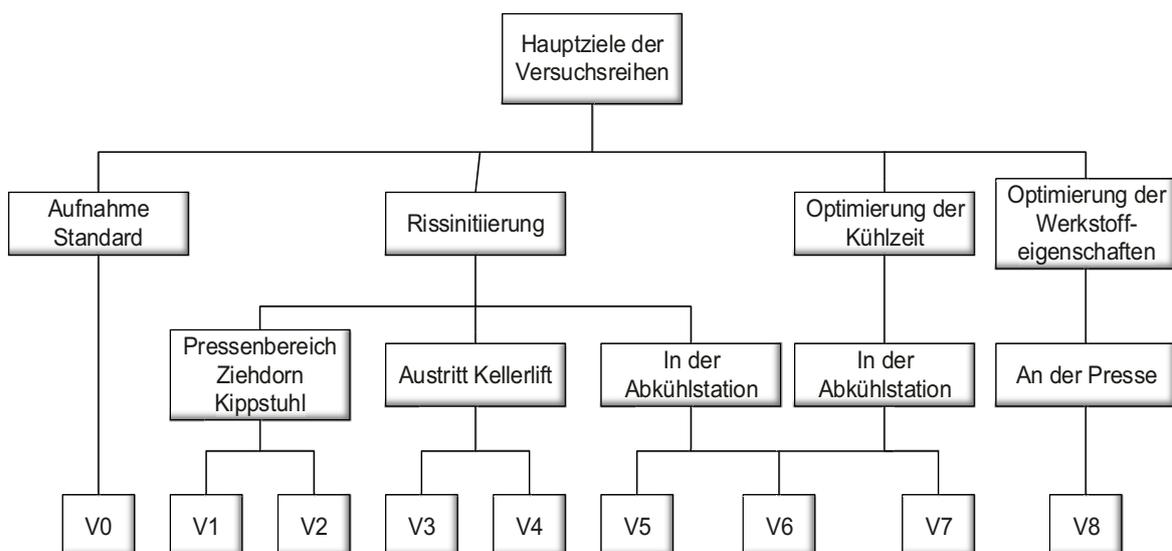


Abbildung 3-9: Versuchsplanung basierende auf Hauptkriterien und die daraus resultierenden Einzelversuche

Als Basisversuch dient die Aufnahme des Ist-Zustandes der laufenden Produktion. Mit seiner Hilfe sollten die normalen Produktionsbedingungen sowie die daraus resultierenden mechanischen Kennwerte und Eigenspannungszustände ermittelt werden. Sie dienen später als Referenzwerte für die Ergebnisse der anderen Versuchsreihen. Die Versuche zur bewussten Rissinitiierung bilden den zweiten großen Block, indem an neuralgischen Punkten der Anlage ein Versagen des Werkstoffs absichtlich provoziert werden sollte. Den dritten Schwerpunkt bildet die Optimierung der Endtemperatur der Flaschen, um eine reibungslose Ultraschallmessung gewährleisten zu können. Das letzte Kriterium beschäftigt sich mit der Optimierung der Werkstoffeigenschaften.

Basierend auf dieser Aufstellung wurde die in **Abbildung 3-10** gezeigte Versuchsmatrix erstellt. Die grün hinterlegten Felder entsprechen den bei der Produktion üblichen Standardbedingungen. Orange hinterlegt sind die jeweils vorgenommenen Änderungen. Die Anordnung der Versuche in der Matrix erfolgt bewusst nicht aufsteigend nach Nummern, sondern nach ihrem Ort der Durchführung an der Anlage.

Die gesamte Pressenanlage kann im Hinblick auf die Ausführung der Versuche im Wesentlichen in drei Hauptbereiche unterteilt werden:

- Pressenbereich inklusive Ziehdorn und Kippstuhl
- Oberer Endpunkt des Kellerlifts
- Abkühlstation

Den ersten Aktionsbereich für die Abwicklung der Versuche bildet der Pressenbereich inklusive Ziehdorn und Kippstuhl. An diesem Punkt werden die Versuche bzgl. der Rissinitiierung durchgeführt. Am oberen Ende des Kellerlifts erfolgen Versuche hinsichtlich der Materialoptimierung sowie der Rissinitiierung. Die Versuche in der Abkühlstation dienen hauptsächlich der Prozessoptimierung, sollen aber zusätzlich die Bildung von Rissen ausschließen.

Prozessschritte	V0	V1/5 bis V1/120	V2/5 bis V2/120	V3	V4	V8	V5	V6	V7
Drehherdofen			längere Verweilzeit mehrere Stunden						
Entzunderung									
Stauchpresse									
Lochpresse									
Ziehpresse		Kühlen am Dom	Kühlen am Dom						
Kippstuhl		kaltes Wasser in die Flasche	kaltes Wasser in die Flasche						
Lift				Boden kühlen mit kaltem Wasser bis RT	kaltes Wasser ungl. Abkühlung Wand/Boden bis RT	kaltes Wasser Sprühnebel, Anlasseffekt			
By-Pass									
Abkühlstation 1									kaltes Wasser innen
Abkühlstation 2								kaltes Wasser innen	kaltes Wasser innen
Abkühlstation 3							kaltes Wasser innen Boden	kaltes Wasser innen	kaltes Wasser innen
		Pressenbereich inkl. Ziehdom und Kippstuhl			Oberer Endpunkt des Kellerlifts			Abkühlstation	

Standard	Änderung
----------	----------

Abbildung 3-10: Matrix für den Versuchsablauf

3.4.1 Produktion unter Standardbedingungen (Variante 0 und Variante V00)

Die Variante V0 bildet die Basis für alle nachfolgenden Versuche. Sie entspricht dem Standardprozess für Flaschen dieses Typs, die mit einer Taktung von 68 Sekunden (Tag des Beginns der Versuchsreihen) produziert werden. Nach dem Ziehen wird die Flasche vom Dorn abgezogen. Am Ausgang des Kellerlifts erfolgt üblicherweise keine Behandlung. Ein Manipulator übergibt das Werkstück in den Bypass. Für die nun folgende Strecke bis zur Abkühlstation benötigt die Flasche ungefähr acht Minuten. Innerhalb der daran anschließenden Kühlstation befinden sich drei Positionen, an denen die Flasche gekühlt wird, während sie sich dreht. Die Drehzahl liegt bei ungefähr 11 Umdrehungen pro Minute. Das Kühlwasser wird im Kreislauf geführt und laufend gekühlt. Im Betrieb beträgt die Wassertemperatur ~ 65 °C.

Mit diesem Ablauf wird der seit einigen Monaten laufende Standardprozess abgebildet. Während des Umformens und des anschließenden Transportes zur Abkühlstation treten keine plötzlichen Temperaturänderungen auf. Die Abkühlung erfolgt an Umgebungsluft durch Konvektion. Durch die Verwendung von temperiertem Wasser in der Abkühlstation ist mit moderaten Abkühlbedingungen zu rechnen. Sie sind jenen bei der Verwendung von Polymerbädern sehr ähnlich. Aufgrund der langen Verweilzeit im Bypass wird Bainit, möglicherweise mit geringen Anteilen an Ferrit, erwartet. Die mechanischen Werte sollten sich im Bereich von vergüteten Flaschen befinden, wobei mit Sicherheit ausgeschlossen werden kann, dass die Kerbschlagwerte die Anforderungen der vergüteten Flaschen erreichen werden. Die Eigenspannungen sollten sehr nieder bzw. nicht messbar sein. Der Bainit sollte keine Inhomogenität aufweisen, die während der Abkühlung auftretenden Spannungsspitzen sollten elastisch abgebaut werden können.

Im Laufe der Versuche kam es immer wieder zu Stillständen und Verzögerungen, wodurch die Blöcke für den Standardversuch V0 vor ihrer Verarbeitung ~8 Stunden im Ofen lagen. Um die Auswirkungen der langen Verweilzeit abschätzen zu können, wurde der Standardversuch mit der Bezeichnung V00 wiederholt. Die Aufheizzeit betrug dabei nur rund 2 ½ Stunden.

3.4.2 Kühlen am Dorn, Abschrecken mit kaltem Wasser (Variante 1)

Variante 1 simulierte den Fall, dass eine Flasche nach dem Ziehprozess nicht sofort vom Dorn abgezogen werden kann. Mögliche Fehlerursachen sind unter anderem Probleme mit dem Abstreifer oder Fehlfunktionen der Lichtschranken. Dadurch kommt es zu einer längeren Verweilzeit des Flaschenkörpers auf dem Dorn. Der permanent von innen mit Wasser gekühlte

Dorn entzieht dem Material im Wandbereich rasch die Wärme, der Boden hingegen kühlt im Verhältnis dazu relativ langsam ab. Dies führt erfahrungsgemäß zu einem hohen Temperaturgradienten zwischen Boden und Wand. **Abbildung 3-11** zeigt den Flaschenrohling mit dem noch rot glühenden Boden auf dem Ziehdom.

Der in diesem Zustand befindliche Flaschenrohling wurde in den Keller transportiert und dort mit kaltem Wasser von innen rasch abgeschreckt. So wurde in weiterer Folge der Ausfall des Kippstuhls nachgestellt, wodurch kaltes Wasser aus der Dornkühlung von oben in das heiße Werkstück fließen konnte. **Abbildung 3-12** zeigt schematisch die Situation des Flaschenrohlings im Kippstuhl während der Zwangsabschreckung. Der eingezeichnete Wasserstrahl kennzeichnet die Stelle, an der die Abschreckung des Werkstoffs erfolgte.



Abbildung 3-11: Flasche am Dorn nach dem Ziehvorgang. Die „kalte“ Flaschenwand und der noch rot glühende Boden sind gut erkennbar.

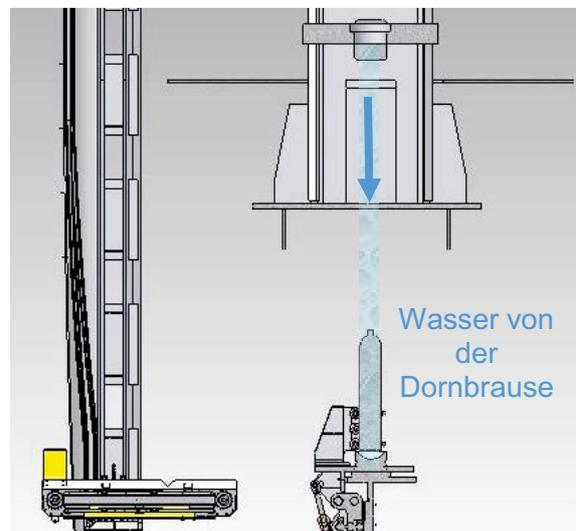


Abbildung 3-12: Situation der Zwangskühlung im Kippstuhl durch Kühlwasser aus der Dornkühlung (schematisch)

Um möglichst korrekte Aussagen zu erhalten wurde die Verweilzeit am Dorn realistischen Stillstandszeiten angepasst. Nach eingehenden Beobachtungen wurden 10 Sekunden Manipulationszeit am Dorn als Verweilzeit festgelegt. Um Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften bzw. den Spannungen besser sichtbar machen zu können, wurden vier verschiedene Kühlzeiten gewählt. **Tabelle 3-III** zeigt die Verweil-, Transport- und Kühlzeiten der einzelnen Flaschen in ihrer Produktionsreihenfolge. Sie sind unterteilt in 5, 10, 60 und 120 Sekunden und werden mit zum Beispiel V1/5 bezeichnet.

Tabelle 3-III: Gemessene Zeiten der Versuchsreihe V1 in der Reihenfolge ihrer Produktion

Lfd. Nr.	I	II	III	IV	V	VI
Zeit am Dorn [s]	10	10	10	10	10	10
t Transport Keller [s]	15	13	17,	15	23	15
Kühlzeit [s]	120	120	120	60	60	60
Lfd. Nr.	VII	VIII	IX	X	XI	XII
Zeit am Dorn [s]	10	10	10	10	10	10
t Transport Keller [s]	14	13	16	14	15	15
Kühlzeit [s]	10	10	10	5	5	5

Im Bereich des Übergangs vom Boden zur Wand besteht ein maximaler Temperaturgradient. Durch die Befüllung der Flasche mit Wasser wird dieser Bereich schlagartig gekühlt. Die Kühlwirkung wird durch die Fallhöhe des Wassers verstärkt (Zwangskühlung). Es ist anzunehmen, dass sich naturgemäß innerhalb der Flasche eine Dampfhaut ausbilden wird, welche die Wärmeabfuhr verzögert. Je mehr Wasser von oben nachfließt, desto stärker wird die Dampfhaut unterdrückt, wodurch sich die Abkühlgeschwindigkeit wieder erhöht. Für jene Versuche mit kurzen Kühlzeiten von 5 und 10 Sekunden wird daher eine geringere Härtesteigerung erwartet. Es ist weiters denkbar, dass durch die relativ geringen Wassermengen, die zum Beispiel in fünf Sekunden in die Flasche einlaufen können, die Dampfhautbildung sehr stark sein wird und dadurch die Abkühlung noch verzögert erfolgt. Das Gefüge sollte dann bainitisch sein. Bei langen Kühlzeiten ist aufgrund der großen Wassermenge, die sich innerhalb der Flasche befindet, nach der Dampfhautphase am Beginn mit einer starken Umwälzung aufgrund der starken Blasenbildung zu rechnen. Dadurch wird die Kochphase eingeleitet, in der es wiederum zu rascher Abkühlung kommt. Daher ist mit einem spröden Härtegefüge, mit hohem Anteil an Martensit, zu rechnen. Hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften ist die höchste Härte bei 120 Sekunden lang abgekühlten Proben zu erwarten. Die Eigenspannungen sind hier die höchsten zu erwartenden von allen Versuchsreihen. Bei den kurz abgeschreckten Proben werden die Härtewerte tendenziell niedriger sein.

3.4.3 Kühlen am Dorn, abschrecken mit kaltem Wasser bei langer Verweilzeit der Blöcke im Ofen (Variante 2)

Im Allgemeinen entsprechen Versuchsaufbau und Beschreibung jener der Variante 1. Der wesentliche Unterschied bestand in der Liegezeit des Vormaterials im Drehherdofen. Durch die längere Haltezeit nehmen die Verzunderung sowie die einhergehende Randentkohlung zu.

Somit sollte der Einfluss eines höheren Ferritanteils im Randbereich auf die Entwicklung von Eigenspannungen bestimmt werden.

Grundsätzlich entsprechen die Erwartungen jenen der Variante 1. Hinzu kommt die lange Verweilzeit der Blöcke im Drehherdofen, wodurch es zu Veränderungen der Randzone kommen kann. Der Sauerstoffüberschuss in der Ofenatmosphäre führt zu einer starken Verzunderung der Oberfläche des Blocks. Solange die Oxidationsvorgänge innerhalb der Zunderschicht stattfinden, besteht keinerlei Gefahr für den Werkstoff selbst. Laufen diese Vorgänge innerhalb des randnahen Werkstoffs des Blocks ab (Randoxidation), können sich dort gebildete Oxide beim späteren Umformvorgang in die Flasche eingebracht werden. Sie würden bei einer nachträglichen Reinheitsgradprüfung fälschlicherweise als Verunreinigungen mit Ursprung im Stahlwerk deklariert werden. Lange Verweilzeiten führen auch zu starker Randentkohlung und fördern dadurch die Bildung von Ferrit. Martensitische und ferritische Gefüge weisen unterschiedliche Volumina und Umwandlungstemperaturen auf, wodurch große Spannungen zwischen diesen beiden Phasen entstehen können. Als letzter Punkt ist das Kornwachstum zu erwähnen. Größere Körner bewirken im allgemeinen eine Verminderung der mechanischen Eigenschaften in Folge des kleineren Volumens im Verhältnis zur Kornoberfläche [33]. Die mechanischen Werte könnten dadurch herabgesetzt werden. In diesem Zusammenhang soll die Korngröße untersucht werden, ob eine eventuelle Grobkornbildung durch den hohen Umformgrad eliminiert werden kann oder ob das grobe Korn erhalten bleibt. Zudem sind wieder große Eigenspannungen im Bereich des Bodens zu erwarten. In **Tabelle 3-IV** sind die Verweil-, Transport- und Kühlzeiten für diese Versuche angeführt.

Tabelle 3-IV: Gemessene Zeiten der Versuchsreihe V2 in der Reihenfolge ihrer Produktion

Lfd. Nr.	I	II	III	IV	V	VI
Zeit am Dorn [s]	11	10	10	10	10	10
t Transport Keller [s]	20	14,4	15,25	13,63	20	14
Kühlzeit [s]	10	10	10	60	60	60
Lfd. Nr.	VII	VIII	IX	X	XI	XII
Zeit am Dorn [s]	10	10	10	10	10	10
t Transport Keller [s]	16,66	13,7	15,6	12,58	12,00	12,8
Kühlzeit [s]	120	120	120	5	5	5

3.4.4 Kühlen des Bodens mit kaltem Wasser (Variante 3)

Variante 3 nimmt Bezug auf ursprüngliche Abkühlbedingungen bei der Inbetriebnahme der Abkühlstation. Es wurde der Boden mit kaltem Wasser bis auf Raumtemperatur gekühlt, der Rest der Flasche blieb während dieser Zeit unbehandelt. **Abbildung 3-13** zeigt den Vorgang des Bodenkühlens an der Anlage.



Abbildung 3-13: Ausführung der Bodenkühlung an der Anlage

Durch die rasche Abkühlung des Bodens sollten starke Spannungen im Bereich der Kreppe entstehen. Das Gefüge im Boden sollte tendenziell martensitisch mit Anteilen an Bainit sein. Im Bereich der Wand ist Bainit zu erwarten, da die Energie in diesem Bereich nur durch Luftkühlung abgeführt wurde. Im Grenzbereich der beiden Gefügearten sollte es daher zu erhöhten Spannungsspitzen und dadurch zu vermehrten Eigenspannungen kommen. Eine hohe Härte im Boden bei gleichzeitig geringer Duktilität sollte eine logische Konsequenz sein. Für die mechanischen Werte in der Wand wurden aufgrund der relativ langsamen Abkühlung in diesem Bereich relativ geringe Werte erwartet.

3.4.5 Alternierende Kühlung von Boden und Wand (Variante 4)

In der Vergangenheit gab es immer wieder Probleme mit der Rotation der Flaschen während des Kühlvorganges. Variante 4 sollte in überzeichneter Weise eine stark ungleichmäßige Abkühlung widerspiegeln. Zu diesem Zweck wurden mit einem Feuerwehrschauch Boden und Wand ungleichmäßig bis auf Raumtemperatur abgekühlt (**Abbildung 3-14**).



Abbildung 3-14: Vorgang der ungleichmäßigen Abkühlung mit kaltem Wasser unter Verwendung einer Löschpistole

Bedingt durch die ungleichmäßige Abkühlung war damit zu rechnen, dass sowohl im Boden als auch in der Wand hohe Spannungsspitzen auftreten. Die zu erwartenden Gefüge sind Mischgefüge mit einzelnen Bereichen von Martensit und Bainit. Es war zu erwarten, dass es zu starkem Verzug durch diesen Abkühlvorgang kommen wird. Die mechanischen Eigenschaften sollten sehr unterschiedlich sein. Die Härteverläufe am Boden und am Umfang unterliegen vermutlich starken Schwankungen.

3.4.6 Kühlen in der Abkühlstation mit kaltem Wasser

Derzeit wird die Kühlanlage mit temperiertem Wasser versorgt. Dies bedeutet einen sehr hohen wartungstechnischen Aufwand. Um in Zukunft den Aufwand senken zu können, wurden die Versuchsvarianten 5, 6 und 7 durchgeführt. Bei allen Versuchen wurde kaltes Wasser anstelle des temperierten Kühlmediums verwendet, wobei sich der Unterschied zwischen den Versuchsvarianten aus der Anzahl der mit kaltem Wasser versorgten Einzelstationen ergab. Alle weiteren Parameter wie Kühldauer und Rotationsgeschwindigkeit wurden für alle Versuchsreihen gleich belassen. Es sollte ermittelt werden, ob der Einsatz von kaltem Wasser nach einer Kühlzeit von ca. 8 Minuten an Luft noch hohe Spannungen im Material erzeugen kann.

3.4.6.1 Kühlen an einer Position (Variante 5)

Versuch 5 arbeitete ausschließlich an Station 3 mit kaltem Wasser. Es wird daher erwartet, dass nur geringe Änderungen der Eigenschaften auftreten werden, da der Großteil der Wärme bereits an den Positionen eins und zwei abgeführt wurde. Das bainitische Gefüge sollte jenem der Standardproduktion entsprechen, die mechanischen Werte ebenfalls. Die Eigenspannungen sollten idealerweise nicht vorhanden bzw. nicht messbar sein.

3.4.6.2 Kühlen in der Abkühlstation mit kaltem Wasser an zwei Positionen (Variante 6)

An Station 1 wurde mit temperiertem Wasser gekühlt, an den Stationen 2 und 3 mit kaltem Wasser. **Abbildung 3-15** zeigt den manuell durchgeführten Kühlvorgang an der Anlage.



Abbildung 3-15: Innenkühlen der Flaschen an den Positionen 2 und 3 mit kaltem Wasser

Durch die raschere Abkühlung ab der zweiten Position sollte das Gefüge hin zu feinerem Bainit verschoben werden und die mechanischen Kennwerte sich verbessern. Die Duktilität sollte steigen. Ideale Rotation der Flaschen innerhalb der Kühlstation vorausgesetzt, sollten keine starken Eigenspannungen im Bodenbereich auftreten.

3.4.6.3 Kühlen in der Abkühlstation mit kaltem Wasser an allen Positionen (Variante 7)

Bei dieser Versuchsreihe erfolgte die Kühlung an allen drei Stationen über die stationären Kühldüsen mit kaltem Wasser. Für die Dauer des Versuchs wurde die Abkühlstation mit kaltem Wasser versorgt.

Basierend auf der langen Liegezeit im Bypass, sollte die Umwandlung im Gefüge bereits abgeschlossen sein. Durch Seigerungszone ist es zu erwarten, dass es vereinzelt zur Bildung von Martensitinseln kommt. In diesem Fall könnten erhöhte Eigenspannungen auftreten. Prinzipiell sollten die mechanischen Eigenschaften in einem unkritischen Bereich liegen.

3.4.7 Anlasseffekt (Variante 8)

Direkt am Ausgang des Kellerlifts erfolgte die Kühlung des Bodens für ca. 15 Sekunden mit einem Sprühnebel aus kaltem Wasser. Der Sprühnebel kühlte den Boden nun soweit ab, dass eine Nacherwärmung über die Restwärme erfolgen konnte. Der so erreichte Anlasseffekt sollte

die Eigenspannungen reduzieren. In **Abbildung 3-16** ist der Vorgang des Bodenkühlens zu sehen.



Abbildung 3-16: Kühlen des Bodens mit Wassernebel für ~15 Sekunden

Mit dieser Kühlmethode sollte ein schnellerer Temperaturengleich zwischen Boden und Wand erreicht werden, der letztendlich die Eigenspannungen minimiert. Der bei der schroffen Abkühlung zu erwartende Martensit soll durch die im Boden gespeicherte Energie angelassen werden. Daher ist im Außenbereich des Bodens angelassener Martensit zu erwarten. Der weitere Produktionsverlauf entsprach dem Standardvorgang. Die mechanischen Eigenschaften sollten besser sein als beim Standardversuch. Sowohl die Eigenspannungen als auch die Härte sollten im niedrigen Bereich liegen.

3.5 Probenplanung

Die Probenplanung erfolgte unter Berücksichtigung der vorherrschenden Herstellbedingungen für die jeweiligen Versuchsreihen. Einzelne Flaschen schieden aufgrund von Abweichungen, wie Zeitverzögerungen im Abkühlprozess oder unvorhersehbare Anlagenstillstände, als mögliche Probanden aus. Sie entsprechen nicht den geforderten Versuchsbedingungen und würden daher zu Fehlinterpretationen bei der Auswertung der Ergebnisse führen. Die betroffenen Flaschen erscheinen in der Matrix in **Abbildung 3-17** als weiße Flächen. Hellgrün hinterlegte Kästchen stellen hinsichtlich der angestrebten Fertigungsbedingungen ideale Flaschen dar. Die Entnahme der Proben erfolgte soweit wie möglich aus diesen Flaschen. Mit Hilfe des auf der Matrix angeführten Farbcodes wurden die durchzuführenden Versuche eingeteilt. Für eventuell später noch stattfindende weiterführende Untersuchungen könnten im Bedarfsfall Flaschen mit weißen Kästchen herangezogen werden. Sie sind nicht ideal, aber verwendbar.

lfd. Nr.	V0	V00	V1	V2	V3	V4	V5	V6	V7	V8	Block
1			4509 120								
2			4509								
3											
4			4512 60								
5											
6			4512 10								
7			4515								
8	4506		4515								
9	4506		4521 10								
10		5101	4518 5								
11		5101									
12			4518								
13											
14			4524								
15											
16			4527 120								
17			4527								
18			4530 5								
19											
20			4530								
21											
22											

verwendbar	ideal	Zugversuch	Kerbschlag	Härteprüfung	Eigenspannungsmessung	Metallographische Untersuchung	Reinheitsgradbestimmung
------------	-------	------------	------------	--------------	-----------------------	--------------------------------	-------------------------

Abbildung 3-17: Probenplanung

Sämtliche im Prüfplan rot gekennzeichneten Proben wurden für die Eigenspannungsmessung mittels Bohrlochmethode verwendet. Voraussetzung für eine erfolgreiche Messung war, dass die Flasche keinerlei Beeinflussung durch mechanische Bearbeitung bzw. weitere Wärmeeinwirkung bis zur Prüfung erfahren. Nur so kann sichergestellt werden, dass die produktionsbedingten Spannungen innerhalb des Materials gemessen werden. Die Messungen wurden am Institut für Umformtechnik durchgeführt, die Flaschen wurden ohne Vorbehandlung geprüft.

3.6 Probenvorbereitung

Für die Fertigung der Proben wurden die im Prüfplan festgelegten Flaschen herangezogen. Zum Auftrennen der Proben wurde eine Bandsäge mit Wasserkühlung verwendet. Einige der Proben wurden durch die vorangegangene Wärmebehandlung so hart, dass sie nur mit einer Nasstrennmaschine bearbeitet werden konnten. Die Entnahme der Proben erfolgte nach dem in **Abbildung 3-18** dargestellten Schema.

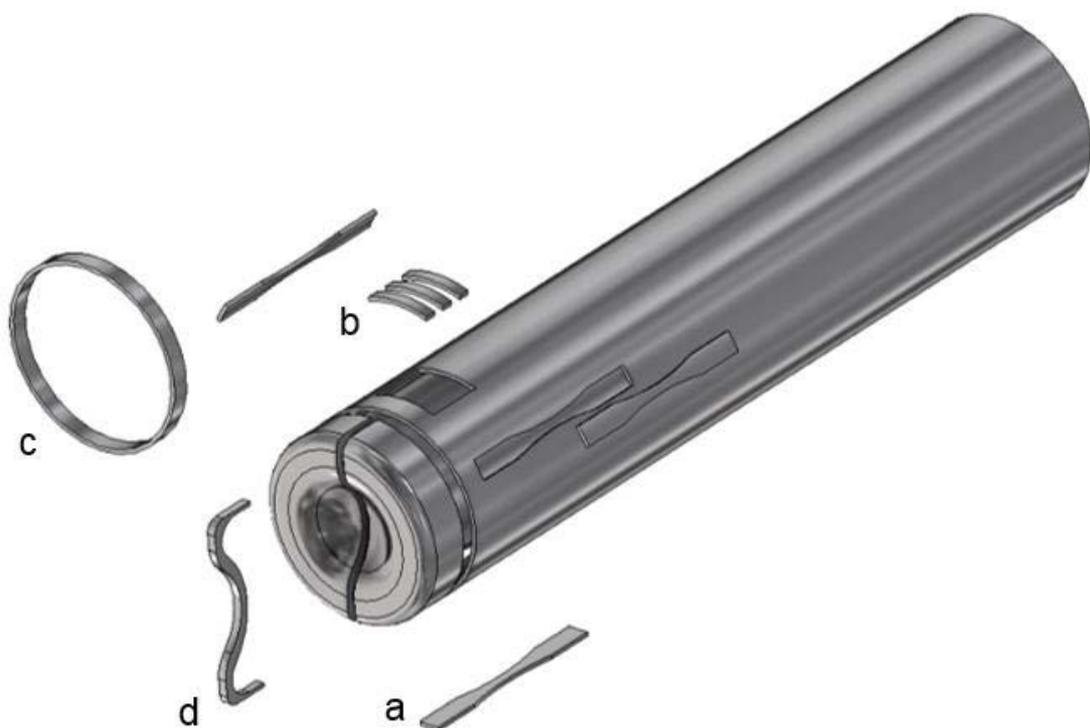


Abbildung 3-18: Entnahmestellen für die jeweiligen Proben an der Flasche

Die Stäbe für die Zugversuche (a) wurden im unteren Drittel der Flasche entnommen. Um eine statistische Auswertung der Messwerte vornehmen zu können, wurden in Längsrichtung

drei Zugstäbe in Anlehnung an ISO9809-1 [16] am Umfang unter einem Winkel von 120° entnommen. Die dazugehörigen Kerbschlagproben (b), ebenfalls nach ISO9809-1, wurden aus einem der freibleibenden Zwischenräume entnommen. Die Proben wurden mit einer Fräsmaschine aus dem Flaschenrohling gearbeitet. Der Härteverlauf wurde einmal am Umfang, sowie einmal über dem Querschnitt des Bodens bestimmt. Dazu wurde ein Ring (c) aus dem zylindrischen Teil, bzw. ein Segment (d) des Bodens mit einer wassergekühlten Bandsäge aus der Flasche geschnitten und im Anschluss planparallel spanend auf einer Fräsmaschine bearbeitet. Bei allen Bearbeitungsschritten wurde auf permanente und ausreichende Kühlung geachtet um jede mögliche Beeinflussung des Gefüges durch die mechanische Bearbeitung auszuschließen. Die Anordnung der Messpositionen für die Härtemessung an den jeweiligen Proben ist in der **Abbildung 3-19** und **Abbildung 3-20** ersichtlich.



Abbildung 3-19: Positionen der Härtemesspunkte entlang des Umfangs

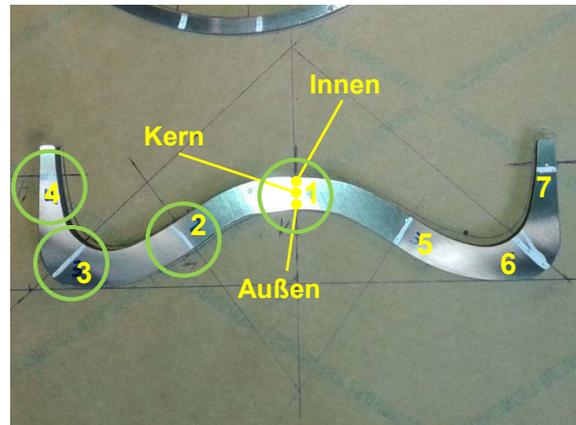


Abbildung 3-20: Positionen der Härtemesspunkte entlang des Bodenschnittes

Für die metallographischen Untersuchungen wurden die Proben aus dem Bodenquerschnitt an den Positionen 1-4, gekennzeichnet durch grüne Kreise, gemäß **Abbildung 3-20** entnommen. Die Bearbeitung erfolgte mit einer Nasstrennmaschine. Die Proben wurden warm eingebettet, geschliffen und danach bis auf eine Feinheit von $1\ \mu\text{m}$ mit Diamantsuspension in mehreren Schritten poliert. Die Reinigung der Proben erfolgt mit reinem Ethanol. Das ist notwendig, damit im Bereich der NME keine Höfe entstehen. Um das Gefüge sichtbar zu machen wurde die Probenoberfläche mit Nital (Alkohol mit 3% Salpetersäure) geätzt.

Alle im Rahmen der Versuchsreihen verwendeten Anlagen, Mess- und Prüfgeräte sind in **Tabelle 3-V** aufgelistet.

Tabelle 3-V: Liste der verwendeten Geräte

Zweck	Beschreibung	Bezeichnung	Hersteller
Temperaturmessung	Anlegethermometer	Testo 9000	Testo
	Wärmebildkamera	E45	Flir
	Infrarot mobil	Optix G	Keller
	Infrarot stationär	IMPAC-IGA5	Luma Sense Tec.
		IMPAC-IGA 320	Luma Sense Tec.
Mech. Werte	Härteprüfung	Dura Jet 10	Emco Test
	Zugversuch	Z250	Zwick Roell
	Kerbschlagarbeit	RKP 450	Zwick Roell
Probenvorbereitung	Nasstrennmaschine	Discotom-6	Struers
	Proben einbetten	Cito Press 10	Struers
	Schleifen u. Polieren	Roto- Pol11/Force 1	Struers
Eigenspannungen	Hochgeschwindigkeitsfräse	Restan MTS3000	Sint
	Dehnmessstreifen	1-RY61-1,5/120R	HBM
Metallografie	Mikroskop	HR3RF	Huvitz

4 Ergebnisse

Alle in den Versuchen gesammelten Daten werden im Folgenden zu aussagekräftigen Ergebnissen zusammengefasst. Zunächst erfolgt die Erörterung der Diagramme anhand von Beispielen. In einem ersten Schritt werden die Ergebnisse der einzelnen Versuchsreihen mit Ergebnissen aus der Produktion unter den jeweiligen Standardbedingungen verglichen. Die Gegenüberstellung der Werte zu einer Gesamtübersicht bildet den Abschluss des Kapitels. Zu Beginn werden die möglichen Abweichungen, die während der Versuche aufgetreten sind, betrachtet und in weiterer Folge ihr direkter und indirekter Einfluss auf die Reproduzierbarkeit erörtert.

4.1 Abweichungen und Reproduzierbarkeit

Sämtliche Versuchsreihen wurden auf einer Produktionsanlage durchgeführt. Die Maschine ist für Serienproduktion ausgelegt, wodurch bei abweichenden Produktionsbedingungen zum Normalbetrieb, wie sie bei Versuchen meist vorliegen, unweigerlich Probleme auftreten. Diese äußern sich vorwiegend durch Ausfälle von Lichtschranken, Manipulatorstörungen, unerwarteten Anlagenstillständen und Roboterproblemen. In erster Linie wirken sie sich auf die Verweilzeit der Blöcke im Drehherdofen aus. Im Normalbetrieb liegt diese bei durchschnittlich zwei Stunden. Während der Versuche stieg sie auf bis zu acht Stunden an. Übermäßig lange Verweilzeiten müssen in der Auswertung der Versuche berücksichtigt werden, da sie bedingt durch die hohe Temperatur von ca. 1250 °C einen Einfluss auf die Gefügeausbildung, insbesondere Grobkornbildung, speziell im Bereich der Randschicht des Blocks haben. **Abbildung 4-1** zeigt die Liegezeiten der Blöcke für die einzelnen Versuchsreihen.

Der Einfluss der langen Ofenzeiten auf die Blöcke der Versuchsreihen V0, V1/5-V1/120, V2/5-V2/120 und V7 wurde durch die Wiederholung des Standardversuchs mit der Bezeichnung V00 verifiziert. Diesem wurden im weiteren Verlauf die Versuchsreihen V3, V4, V5, V6 sowie V8 aufgrund der ähnlich langen Verweilzeiten gegenübergestellt. Im Rahmen einer Untersuchung des Einflusses langer Liegezeiten auf das Material beim Material Center

Leoben hat gezeigt, dass es zur Bildung von Oxiden im randnahen Bereich (innerer Oxidation) kommen kann.

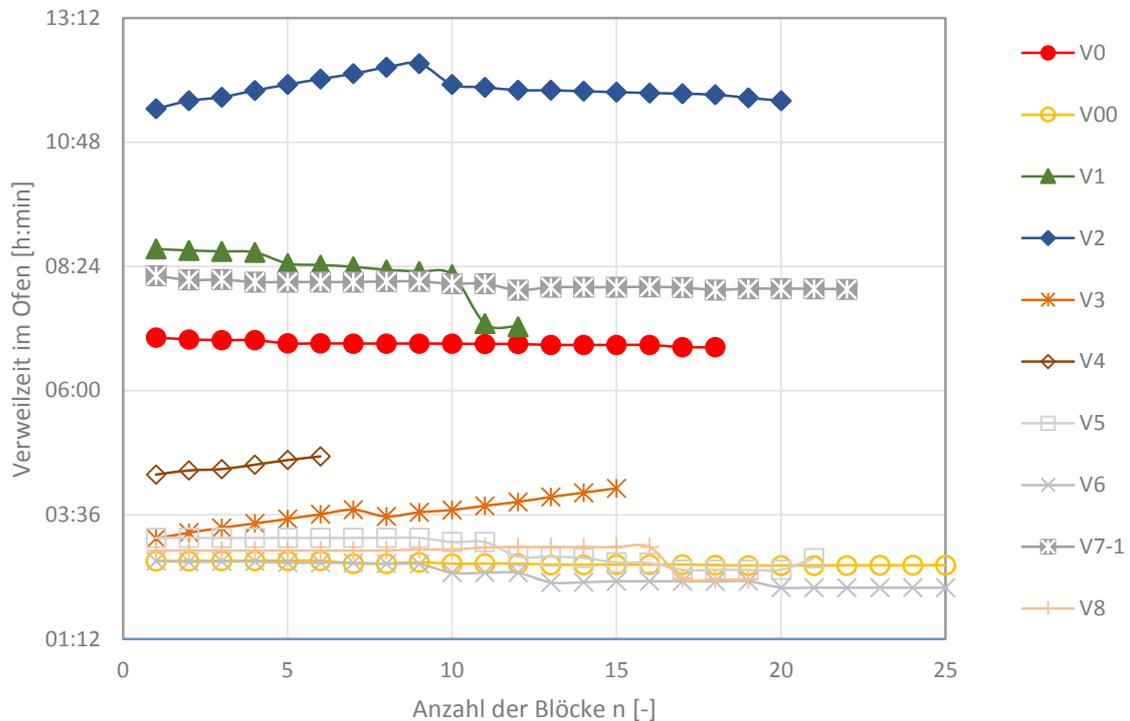


Abbildung 4-1: Verweilzeit der Blöcke im Drehherdofen

Im Bereich der Abkühlstation kam es immer wieder zu Verzögerungen bedingt durch Probleme beim Transportsystem bzw. in der Plasmaschneidanlage. Dies führte neben den langen Ofenzeiten für nachfolgende Blöcke, ebenso zu längeren Liegezeiten der fertigen Flaschen im Bypass. Die Abkühlbedingungen haben sich dadurch zu längeren Zeiten verschoben.

Für die Auswertung der mechanischen Werte wurden die Mittelwerte aus mindesten drei Einzelprüfungen herangezogen. Dies gilt sowohl für die Zugversuche als auch die Kerbschlagproben. Die Härtewerte am Zugstab wurden auf gleiche Art und Weise ermittelt, für die Härteprüfungen am Umfang sowie über den Bodenquerschnitt gilt das nicht. In diesem Fall wurden aufgrund der Vielzahl der Prüfungen und des teilweise vorherrschenden Platzmangels Einzelwerte genommen. Die Temperaturmessungen basieren grundsätzlich auf Einzelwerten. Da jedoch pro Versuchsreihe mehrere Flaschen gefertigt wurden, setzten sich die angegebenen Grafiken aus allen aufgenommenen Einzelwerten zusammen. Dies führt zu einem realistischen Gesamtbild. **Abbildung 4-2** zeigt die Abweichungen vom vorgegebenen Prüfplan in einer Matrix.

Soll	V0	V5	V8	V3	V4	V7	V2	V1	V6	V00	
Drehherdofen							längere Verweilzeit mehrere Stunden				
Ziehpresse							Kühlen am Dorn	Kühlen am Dorn			
Lift			kaltes Wasser Sprühnebel, Anlaseffekt	Boden kühlen mit kaltem Wasser bis RT	kaltes Wasser ungl. Abkühlung Wand/Boden bis RT						
Abkühlstation 1						kaltes Wasser innen					
Abkühlstation 2						kaltes Wasser innen			kaltes Wasser innen		
Abkühlstation 3		kaltes Wasser innen Boden				kaltes Wasser innen			kaltes Wasser innen		
Ist	V0	V5	V8	V3	V4	V7	V2	V1	V6	V00	
Drehherdofen		Abweichung von der geplanten Ofenreise (90-120 min) um mehrere Stunden						längere Verweilzeit mehrere Stunden	siehe Diagramm		
Ziehpresse							Empirische Ermittlung von prod.relevanten Zeiten (Tabelle)	Empirische Ermittlung von prod.relevanten Zeiten			
Lift			kaltes Wasser Sprühnebel, Anlaseffekt	Nur Boden RT, Rest heiß	RT nur einseitig erreichbar, Rest heiß						
Abkühlstation 1		Absinken der Zistenen-temp. $\Delta T \sim 10^\circ C$				kaltes Wasser innen			Absinken der Zistenen-temp. $\Delta T \sim 15^\circ C$		
Abkühlstation 2		Absinken der Zistenen-temp. $\Delta T \sim 10^\circ C$				kaltes Wasser innen			kaltes Wasser innen		
Abkühlstation 3		kaltes Wasser innen Boden				kaltes Wasser innen			kaltes Wasser innen		
	Standard	angestrebte Änderung				Abweichung				Beobachtung	

Abbildung 4-2: Abweichungen vom vorgegebenen Prüfplan infolge unvorhersehbarer Zwischenfälle

Die Versuchsserien sind in der Reihenfolge der Produktion dargestellt, wodurch sich Unterschiede in der Darstellung zum Versuchsplan ergeben.

4.2 Kurzbeschreibung der Diagramme

Zu Beginn dieses Unterkapitels wird auf die häufig vorkommenden Diagramme und ihre Interpretation eingegangen. Maßgeblich sind dabei die Temperatur- und Härteverläufe sowie die Schaubilder der Eigenspannungsmessung.

4.2.1 Temperaturverläufe

Abbildung 4-3 zeigt den Temperaturverlauf über der Zeit für den Umformprozess bis zum Auslauf aus der Abkühlstation.

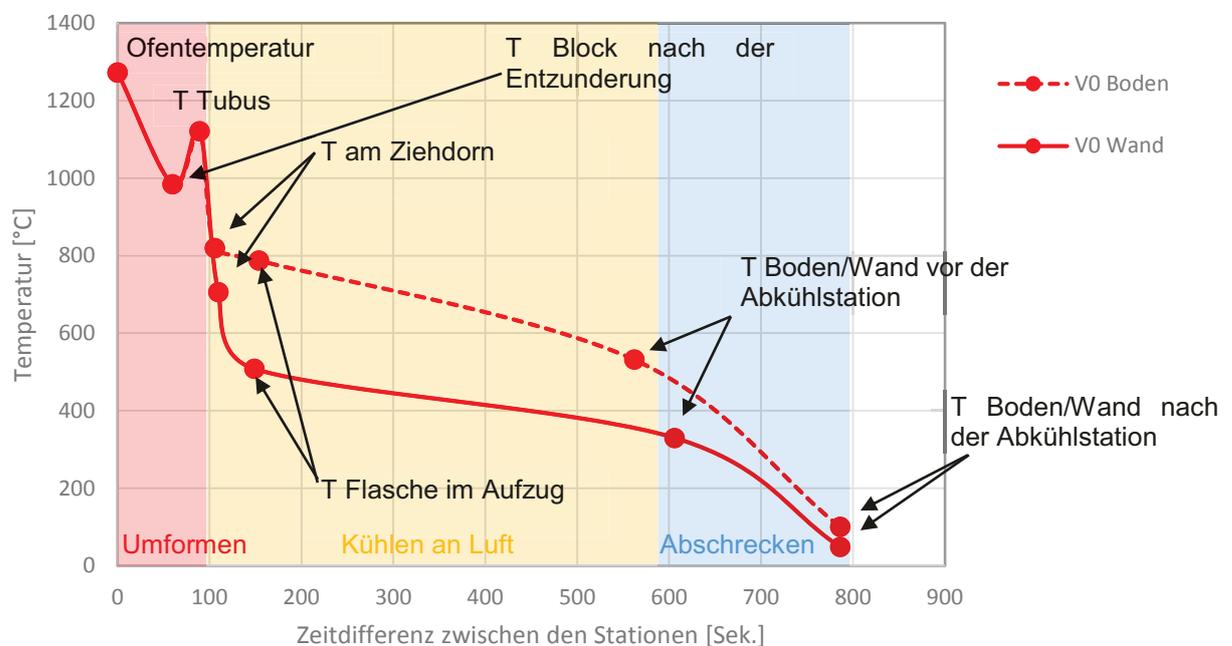


Abbildung 4-3: Beispieldiagramm mit Erklärungen für die Versuchsreihe V0

Jeder Punkt entlang der Kurve steht für einen Temperaturwert aus dem bereits beschriebenen Messaufbau. Die farblich hinterlegten Flächen entsprechen dem jeweiligen Hauptverfahrensschritt, dem die Flaschenrohlinge gerade unterliegen. Bis zum Ende des Rückwärtsfließpressens des Tubus wird jeweils ein Temperaturwert aufgezeichnet. Ab der Ziehpresse wird sowohl die Temperatur des Bodens als auch jene der Wand separat erfasst. Um die Übersichtlichkeit zu erhalten wird für Boden (B) und Wand (W) eines Versuchs die gleiche Linienfarbe verwendet. In allen Abbildungen befindet sich die Temperatur der Wand immer unterhalb der Bodentemperatur. Der Einfachheit halber werden in den Diagrammen die Versuchsreihen mit ihren Kurzbezeichnungen benannt.

4.2.2 Härteverläufe

In **Abbildung 4-4** ist der Härteverlauf über den Bodenquerschnitt in Zusammenhang mit dem Probenquerschnitt dargestellt. Zur besseren Lesbarkeit wird der Hintergrund in der Darstellung der Ergebnisse nicht mehr angezeigt.

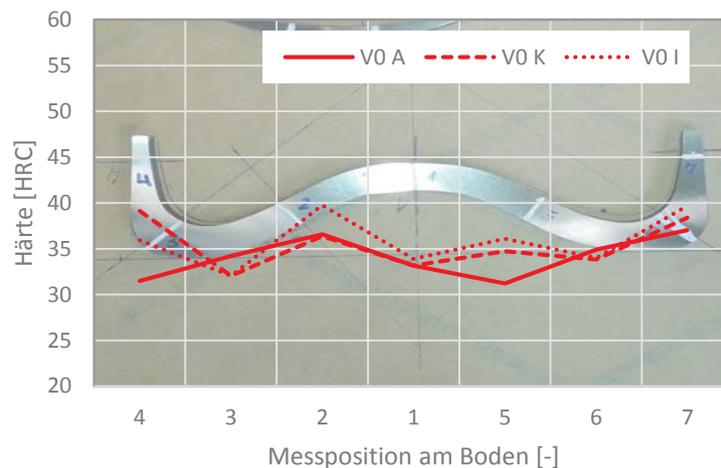


Abbildung 4-4: Härteverlauf über den Boden am Beispiel der Versuchsreihe V0

Die Bezeichnung der Messpunkte erfolgte von der Mitte ausgehend zuerst nach links und in weiterer Folge nach rechts. Daraus ergibt sich die Reihenfolge der Messpunkte von links nach rechts wie sie im Diagramm angegeben ist. Der Linientyp gibt Auskunft über den Messbereich. Mit A und einer voll ausgezogenen Linie wird der äußere Rand der Kontur gekennzeichnet. Für den Kernbereich, dieser entspricht einer gedachten Mittellinie durch die Geometrie, wurde der Buchstabe K mit einer strichlierten Linie verwendet. Analog wird die Innenkontur mit dem Großbuchstaben I und einer punktierten Linie dargestellt. Um die Legenden kürzer gestalten zu können werden die Versuchsnummern für die Beschreibung verwendet. Die Darstellung aller Bereiche für ein und dieselbe Versuchsreihe erfolgt immer mit der gleichen Farbe. Zur besseren Vergleichbarkeit sind die Diagramme mit einem Darstellungsbereich von 20 bis 60 HRC normiert. Im Bereich der Wand wurden aufgrund des geringen Platzangebots die Härtepunkte auf der Probe teilweise leicht versetzt angeordnet, um den Mindestabstand zum Rand einhalten zu können.

Für die Messung des Härteverlaufs in Umfangsrichtung wurde ähnlich verfahren. **Abbildung 4-5** zeigt den Zusammenhang zwischen den Messpunkten und der Darstellung in der Grafik.

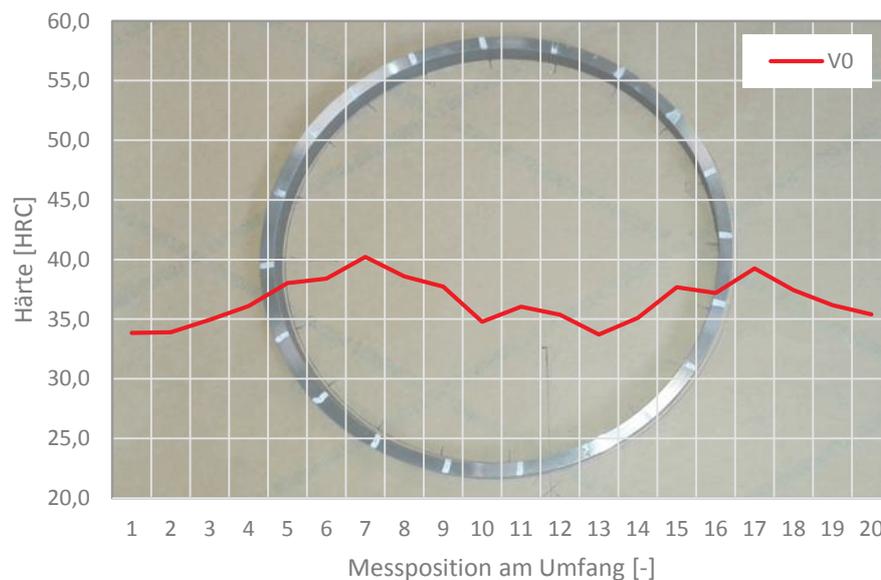


Abbildung 4-5: Härteverlaufskurve gemessen über den Umfang der Flasche am Beispiel der Versuchsreihe V0

In der Grafik sind die Messpunkte bewusst nicht nummeriert, da die Lage der Flaschen und somit die „Nullposition“ während der Herstellung aus produktionstechnischen Gründen nicht eindeutig bestimmt bzw. markiert werden kann. Deshalb werden die Kurven einander in passender Weise gegenübergestellt, nicht streng nach der Reihenfolge der gemessenen Punkte. Auch in diesem Fall wird bei später folgenden Diagrammen der Hintergrund im Hinblick auf bessere Lesbarkeit nicht mehr angezeigt.

4.2.3 Mechanische Kennwerte

Für die Betrachtung der mechanischen Werte werden ausgewählte Werte einander gegenüber gestellt. Trends und eventuelle Abweichungen können somit besser sichtbar gemacht werden. In **Abbildung 4-6** sind die Bruchdehnung und die Kerbschlagzähigkeit der Zugfestigkeit gegenübergestellt.

Das Diagramm ist mit einem Doppelmaßstab gezeichnet. Auf der linken Seite ist die Bruchdehnung aufgetragen, auf der rechten Seite die Kerbschlagarbeit. Die Werte für die Bruchdehnung sind in Form von Punkten (●, ○) dargestellt, jene für die Kerbschlagarbeit mit Dreiecken (▲, Δ). Aufgrund der besseren Darstellbarkeit sind die beiden Maßstäbe unterschiedlich skaliert. In der Legende ist der Bezeichnung der Versuchsreihe für die Werte der Kerbschlagarbeit noch ein K, zum Beispiel V0K, nachgestellt.

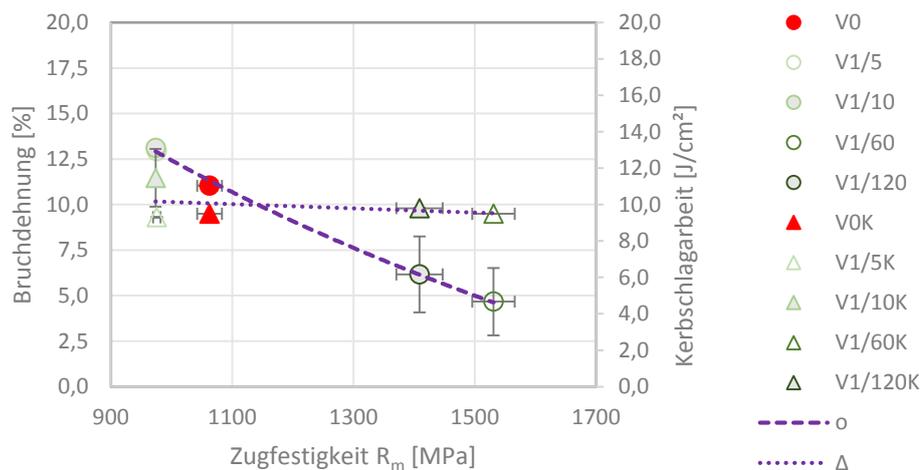


Abbildung 4-6: Gegenüberstellung der mechanischen Kennwerte am Beispiel der Versuchsserie V1 mit unterschiedlichen Verweilzeiten Δ

4.2.4 Eigenspannungsverläufe

Die Bestimmung der Eigenspannung erfolgte, wie bereits in Kapitel 3.3.3 ausführlich beschrieben wurde, unter Anwendung der Bohrlochmethode. Die Auswertung und Gegenüberstellung der Daten erfolgt durch die Vergleichsspannung, die über der Bohrlochtiefe aufgetragen wird. Daraus ergibt sich ein Tiefenprofil aus ebenen Spannungszuständen. **Abbildung 4-7** zeigt das Vergleichsspannungsprofil für den Vergleichszustand V0.

Dabei ist zu beachten, dass das Aufkleben des Dehnmessstreifens nach dem Anschleifen der Messstelle stattfindet. Dadurch wird der zu diesem Zeitpunkt vorherrschende Spannungszustand quasi „eingefroren“. Alle erfassten Daten beziehen sich somit auf diesen definierten Nullpunkt.

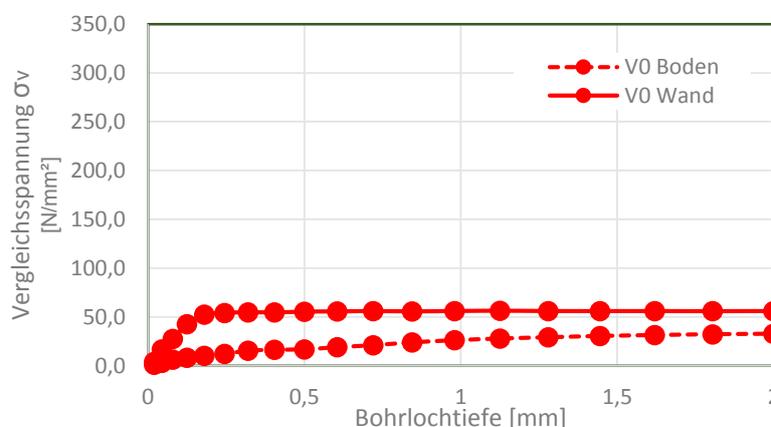


Abbildung 4-7: Messergebnisse aus der Bestimmung der Eigenspannung mit der Bohrlochmethode am Beispiel der Versuchsserie V0

4.2.5 Gefügeausbildung

Die metallografische Beurteilung erfolgt anhand der aufgenommenen Gefügebilder. Die Probennahme erfolgte analog zu den Härteprüfungen über dem Bodenquerschnitt. Der aufgetrennte Bodenquerschnitt sowie die Bezeichnung der einzelnen Positionen an den Proben ist in **Abbildung 4-8** dargestellt. Die Beschreibung der Aufnahmebereiche ist in diesem Fall an Position 1 angegeben und wird für die Positionen 2, 3 und 4 in gleicher Weise angewandt.

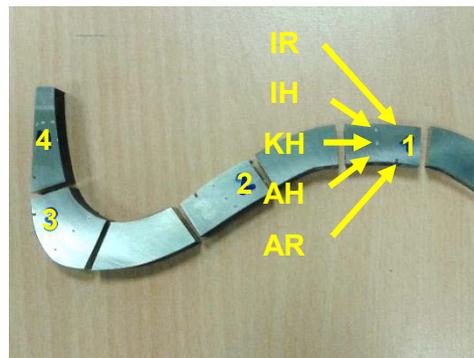


Abbildung 4-8: Entnahme der Schlißproben an der Hälfte eines Bodenquerschnitts und dazu die Bezeichnung der untersuchten Bereiche an jeder Probe am Beispiel von Messposition 1.

I ... Innen, K ... Kern, A ... Außen, R ... Rand, H ... Härteeindruck

Bei sämtlichen Proben wurden Bilder vom Rand innen und außen, sowie im Nahebereich von allen drei Härteeindrücken aufgenommen. Diese sind ebenfalls mit A für Außen, K für Kern und I für Innen gekennzeichnet. Der zweite Buchstabe definiert den Aufnahmebereich noch genauer. Mit R wird der äußere Rand und mit H der Bereich in der Nähe eines Härteeindrucks gekennzeichnet. Diese Abkürzungen werden vor allem bei den Bildunterschriften verwendet. Im Rahmen der Auswertung werden die wesentlichen Aufnahmen abgebildet. Eine ausführliche Bilddokumentation befindet sich im Anhang.

4.2.6 Allgemeines

Um die Bildunterschriften möglichst kurz halten zu können werden die Versuchsvarianten mit ihrer Kurzbezeichnung abgekürzt. Der Standardversuch mit langer Liegezeit der Blöcke im Ofen wird mit V0 oder "Standard lang" abgekürzt. Der Standardversuch mit produktionsüblicher Verweilzeit der Blöcke im Ofen wird mit V00 oder "Standard" normal bezeichnet.

4.3 Einzelergebnisse unter Einbeziehung der Standardbedingungen

4.3.1 Gegenüberstellung der Standardversuche mit normaler (V00) und langer (V0) Liegezeit im Ofen – Einfluss der Glühdauer

In einem ersten Schritt werden die Ergebnisse aus den beiden Standardversuchen gegenüber gestellt. Die Erkenntnisse daraus bilden die Grundlage für die Beurteilung der weiteren Versuchsreihen

4.3.1.1 Temperaturverläufe

In **Abbildung 4-9** sind die Temperaturverläufe der Standardproduktionen dargestellt.

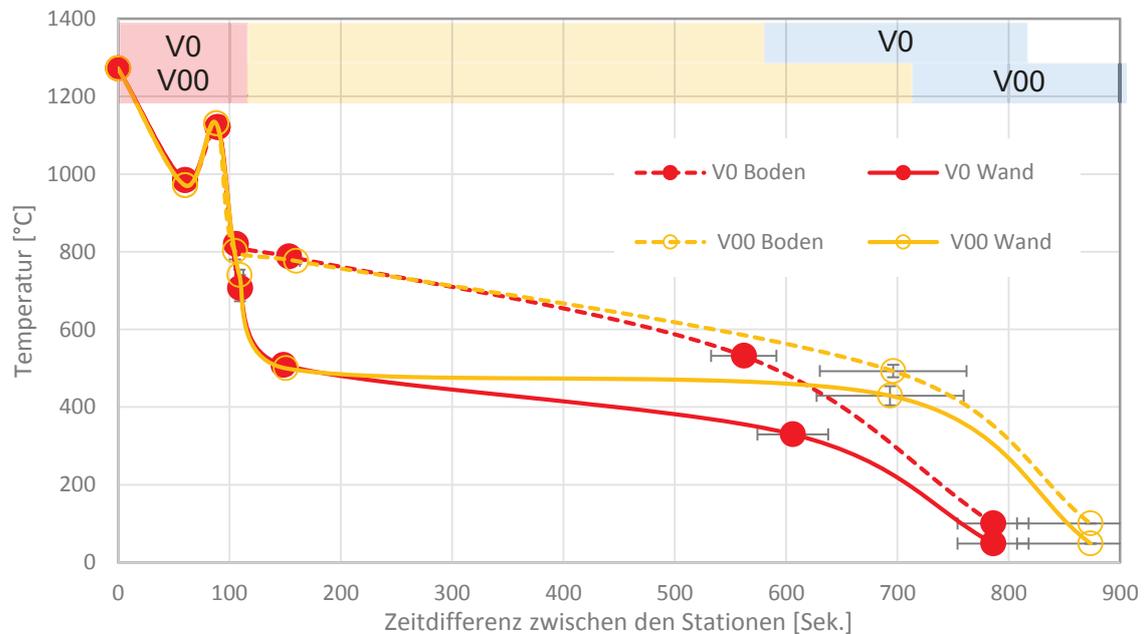


Abbildung 4-9: Gegenüberstellung der Durchschnittswerte der Standardversuche V0 und V00

Es zeigt sich eine geringfügige Abweichung zwischen den beiden Versuchsreihen in der Dauer der Luftabkühlung. Die Taktzeit war in beiden Fällen mit 68 Sekunden eingestellt. Die Differenz der Verweilzeit während der Abkühlung an Luft liegt im Mittel bei 87 Sekunden.

4.3.1.2 Härteverläufe

Die Härteverläufe sind über dem Umfang und am Boden ähnlich, aber nicht exakt gleich. **Abbildung 4-11** zeigt den Vergleich der Standardproduktion mit langer und normaler Verweilzeit der Blöcke im Ofen in Bezug auf den Bodenquerschnitt.

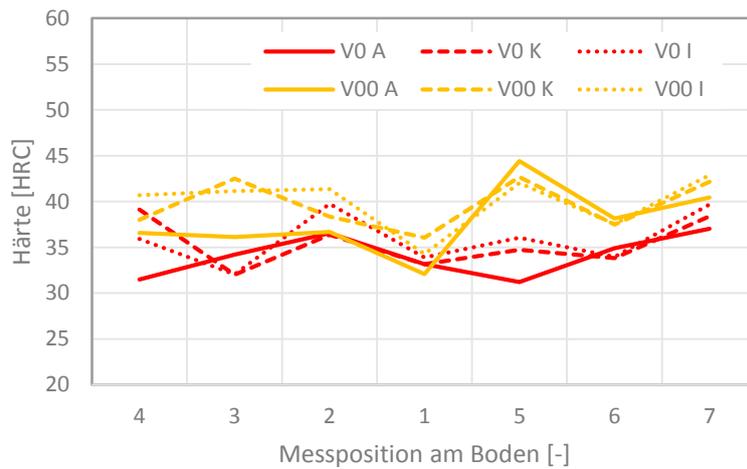


Abbildung 4-10: Härteverlauf der Standardversuche V0 und V00 über den Bodenquerschnitt

Bei normaler Verweilzeit im Ofen liegen die Härtewerte in nahezu allen Bereichen über jenen bei langer Verweilzeit.

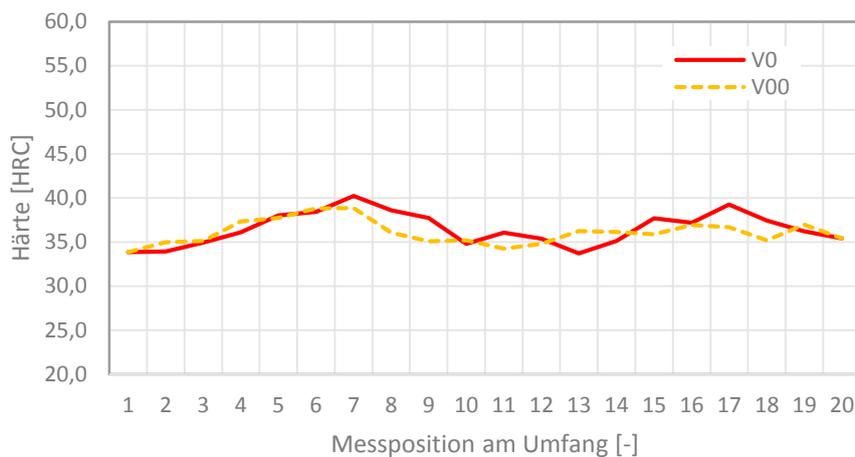


Abbildung 4-11: Gegenüberstellung der Härteverläufe beider Standardversuche V0 und V00

Die Härteverläufe über dem Umfang in **Abbildung 4-11** sind für beide Standardversuche V0 und V00 für alle Verweilzeiten im Ofen nahezu ident.

4.3.1.3 Mechanische Kennwerte

Abbildung 4-12 stellt die mechanischen Kennwerte der beiden Standardversuche gegenüber. Es ist deutlich zu erkennen, dass die mechanischen Werte des Standards mit normaler Liegezeit der Blöcke im Ofen etwas niedrigere Werte annehmen als jene des Standards mit langer Liegezeit. Die Standardversuche V0 und V00 zeigen Festigkeitswerte,

die innerhalb der Streuung liegen, Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit zeigen einen signifikanten Unterschied.

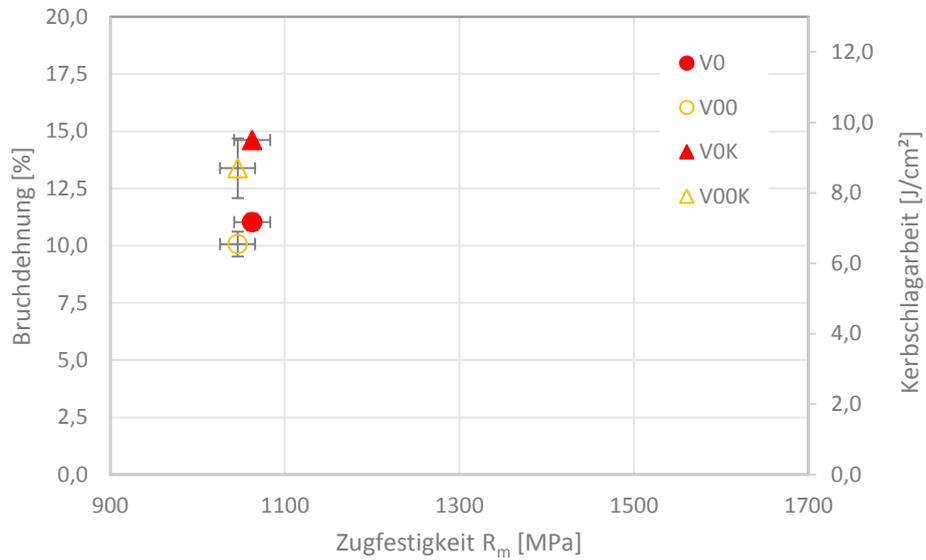


Abbildung 4-12: Mechanische Kennwerte der Versuche Standard lang (V0) im Vergleich mit Standard normal (V00)

4.3.1.4 Vergleichsspannungen

In **Abbildung 4-13** sind die Vergleichsspannungen für die beiden Standardversuche grafisch dargestellt.

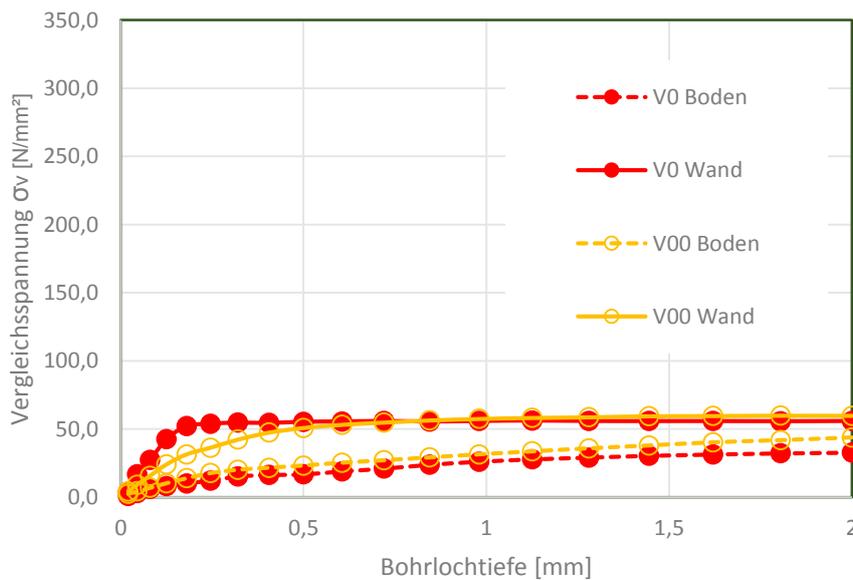


Abbildung 4-13: Vergleichsspannungen der Standardproduktionen V0 und V00

Die Verläufe der Vergleichsspannung sind nahezu ident. Auf den ersten 0,5 mm nimmt die Spannung bei V0 stärker zu als bei V00. Deutlich wird dies durch die Berechnung des Verhältnisses der Vergleichsspannungen zueinander, die in **Abbildung 4-14** dargestellt ist.

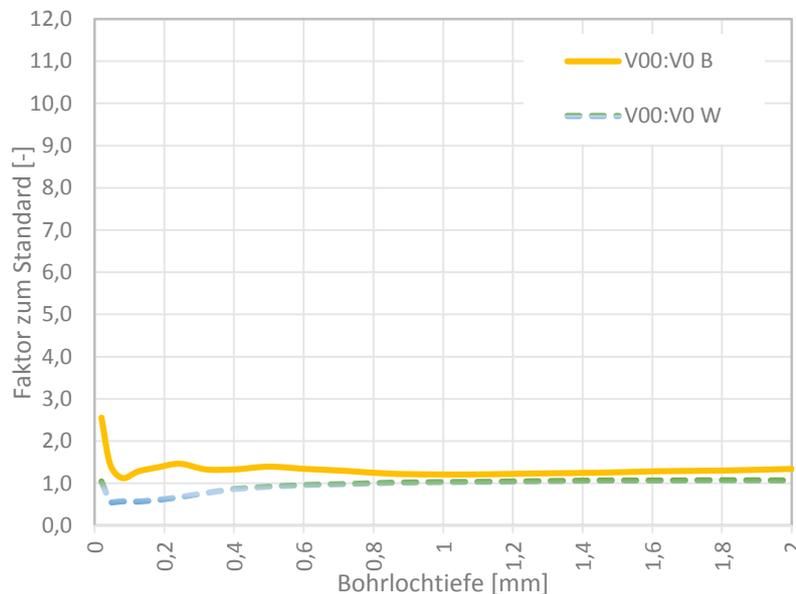


Abbildung 4-14: Verhältnis der Vergleichsspannungen für V00 zu V0

Der geringe Unterschied zwischen den beiden Versuchsreihen wird auch über das Verhältnis der beiden in **Abbildung 4-14** zueinander bestätigt. Auch hier wird deutlich, dass die Vergleichsspannungen nur an der Oberfläche etwas höher sind.

4.3.1.5 Gefügeausbildung

Bei beiden Varianten liegt an Messposition 1 des Bodens Bainit, durchsetzt mit Martensiteilen, vor. Wesentliche Unterschiede bestehen in der Korngröße, sowie in der Gefügeausbildung im Randbereich. Hier tritt speziell bei den Flaschen aus Blöcken mit langen Verweilzeiten (V0) Grobkornbildung auf und sowohl innen als auch außen sind zusätzlich große Ferritkörner zu beobachten. In **Abbildung 4-15** und **Abbildung 4-16** sind Beispiele für den inneren Randbereich dargestellt. Die Gefügeausbildung an Position 2 ist für normale Verweilzeit ebenfalls feiner. Während bei V0 grober Bainit mit zeiligem Martensit vorherrscht, zeigt sich bei V00 feineres Bainit mit flächigem Martensit (**Abbildung 4-17**, **Abbildung 4-18**). Position 3 weist wiederum bei normaler Verweilzeit feineres Gefüge auf. Im inneren Randbereich kommt es bei V0 verstärkt zur Ausbildung von Ferrit. Im Kernbereich weisen beide Proben Bainit mit martensitischen Anteilen auf, bei V00 ist jedoch der Martensitanteil größer. Zu sehen in **Abbildung 4-19** und **Abbildung 4-20**.

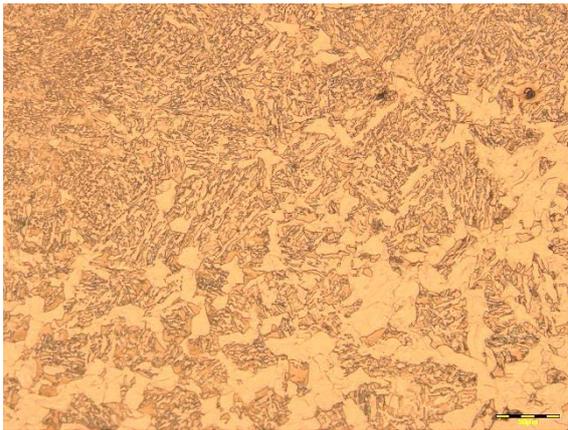


Abbildung 4-15: V0 (lange Wärmdauer)
Pos. 1; IR – Gefüge aus oberem Bainit und
einem Netzwerk aus grobkörnigem Ferrit

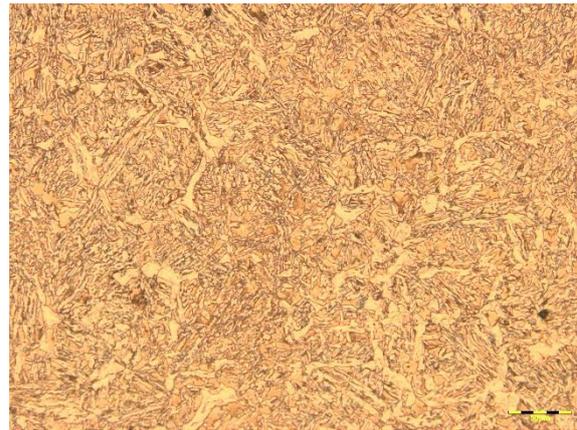


Abbildung 4-16: V00 (kurze Wärmdauer)
Pos. 1; IR – Gefüge aus oberem Bainit
mit einzelnen Ferritkörnern



Abbildung 4-17: V0 (lange Wärmdauer)
Pos. 2; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit
Martensitzellen

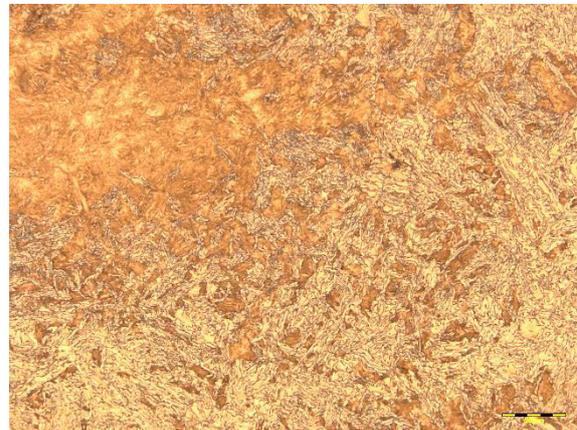


Abbildung 4-18: V00 (kurze Wärmdauer)
Pos. 2; IR – Gefüge aus Bainit und flächigem
Martensit



Abbildung 4-19: V0 Pos. 3; KH – Gefüge aus
oberem Bainit mit Martensitzellen

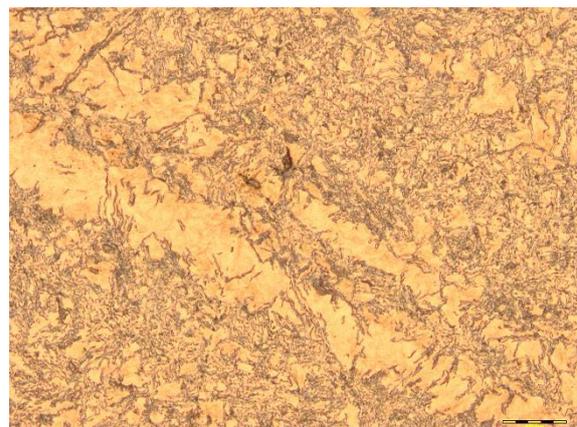


Abbildung 4-20: V00 Pos. 3, KH – Gefüge aus
oberem Bainit mit Martensitzellen

An Position 4 ist bei beiden Proben eine ausgeprägte Zeiligkeit erkennbar. Der Anteil an Bainit überwiegt. Im Vergleich zum bisherigen Gefüge nimmt der Martensitanteil zu. Ein

Unterschied in der Korngröße besteht nach wie vor, jedoch wird der Unterschied im Wandbereich geringer.

4.3.2 Abkühlversuche im Pressenbereich (V1 und V2)

Temperaturverläufe

Wie bereits angeführt wurden diese Versuche größtenteils im Pressenkeller durchgeführt. Da in diesem Bereich während der Produktion aufgrund der herrschenden Umgebungsbedingungen keine seriöse Temperaturmessung vorgenommen werden konnte, enden die Temperaturaufzeichnungen unmittelbar nach dem Ziehdom. Die Kühlung erfolgte mit kaltem Wasser (20 °C) immer auf die gleiche Art und Weise. Der Unterschied lag in unterschiedlich langen Kühlzeiten. **Abbildung 4-21** zeigt die Temperaturaufzeichnungen gegenüber dem Standard mit langer Liegezeit.

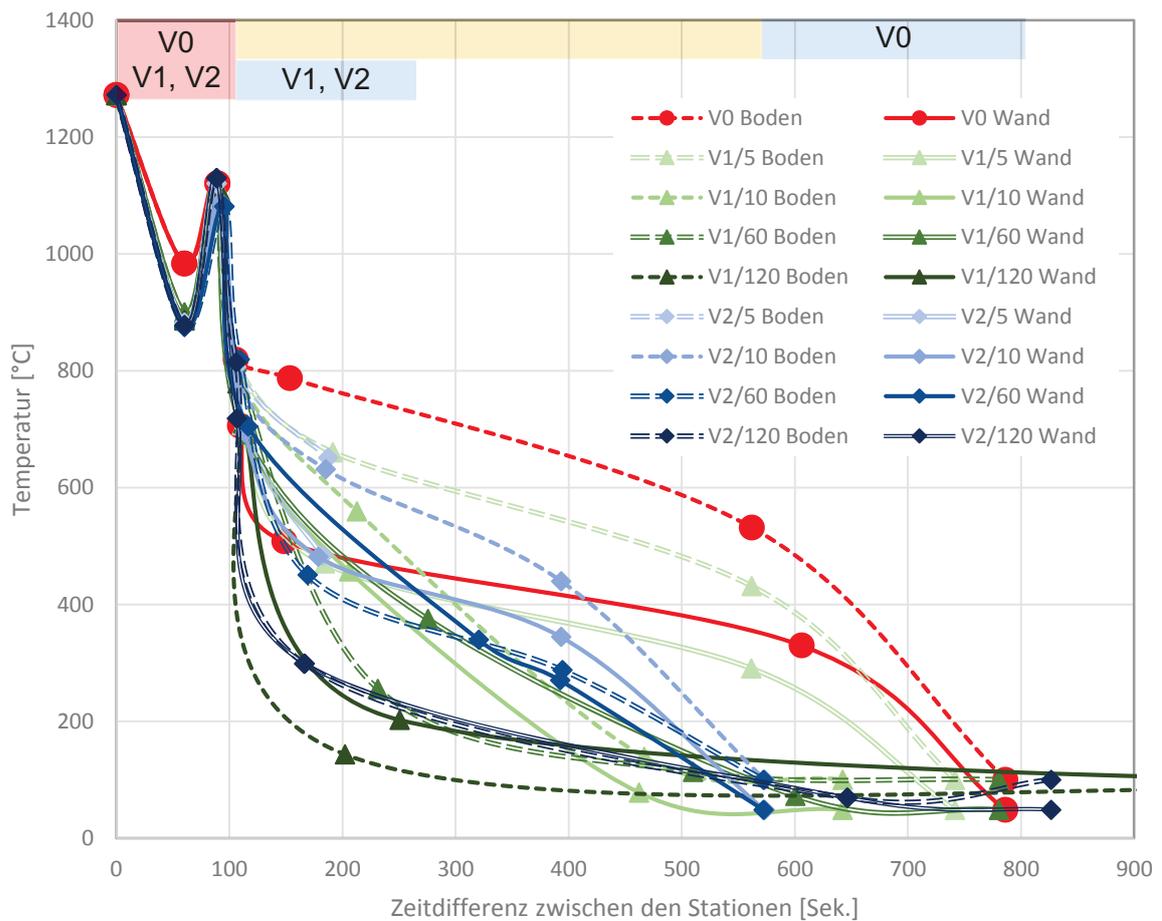


Abbildung 4-21: Abkühlverläufe für die Versuche V0, V1 und V2 im Pressenbereich

In beiden Fällen wurden vier Versuchsserien mit 5, 10, 60, und 120 Sekunden Kühlzeit durchgeführt. Die dazugehörigen Werte an der Abkühlstation können nur mit großer Unsicherheit ausgewertet werden. Durch den ungleichmäßigen Takt der Presse wird auch regelmäßig der Bypass zum Stillstand gebracht, wodurch es zu sehr ungleichmäßigen Abkühlzeiten gekommen ist. Geht man von einer Bypasszeit von 8 - 10 Minuten aus, liegen tendenziell die Temperaturen in der Wand bei der Abkühlstation unter 70 °C bei 60 und 120 Sekunden Kühlzeit. Bei den Varianten mit 5 und 10 Sekunden steigen sie an bis ca. 250 °C. In ähnlicher Weise gilt das auch für den Boden. Bei langer Kühlzeit sinkt die Temperatur im Boden auf bis zu 100 °C ab, bei kurzen Kühlzeiten auf bis zu 300 °C. Aus diesen Zuständen erfolgte die weitere Kühlung unter Standardbedingungen mit temperiertem Wasser.

4.3.2.1 Standardversuche (V0) im Vergleich mit den Abkühlversuchen am Dorn (V1/5-V1/120)

Härteverläufe

In den folgenden Diagrammen sind die Härtewerte immer für alle Varianten des Versuchs mit Verweilzeit am Dorn und abschließendem Abkühlvorgang über die Dornbrause zusammengefasst. **Abbildung 4-22** zeigt den Bodenquerschnitt und in **Abbildung 4-23** sind die Härtewerte über den Umfang dargestellt.

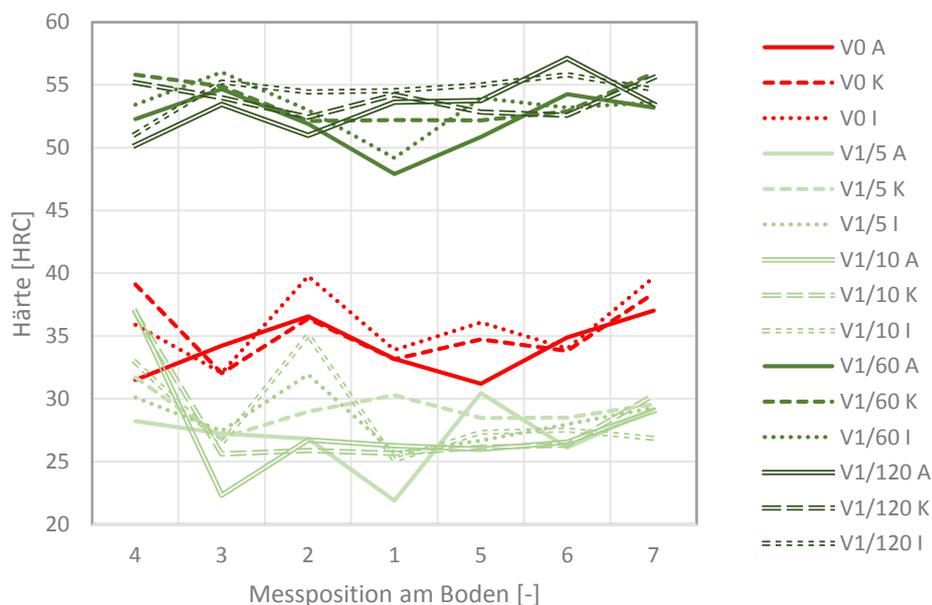


Abbildung 4-22: Härteverläufe der Bodenquerschnitte der Pressenversuche mit normaler Verweilzeit mit Abkühlung am Dorn V1 im Vergleich zum Standardversuch V0

Der Standard V0 liegt im mittleren Bereich. Die Versuchsreihen V1/5 und V1/10 mit kurzen Kühlzeiten liegen klar darunter. Die Werte sind am unteren Ende der HRC-Skala angesiedelt. All jene Versuche mit langen Kühlzeiten wie V1/60 und V1/120 bewegen sich im oberen Bereich der Härte. Teilweise erreichen sie die Werte der maximal möglichen Härte für diesen Werkstoff. Tendenziell sind die innen liegenden Bereiche härter als der außen liegende Rand.

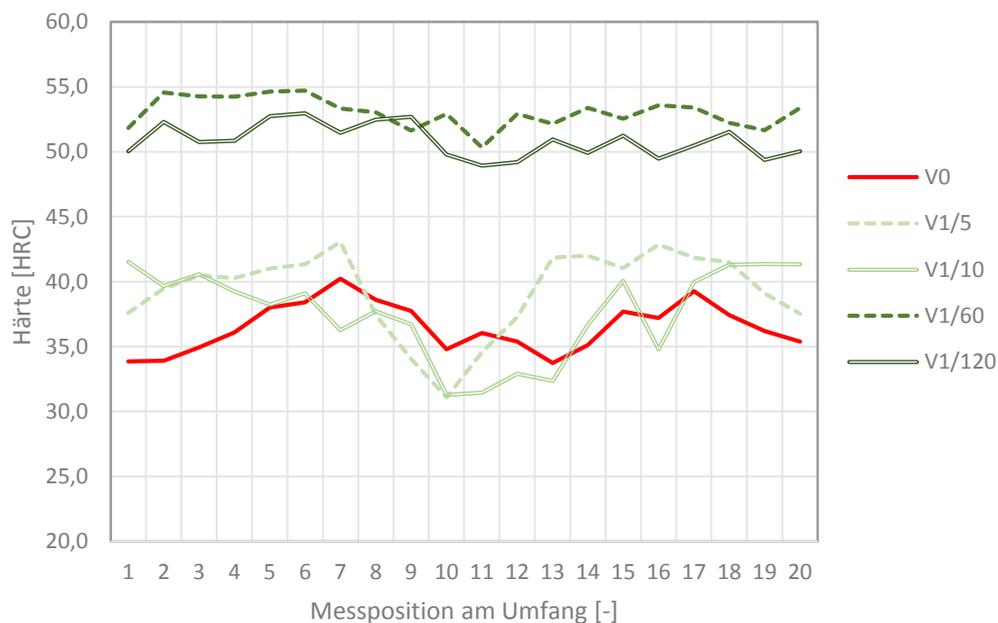


Abbildung 4-23: Härtewerte über den Umfang für V1/5 bis V1/120 gegenüber V0

Es ist auch über dem Umfang deutlich zu sehen, dass sich der Standard V0 und die Flaschenrohlinge mit kurzen Kühlzeiten von jenen mit langer Wasserkühlung deutlich unterscheiden. Variante V1/5 weist im Vergleich zu den anderen Werten einen sehr weichen Bereich auf. Die Härtewerte der Versuchsserie V1/60 sind im Vergleich zur V1/120 tendenziell höher, bewegen sich aber in ähnlichen Bereichen.

Mechanische Kennwerte aus dem Zugversuch

Abbildung 4-24 zeigt Bruchdehnung und Kerbschlagzähigkeit über der Zugfestigkeit für alle Varianten der Versuchsserie V1. Geringe Festigkeiten zeigen relativ hohe Kerbschlagwerte gegenüber dem langen Standard V0. Dies zeigt sich deutlich bei den Versuchsreihen V1/5 und V1/10. Das Verhältnis von Kerbschlagzähigkeit zu Bruchdehnung ist im Vergleich zum Standard lang V0 höher. Bei steigender Festigkeit nimmt die Bruchdehnung annähernd linear ab. V1/120 und V1/60 weisen, wieder im Vergleich mit dem langen Standard V0 und in Anbetracht der Festigkeit, relativ hohe Kerbschlagwerte auf.

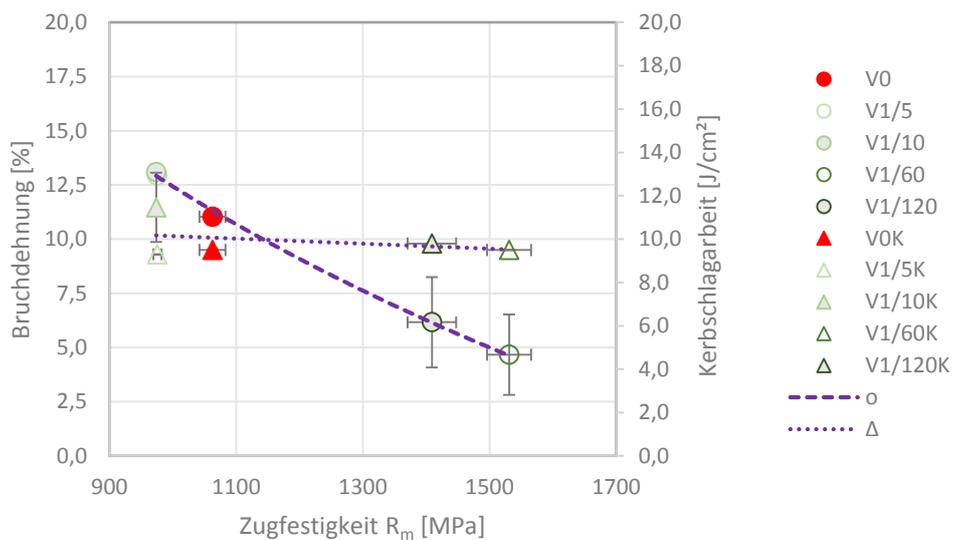


Abbildung 4-24: Bruchdehnung und Kerbschlagzähigkeit über der Zugfestigkeit für alle Varianten von V1 im Vergleich zu V0

Vergleichsspannungen

In **Abbildung 4-25** sind die Ergebnisse der Vergleichsspannung über der Tiefe einander gegenübergestellt. Alle untersuchten Proben der Variante V1 (V1/5, V1/120) zeigen deutlich höhere maximale Vergleichsspannungen. Bei der Versuchsvariante V1/5 liegen die Maximalwerte in der Wand, bei der Versuchsvariante V1/120 im Boden.

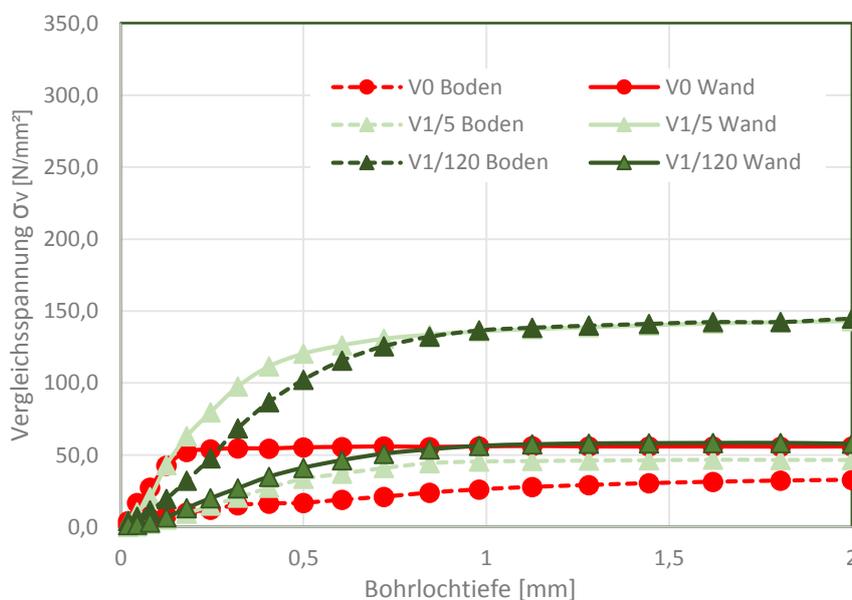


Abbildung 4-25: Werte der Vergleichsspannungsmessung aus den Versuchsreihen V1/5 und V1/120 gegenüber der Standardversuchsreihe V0

Während die Werte für Boden und Wand beim Standard relativ eng zusammenliegen, ergibt sich für die Extremfälle eine merkliche Differenz zwischen den Beiden. **Abbildung 4-26** widerspiegelt diese Erkenntnis deutlich.

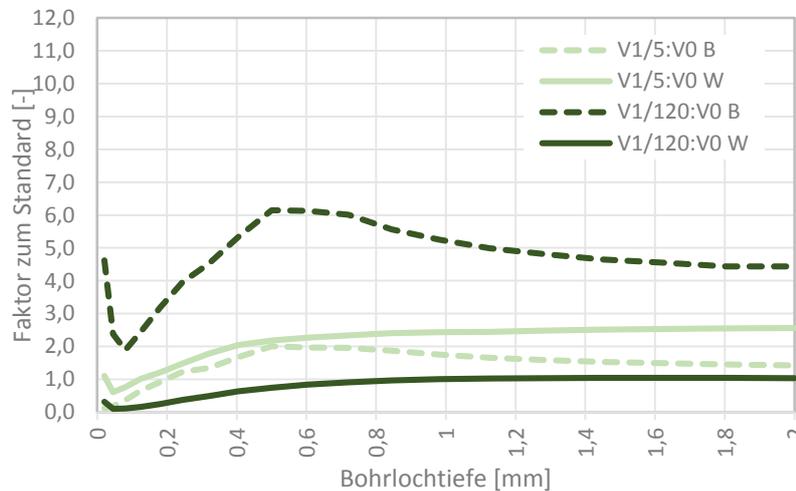


Abbildung 4-26: Verhältnis der Vergleichsspannungen der Versuchsreihen V1/5 und V1/120 im Vergleich zur Standardversuchsreihe V0

Im Vergleich zum Standard V0 sind an der Oberfläche und in einer Tiefe von 0,5 mm die Spannungen bis zu sechsmal höher. Bei kurzer Kühlzeit (V1/5) nehmen die Spannungen sowohl im Boden als auch in der Wand zunächst einmal zu. Während sie im Boden wieder absinken, bleiben die Vergleichsspannungen in der Wand auf diesem Niveau.

Gefüge – Versuchsvariante V1/5

Speziell am äußeren Rand kommt es an den Position 2, 3 und 4 zur Ausbildung von reinem Ferrit, wobei am äußeren Rand vom Bodenzentrum bis zur Wand eine Verfeinerung des Gefüges auftritt. Über dem gesamten äußeren Randbereich erstreckt sich ein Gefüge aus oberem Bainit. In tieferen Schichten des Randbereichs ist der obere Bainit überwiegend, jedoch bilden sich an der Position 2 und 4 kleine Martensitinseln aus. Im Kern bleibt von Position 1 bis zur Position 3 der obere Bainit erhalten. Martensitinseln treten im Besonderen im Bodenzentrum (Pos. 1) auf. In der Wand (Pos. 4) zeigt sich im Kern eine Mischung aus Martensit, oberem und unterem Bainit. Für den inneren Randbereich gilt die zuvor genannte Beschreibung. Lediglich im Wandbereich (Pos. 4) nehmen die Zeiligkeit und der Martensitanteil zu. Am inneren Rand ist vor allem an Position 2 reiner Ferrit vorhanden.

Gefüge – Versuchsvariante V1/10

An allen vier Positionen im äußeren Randbereich überwiegt Bainit. In Richtung zur Wand (Pos. 4) wird das Gefüge tendenziell feiner und in der Wand martensitisch. Der Bainit wechselt

ebenfalls vom Boden (Pos. 1) beginnend zur Position 4 (Wand) vom oberen zum unteren Bainit. Für den Kern gilt die Beschreibung analog zum Außenbereich. An der Innenseite liegt im Bodenzentrum an Position 1 grober oberer Bainit vor. Position 2 weist vollständig martensitisches Gefüge auf. Im Bereich der Kreppe an Position 3 zeigt sich wiederum oberer Bainit mit kleinen Martensitinseln. Die Wand (Pos. 4) besteht aus unterem Bainit durchzogen mit Martensitzeilen. Der innere Rand weist im Bodenzentrum (Pos. 1) und an der Kreppe (Pos. 3) starke Randentkohlung auf. Die Position 2 besteht aus einer Mischung aus Martensit und Bainit.

Gefüge – Versuchsvariante V1/60

Im äußeren Randbereich der Position 1 befindet sich feiner Bainit eingebettet in Martensit. Zur Wand hin (Pos. 4) nimmt der Bainit im Randbereich zu, der Martensit ab. Das Gefüge im Kernbereich an den Positionen 1 und 2 ist überwiegend martensitisch. Im Gegensatz dazu wirkt der Martensit in der Kreppe (Pos. 3) gröber. Generell ist das Gefüge zeilig, wobei die Zeiligkeit an den Positionen 3 und 4 stark zunimmt. Vom Zentrum (Pos. 1) ausgehend nimmt an der Innenkontur der Anteil an Bainit in Richtung Rand (Pos. 4) kontinuierlich ab und der Martensitanteil stark zu. Vereinzelt tritt im Randbereich auch Ferrit auf. Von außen nach innen nimmt der Martensit über den gesamten Bodenquerschnitt zu.

Gefüge – Versuchsvariante V1/120

An der Position 1 (**Abbildung 4-27**) ist das Gefüge großteils martensitisch. Im äußeren Randbereich sind Martensit und Bainit in ähnlichem Ausmaß vorhanden.



Abbildung 4-27: V1/120 Pos. 1; IH – Martensit mit Bainit

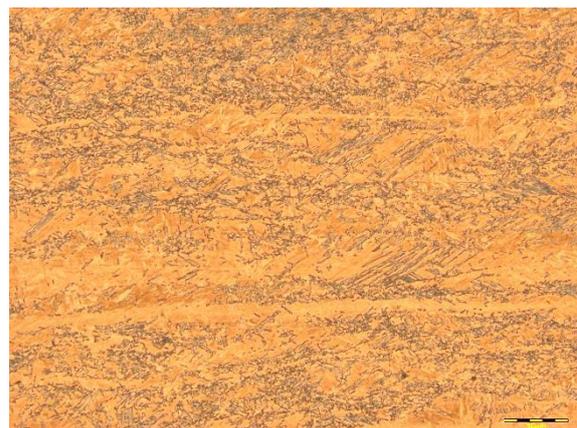


Abbildung 4-28: V1/120 Pos. 4; IH – Zeiliges Mischgefüge aus Martensit und Bainit

Zum inneren Rand hin steigt der Martensitanteil und erreicht sein Maximum kurz vor der Innenkontur. Im inneren Randbereich kommt es wieder vermehrt zur Ausbildung von Bainit. Vereinzelt treten dort auch Ferritkörner auf. An der Wand (Pos. 4) nimmt die Zeiligkeit stark zu (**Abbildung 4-28**). Auch hier ist der Martensitanteil von außen nach innen zunehmend.

4.3.2.2 Standardversuch (V0) im Vergleich mit Abkühlversuchen am Dorn bei gleichzeitig langer Liegezeit der Blöcke (V2)

Härteverläufe

Die Härteverläufe über dem Bodenquerschnitt für die Abkühlversuche im Pressenbereich, wobei die Blöcke eine übermäßig lange Liegezeit im Ofen absolvierten, sind in **Abbildung 4-29** dargestellt.

Die Kurven verlaufen in ähnlicher Weise wie bei der Versuchsvariante V1. Der Standard V0 liegt wiederum im oberen Härtebereich zum Vergleich mit jenen Versuchen mit kurzer Kühlzeit (V2/5, V2/10). Die Probe mit 120 Sekunden Kühldauer liegt auch hier im oberen Härtebereich. Eine starke Abweichung zeigt V2/60 mit teilweise relativ niedrigen Härtewerten.

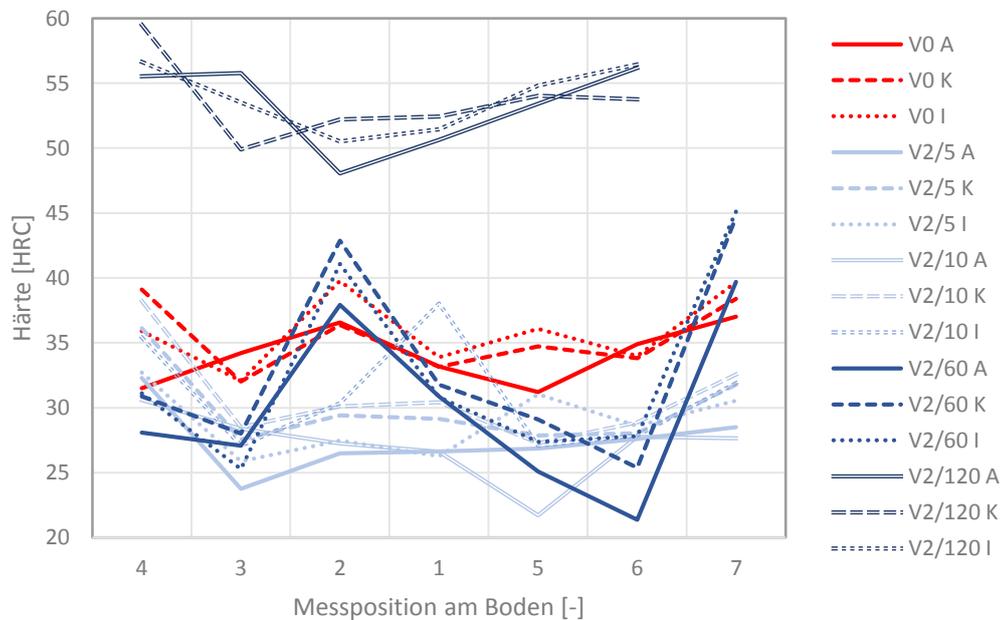


Abbildung 4-29: Härteverlauf der Bodenquerschnitte für die Versuchsreihen V2/5 bis V2/120 im Vergleich zur Standardversuchsreihe V0

Die Härteverläufe der Versuche über dem Umfang sind in **Abbildung 4-30** dargestellt. Die niedrigsten Werte erreicht jener Versuch mit der kürzesten Kühlzeit.

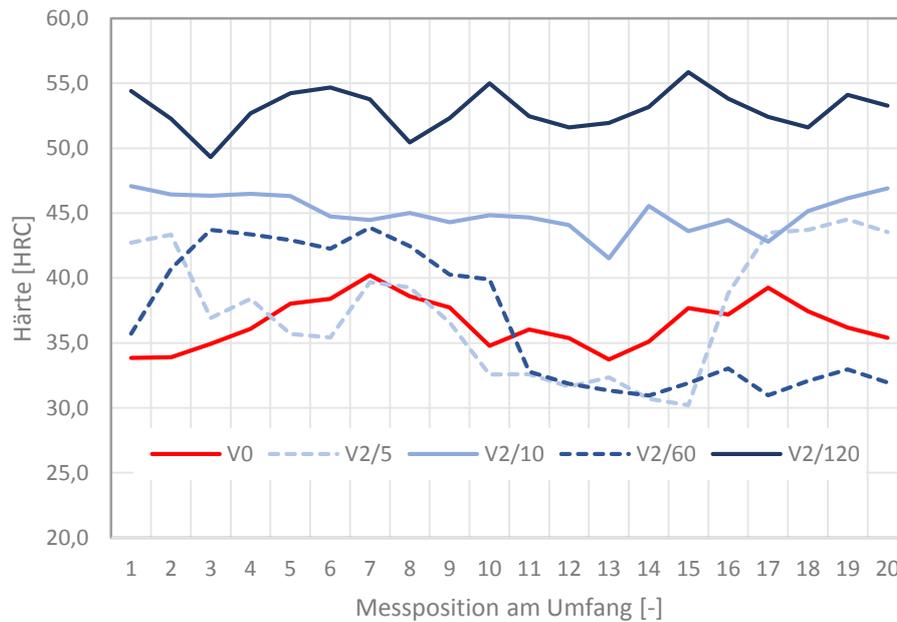


Abbildung 4-30: Härteverlauf am Umfang für alle Varianten der Versuchsreihe V2 (V2/5 – V2/120) gegenüber den Standardversuchen V0

Mechanische Kennwerte

In **Abbildung 4-31** sind die Bruchdehnungs- und Kerbschlagwerte der Versuchsreihen V2/5 bis V2/120 über der Zugfestigkeit dargestellt.

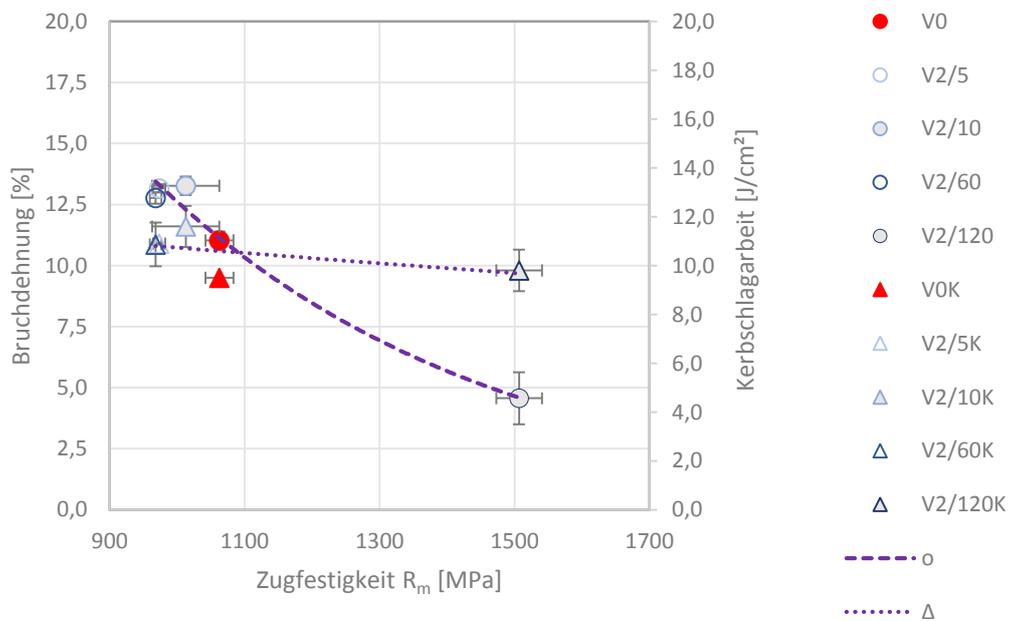


Abbildung 4-31: Bruchdehnung und Kerbschlagzähigkeit über der Zugfestigkeit für alle Varianten von V2 im Vergleich zu V0

Es ist deutlich ein annähernd linearer Zusammenhang zwischen Zugfestigkeit und Bruchdehnung erkennbar. Der Vergleich von V2/5, V2/10 und V2/60 mit dem langen Standard V0 zeigt, dass bei V0 das Verhältnis von Bruchdehnung zu Kerbschlagzähigkeit am niedrigsten ist. Bei V2/120 ist es am höchsten. Je länger die Kühlung auf den Werkstoff einwirkt, desto höher ist die Zugfestigkeit und umso niedriger die Bruchdehnung.

Vergleichsspannungen

Abbildung 4-32 zeigt die Vergleichsspannungen für die Varianten V2/5 bis V2/120. In diesem Fall kommt es zu einer extremen Differenz zwischen Boden und Wand für den Versuch mit der längsten Abkühlzeit (V2/120). Die Spannungsspitzen treten bei V2/120 im Boden auf, die Werte in der Wand sind ähnlich V0. Bei V2/5 treten die höchsten Spannungen in der Wand auf. Im Vergleich mit dem langen Standard V0 sind die Spannungen in der Wand ähnlich.

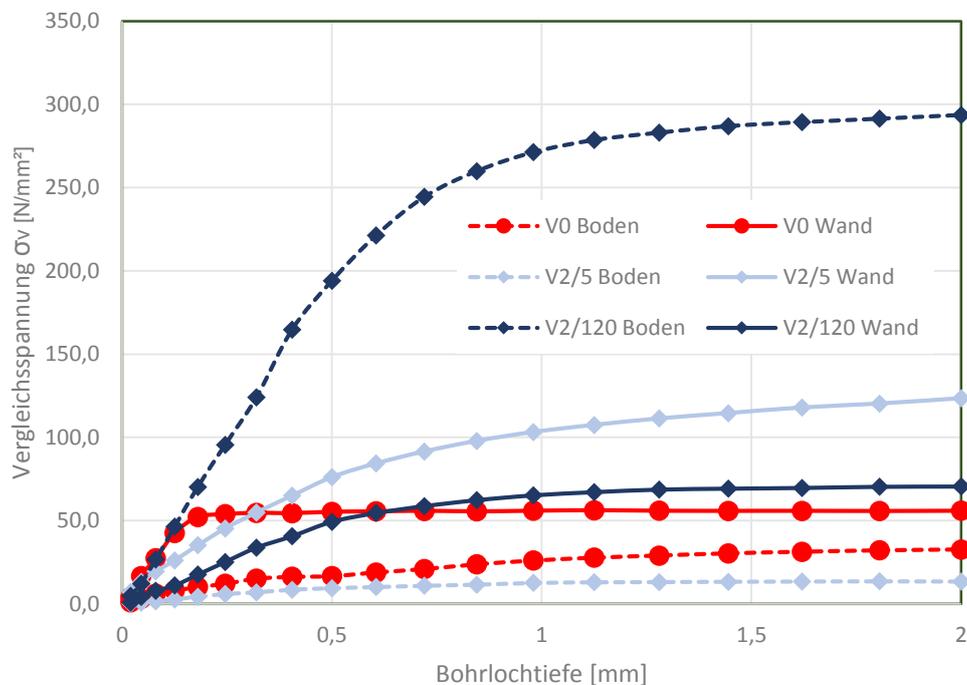


Abbildung 4-32: Werte der Vergleichsspannungsmessung V2/5 und V2/120 gegenüber der Standardversuchsreihe V0

In **Abbildung 4-33** sind die Verhältnisse der Vergleichsspannung der gesamten Versuchsserie V2 zum Standard dargestellt. Für die Variante mit langer Kühlzeit (V2/120) sind die Vergleichsspannungen gegenüber dem Standard (V0) um bis zu zwölfmal höher. Die Spannungen in der Wand sind jenen des Standards sehr ähnlich. Interessant ist auch, dass bei V2/5 die Spannungsspitzen vom Boden in die Wand verlagert werden, wobei V2/5 im Boden niedrigere Werte aufweist als der Standard V0.

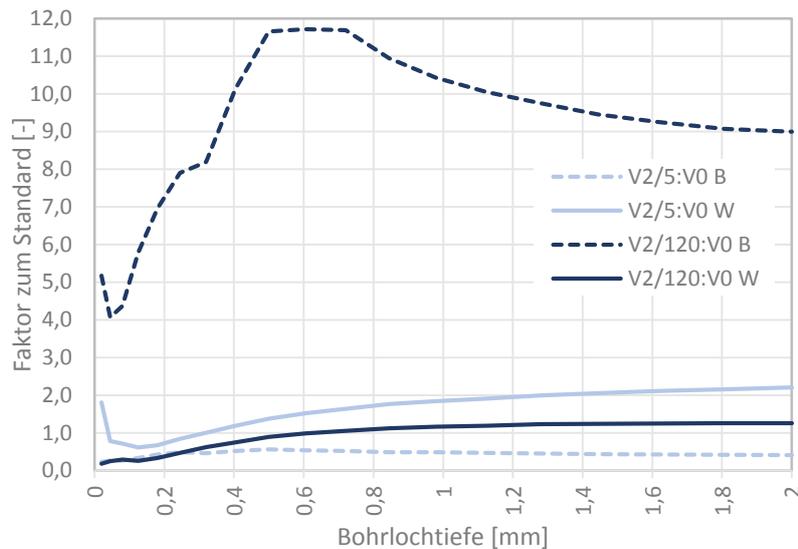


Abbildung 4-33: Verhältnis der Vergleichsspannungen für die Versuchsreihen V2/5 und V2/120 im Vergleich zum Standardversuch V0

Gefüge – Versuchsvariante V2/5

Im äußeren Rand ist an allen vier Positionen Randentkohlung (Ferrit) mit daran anschließenden oberem Bainit zu sehen, die bis in eine Tiefe von ca. 100 µm relativ grob erscheint. Die Positionen 1 und 2 des äußeren Randbereichs zeigen oberem Bainit, der mit vielen kleinen Martensitinseln durchzogen ist. Die Position 3 besteht aus oberem Bainit, Position 4 aus unterem Bainit. Im Kernbereich werden die Ferritinseln zunehmend mehr, vor allem an Position 1. Die Positionen 2 und 3 sind nach wie vor bainitisch. Die Wand (Pos. 4) zeigt unteren und oberem Bainit mit Martensitzeilen. Der innere Randbereich besteht vorwiegend aus oberem Bainit (Pos. 2, 3), mit kleinen Martensitinseln an Position 1. Die Wand (Pos. 4) weist unteren und oberem Bainit auf. Am inneren Rand überwiegt an den Positionen 1 bis 3 Bainit. Am Steg des Bodens (Pos. 2) sind zusätzlich große Ferritkörner vorhanden, die Wand (Pos. 4) besteht aus unterem und oberem Bainit.

Gefüge – Versuchsvariante V2/10

Im äußeren Rand befindet sich an allen Positionen bainitisches Gefüge, das zur Wand (Pos. 4) hingehend feiner wird. Die Wand zeigt beträchtliche Anteile von Ferrit. Der äußere Randbereich selbst besteht im Bodenzentrum (Pos. 1) hauptsächlich aus unterem und oberem Bainit. Das Gefüge des äußeren Randbereichs der Position 2 ist mit einer Martensitzeile durchzogen. In der Wand (Pos. 4) kehrt sich das Gefüge um und erscheint martensitisch. Die Tendenz bleibt im Kern an allen Positionen grundsätzlich dieselbe, aber der Anteil an Martensit nimmt zu. Am inneren Randbereich tritt im Bodenzentrum (Pos. 1) unterer

Bainit auf, während die Positionen 2 und 3 vorwiegend aus oberem Bainit bestehen. Die Wand (Pos. 4) im inneren Randbereich ist martensitisch mit Anteilen von unterem Bainit. Der innere Rand selbst besteht an den Positionen 1, 2 und 3 aus oberem Bainit mit Ferrit. Die Wand (Pos. 4) ist großteils martensitisch, durchsetzt mit unterem Bainit.

Gefüge – Versuchsvariante V2/60

An den Positionen 1 bis 4 ist am äußeren Rand Ferrit zu finden. Der äußere Rand der Wand (Pos. 4) weist im Vergleich zu den Positionen 1 bis 3 sehr feinen Ferrit auf. Weite Bereiche haben einen Saum, höchstwahrscheinlich aus Oxiden durch innere Oxidation, mit besonders starker Ausprägung an den Positionen 1 und 3. Anschließend an diesen Saum zeigt sich oberer Bainit im Bodenzentrum (Pos. 1) sowie in Krempe (Pos. 3) und Wand (Pos. 4). Im äußeren Randbereich befinden sich im Bodenzentrum (Pos. 1) vereinzelt Martensitinseln. Der Mittelsteg (Pos. 2) zeigt reinen Martensit mit kleinen Anteilen an unterem Bainit. Der Kernbereich und der innere Randbereich weisen an allen vier Positionen dieselben Gefügeanteile auf wie zuvor beschrieben. Im Wandbereich (Pos. 4) nehmen die Martensitzeilen zu. Die Beschreibung des äußeren Randes trifft im Grunde auch auf den inneren Rand zu. An der Positionen 1 im äußeren Randbereich (**Abbildung 4-34**) und an Position 2 am inneren Rand (**Abbildung 4-35**) sind Werkstoffablösungen zu sehen.

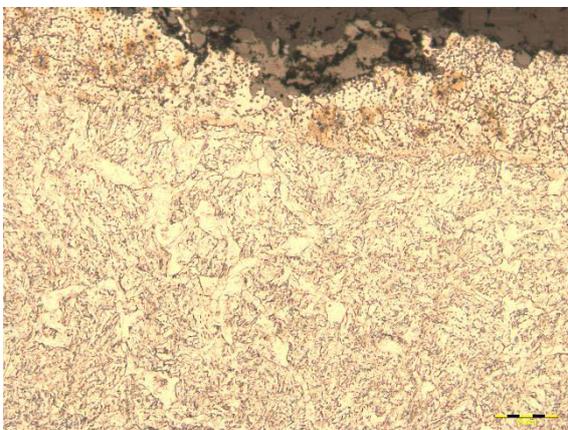


Abbildung 4-34: V2/60 Pos. 3; AR – Oberer Bainit mit Oxiden aus innerer Oxidation

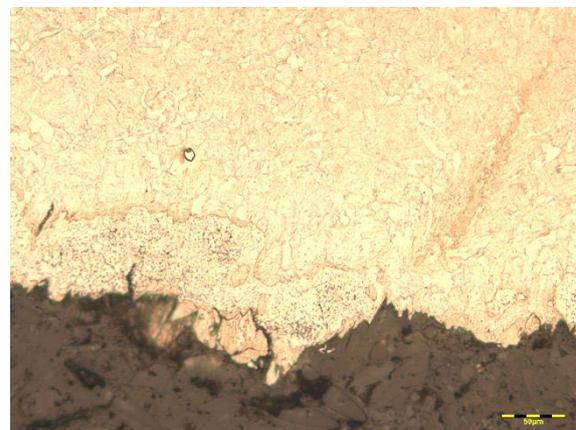


Abbildung 4-35: V2/60 Pos. 2; IR – Oberer Bainit mit Oxiden aus innerer Oxidation

Diese Stücke sind auf einer Seite mit dem Grundwerkstoff verbunden und zeigen, wie bereits für den äußeren Rand erwähnt, innere Oxide. Der Ferrit erstreckt sich über einen relativ großen Bereich (Pos. 1 – Pos. 4).

Gefüge – Versuchsvariante V2/120

Der äußere Rand besteht an den Positionen 1 und 3 vorwiegend aus Bainit. Im Wandbereich (Pos. 4) wird das Gefüge feiner. Es besteht dort aus oberem und unterem Bainit sowie Martensit. Position 2 bildet im äußeren Rand eine Ausnahme mit martensitischem

Gefüge. Im äußeren Randbereich selbst überwiegt an den Positionen 1 und 2 unterer Bainit. Die Positionen 3 und 4 weisen Martensit auf, der speziell in der Wand (Pos. 4) mit unterem Bainit zeilig durchzogen ist. Der Kern und der innere Randbereich entsprechen im Wesentlichen der Beschreibung des äußeren Randbereichs. Die Zeiligkeit in der Wand Pos. 4) nimmt sowohl im Kern als auch im inneren Randbereich zu. Am inneren Rand nimmt der Anteil des oberen Bainits an den Positionen 1, 2 und 4 wieder zu. Im Bereich der Krempe (Pos. 3) sind Netzwerke aus Ferrit zu sehen.

4.3.3 Abkühlversuche im Lift/Bypass

Temperaturverläufe

Zusammenfassend sind in **Abbildung 4-36** die Temperaturverläufe der Versuchsreihen V3, V4 und V8 mit Variationen der Abkühlung im Bereich des Aufzugs bzw. beim Transport zum Bypass dargestellt.

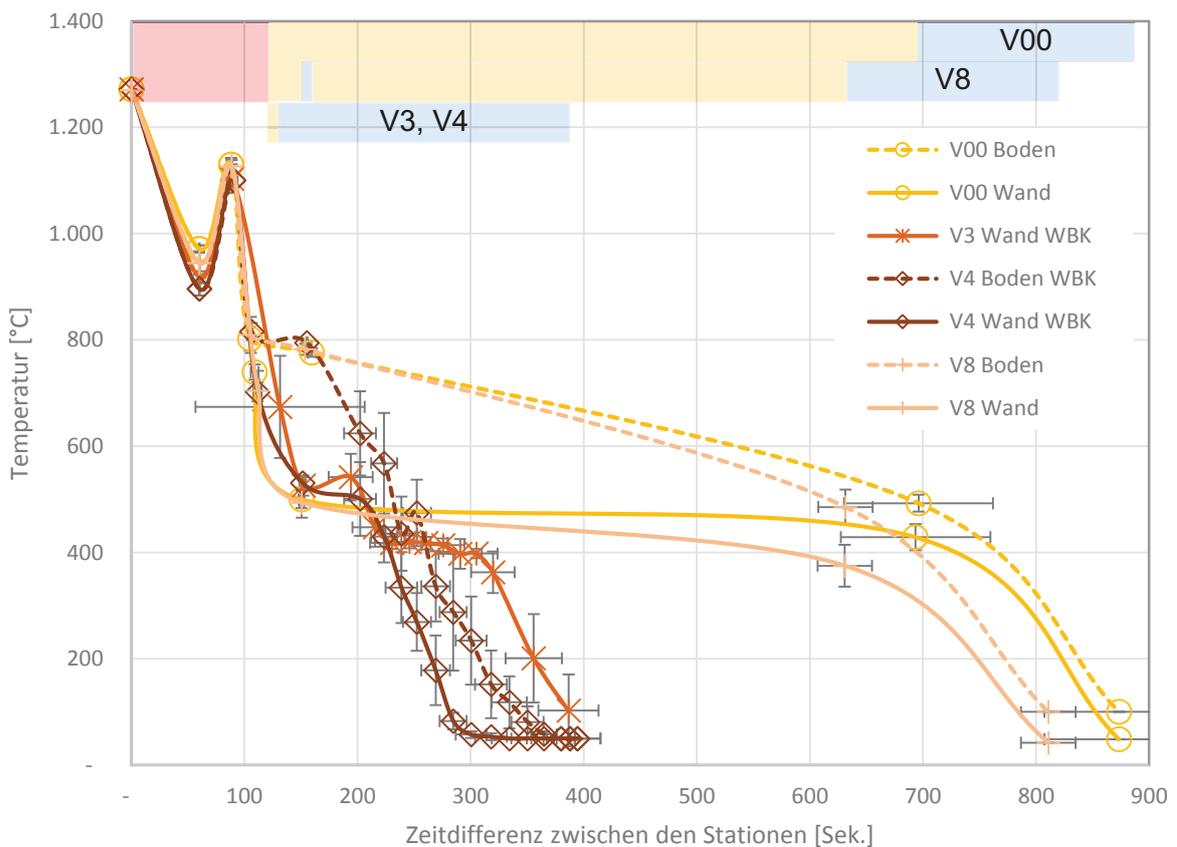


Abbildung 4-36: Temperaturverläufe für die Versuchsvarianten im Bereich des Lifts (V3, V4, V8) im Vergleich mit dem normalen Standardversuch V00

Diese Versuchsreihen werden aufgrund der relativ kurzen Verweilzeit der Blöcke im Ofen während der Produktion nicht mit dem langen Standard V0, sondern mit dem normalen Standard V00 verglichen. Anhand der unteren Farbbalken (V3, V4) ist deutlich zu erkennen, dass die Wärme bei den ungleichmäßigen Kühlvorgängen mit Wasser (V3, V4) viel rascher abgeführt wird als beim normalen Standardversuch V00 und beim Anlassversuch V8. Die oberen Flächen in **Abbildung 4-36** nehmen Bezug auf die Abkühlbedingungen bei der Versuchsreihe V8, bei der der Boden für nur ca. 15 Sekunden mit kaltem Wasser (Sprühdüse) gekühlt wurde. Der schmale blaue Farbbalken inmitten der Verweilzeit an Luft stellt diesen Abkühlvorgang dar. Aufgrund von unsicheren Messergebnissen kann der Verlauf der Nacherwärmung in der Kurve nicht dargestellt werden. Hinsichtlich aller anderen Vorgänge entspricht V8 dem Standardprozess. Für die Variante der Bodenkühlung (V3) liegen nur Werte für die Wand vor. Die Temperaturaufzeichnungen für den Boden erbrachten keine brauchbaren Ergebnisse.

Härteverläufe

Anhand von **Abbildung 4-37** sind die Härteverläufe für die Versuche aus diesem Bereich dargestellt. Es zeigt sich, dass jene Versuche mit ungleichmäßiger Abkühlung (V3, V4) die größte Härte aufweisen. Die Variante V8 mit dem Anlasseffekt liegt deutlich unter den Werten der Standardversuchsreihe V00.

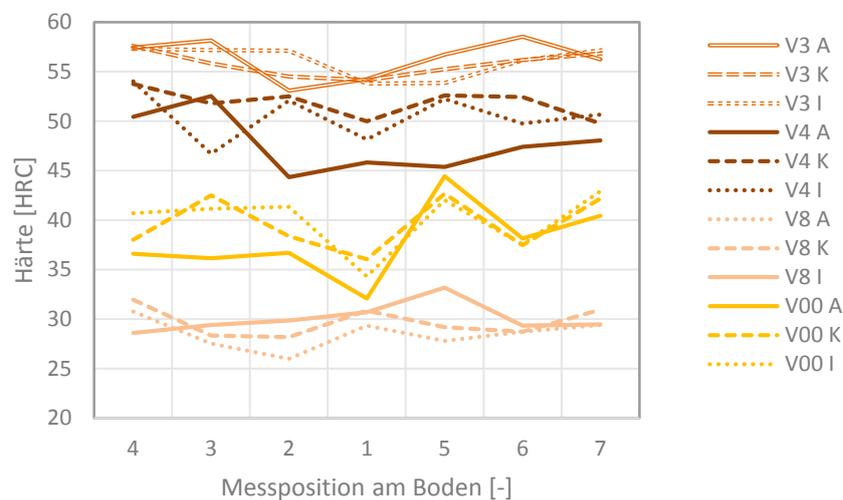


Abbildung 4-37: Härteverläufe über dem Bodenquerschnitt für die Versuchsreihen mit Variationen am Übergang vom Lift zum Bypass (V3, V4, V8) im Vergleich zu den Standardversuchen V00

In **Abbildung 4-38** sind Werte der Härteprüfung über den Umfang abgebildet. Die einseitige Abkühlung an den Proben V3 und V4 wird durch die starke Schwankungsbreite deutlich sichtbar, während die Härtekurve für V8 unter jener der normalen Standardversuchsreihe (V00) verläuft.

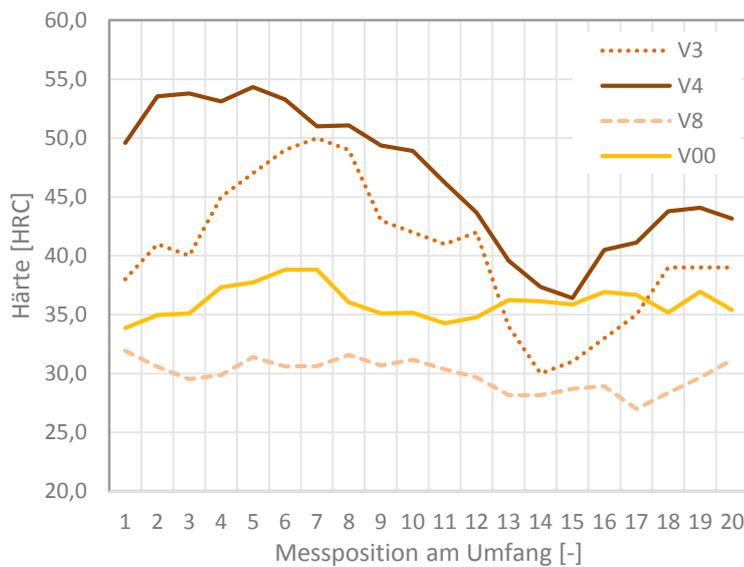


Abbildung 4-38: Härteverläufe über den Umfang für die Versuche beim Liftausgang mit Variationen am Übergang vom Lift zum Bypass (V3, V4, V8) im Vergleich zu den Standardversuchen V00

Mechanische Kennwerte

Abbildung 4-39 zeigt die mechanischen Werte der Versuchsreihen aus diesem Bereich.

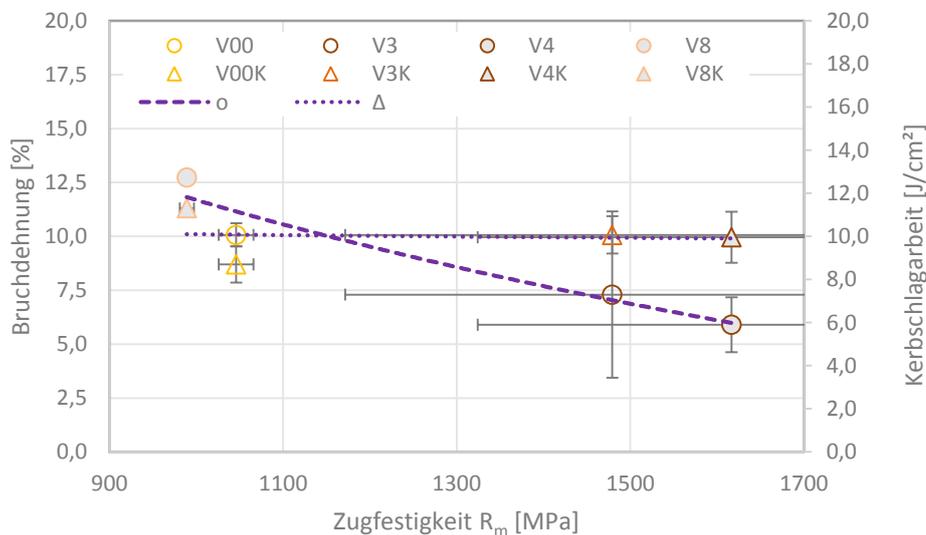


Abbildung 4-39: Mechanische Werte für die Versuche im Bypass mit Variationen am Übergang vom Lift zum Bypass (V3, V4, V8) im Vergleich zu den Standardversuchen V00

Die Versuchsreihe V8 zeigt die höchste Bruchdehnung bei der niedrigsten Zugfestigkeit. Demnach hat das kurzzeitige Kühlen im Boden keinen negativen Einfluss auf die Festigkeit und die Duktilität der Wand. Das Verhältnis von Bruchdehnung zu Kerbschlagzähigkeit ist, wie

auch beim normalen Standard V00, im Vergleich zu den Versuchsreihen V3 und V4, gering. Durch die ungleichmäßige Abkühlung bei den Versuchsreihen V3 und V4 entstehen auch sehr starke Streubereiche, die berücksichtigt werden müssen. Die Ergebnisse zeigen einen linearen Zusammenhang.

Vergleichsspannungen

Abbildung 4-40 stellt die Vergleichsspannungen der Varianten V3 und V8 dem Standard V00 gegenüber.

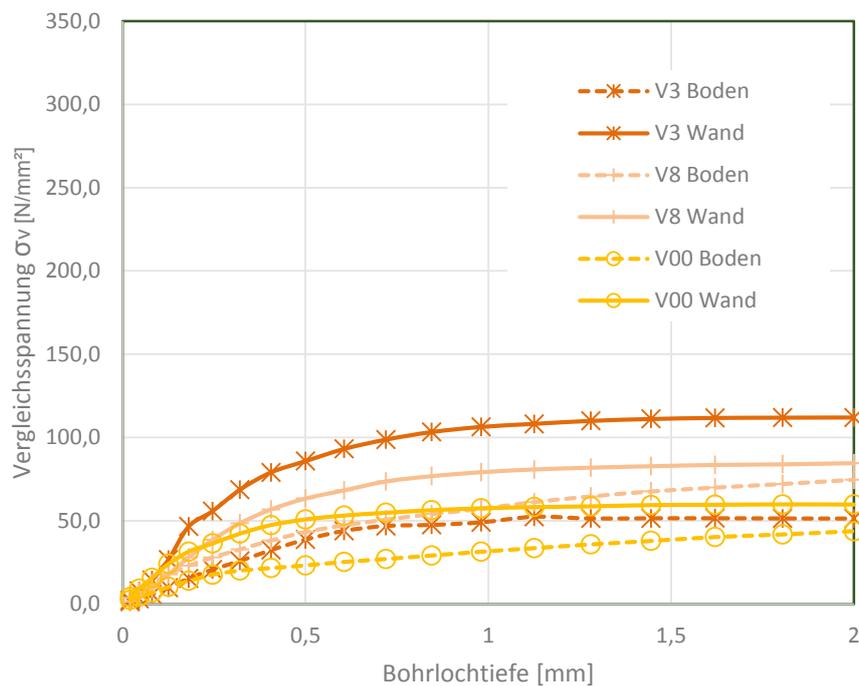


Abbildung 4-40: Vergleichsspannung für die Versuchsreihen V3 und V8 gegenüber der Standardversuchsreihe V00

Beim normalen Standardversuch (V00) und beim Versuch V3 liegen die Werte für Boden und Wand eng beisammen. Für V3 ergibt sich eine größere Spreizung zwischen Boden und Wand. Für die ungleichmäßige Abkühlung (V3) sind sie am größten. Alle drei Versuche weisen im Vergleich zum Boden in der Wand geringere Spannungen auf. An Versuch V4 wurden keine Eigenspannungsmessungen durchgeführt. Die Vergleichsspannungen der Versuchsserie V8 gegenüber dem langen Standard (V00) sind sowohl im Boden als auch in der Wand zirka um den Faktor zwei höher.

In **Abbildung 4-41** ist das Verhältnis der Vergleichsspannungen von Versuchswert zu Standardwert dargestellt. Bei zunehmender Bohrlochtiefe bleiben die Verhältnisse gleich. Die

Spannungen bewegen sich sowohl im Boden als auch in der Wand in sehr ähnlichen Bereichen.

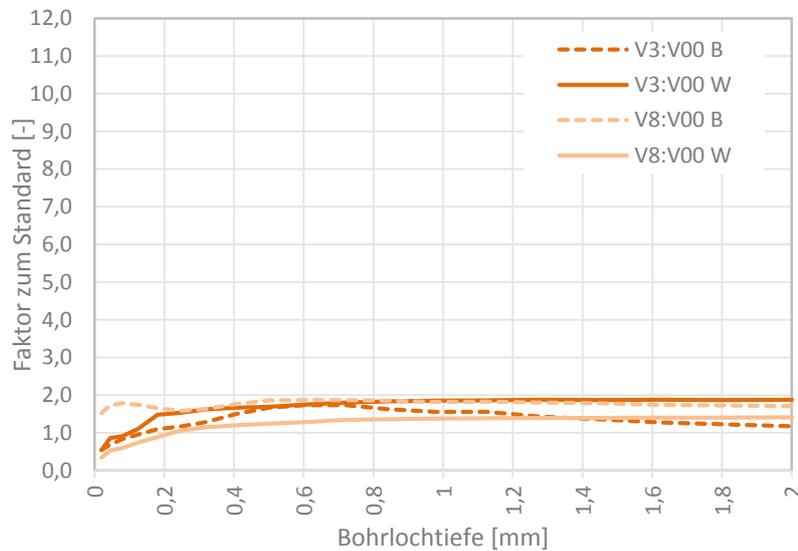


Abbildung 4-41: Verhältnis der Vergleichsspannungen der Versuchsreihe V3 und V8 im Vergleich zum Standardversuch V00

4.3.3.1 Standardversuch normal (V00) im Vergleich mit schroffer Bodenabkühlung (V3)

Gefüge

Der äußere Rand zeigt an den Positionen 1 bis 3 martensitisches Gefüge mit Anteilen von oberem und unterem Bainit. An der Wand (Pos. 4) treten im martensitischen Gefüge Zeilen aus unterem Bainit auf, die mit Restaustenit durchzogen sind (**Abbildung 4-42**).

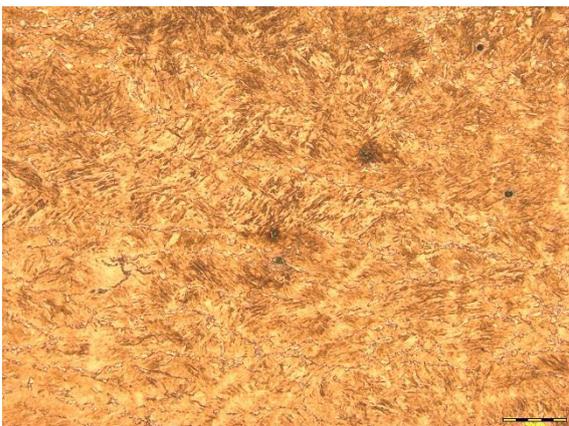


Abbildung 4-42: V3 Pos. 4; AR – Gefüge aus Martensit und unterem Bainit mit eingelagertem Restaustenit

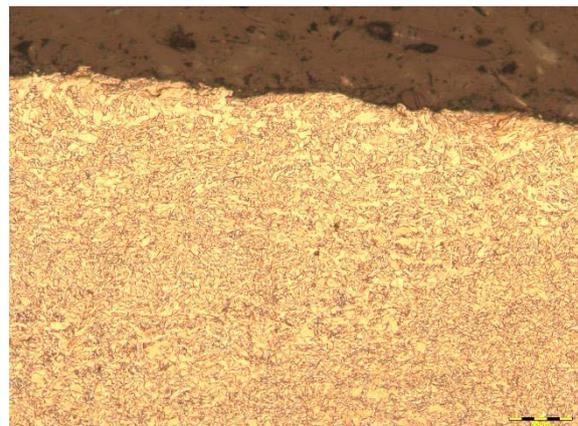


Abbildung 4-43: V00 Pos. 4; AR – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitinseln und Ferrit im Randbereich

Im Vergleich dazu ist das Gefüge beim normalen Standard V00 an derselben Position bainitisch mit Ferrit und kleinen Martensitinseln im Randbereich (**Abbildung 4-43**). Der äußere Randbereich von V3 ist an den Positionen 1, 3 und 4 martensitisch. An Position 2 ist ebenfalls unterer Bainit vorhanden. Die Position 4 (Wand) weist kleinste Ferritkörner auf. Im Kern und im inneren Randbereich entspricht das Gefüge im Wesentlichen jenem der Beschreibung für den äußeren Randbereich. An der Wand des inneren Randbereichs (Pos. 4) entsteht zusätzlich oberer Bainit. Der innere Rand selbst besteht aus einer Mischung von Martensit und Bainit an den Positionen 1, 2 und 3. In der Wand (Pos. 4) ist an der Innenseite starke Zeiligkeit zu sehen. Auch hier treten ganz kleine Ferritkörner in einer Art Saum auf (**Abbildung 4-44**).

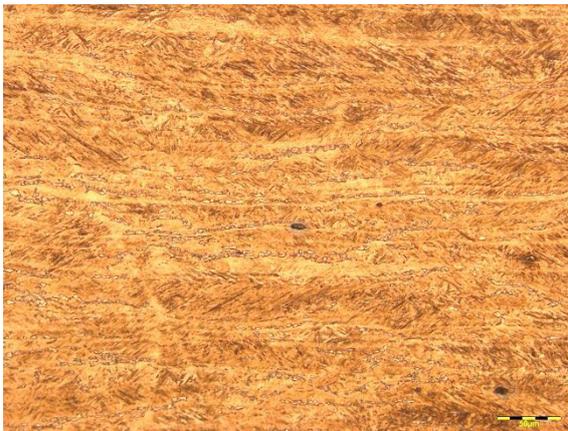


Abbildung 4-44: V3 Pos. 4; IR – Gefüge aus Martensit und unterem Bainit mit einer Art Ferritsaum

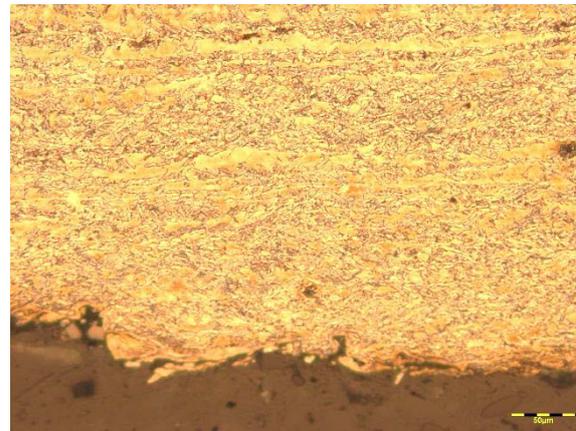


Abbildung 4-45: V00 Pos. 4; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzeilen

Die **Abbildung 4-45** zeigt im Vergleich dazu den inneren Rand an der Wand (Pos. 4) des Standardversuch V00 aus oberem Bainit mit Martensitzeilen.

4.3.3.2 Standardversuch normal (V00) im Vergleich mit ungleichmäßiger Abkühlung über die gesamte Länge (V4)

Gefüge

Am äußeren Rand im Bodenzentrum (Pos. 1) und am Steg (Pos. 2) ist das Gefüge rein martensitisch. Im Bereich der Krempe (Pos. 3) tritt der höchste Anteil an Bainit auf und wird zur Wand hin (Pos. 4) wieder vermehrt durch Martensit ersetzt. Der äußere Randbereich selbst besteht an den Positionen 2, 3 und 4 großteils aus Martensit, der mit unterem Bainit durchzogen ist. Die Position 1 zeigt vorwiegend Bainit. Das Gleiche gilt für den Kernbereich. Auch hier befindet sich im Bodenzentrum (Pos. 1) Bainit, der zur Wand (Pos. 4) hin immer mehr durch Martensit ersetzt wird. Im inneren Randbereich wird die Nadelstruktur (unterer Bainit) vor allem an den Positionen 3 und 4 immer stärker (**Abbildung 4-46**).

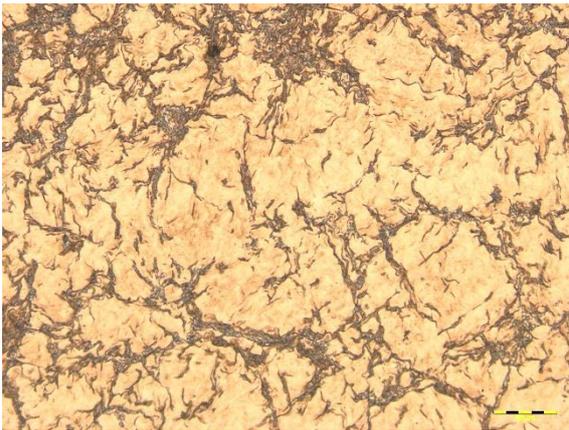


Abbildung 4-46: V4 Pos. 3; IH – Gefüge aus Martensit mit Nadeln aus unterem Bainit



Abbildung 4-47: V00 Pos. 3; IH – Gefüge aus oberem Bainit durchzogen mit Martensitinseln

Im Vergleich dazu ist in **Abbildung 4-47** der innere Randbereich des Standardversuchs V00 dargestellt. Die Krempe (Pos. 3) besteht aus oberem Bainit mit kleinen Martensitinseln und teilweise Martensitzeilen. Der innere Rand ist an den Positionen 1, 2 und 3 vorwiegend bainitisch und enthält kleine Anteile an Ferrit. Die Wand (Pos. 4) ist martensitisch durchsetzt mit unterem Bainit.

4.3.3.3 Gegenüberstellung des Anlasseffekts (V8) mit dem Standardversuch normal (V00)

Gefüge

Im äußeren Randbereich liegt an allen vier Positionen überwiegend oberer Bainit mit geringen Anteilen an Martensit vor. Das Gefüge wird zur Wand (Pos. 4) hin feiner. Der Randbereich besteht ebenfalls über den gesamten Querschnitt aus oberem Bainit. Vor allem in der Wand (Pos. 4) ist eine beginnende Zeiligkeit zu sehen. Im Kern wechseln oberer Bainit und Martensit einander ab.



Abbildung 4-48: V8 Pos. 3; KH – Gefüge mit grobem oberem Bainit

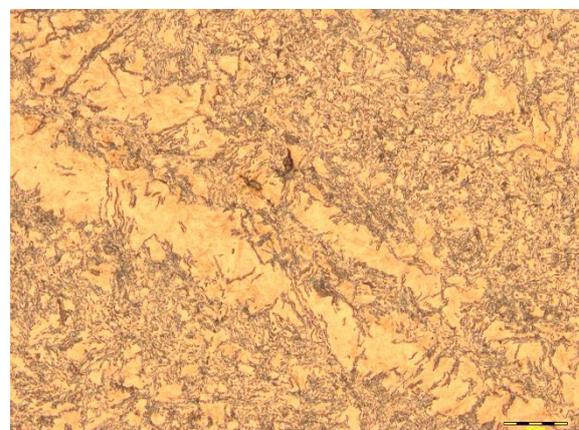


Abbildung 4-49: V00 Pos. 4; KH – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzeilen

Das Gefüge ist speziell an der Krempe (Pos. 3) sehr grob (**Abbildung 4-48**). Im Vergleich dazu zeigt **Abbildung 4-49** aus demselben Bereich das Gefüge des normalen Standardversuchs V00. Dieser besteht aus oberem Bainit mit Martensitzteilen. Am inneren Rand ist ebenfalls an den Positionen 1, 2 und 4 Bainit vorherrschend. An Position 3 bildet sich vermehrt Martensit. Die Wand (Pos. 4) weist schmale Martensitbänder auf. Der innere Rand ist überwiegend bainitisch (Pos. 1, 2, 3). Das Gefüge in der Wand (Pos. 4) besteht aus zeiligem Martensit mit kleinen Ferritkörnern.

4.3.4 Versuche in der Abkühlstation

Die Versuchsreihen V5 und V6 werden aufgrund der relativ kurzen Verweilzeit der verwendeten Blöcke im Ofen während der Produktion nicht mit dem langen Standardversuch V0, sondern mit dem normalen Standardversuch V00 verglichen. Für die Versuchsreihe V7 ist nach wie vor der lange Standardversuch V0 relevant.

Temperaturverläufe

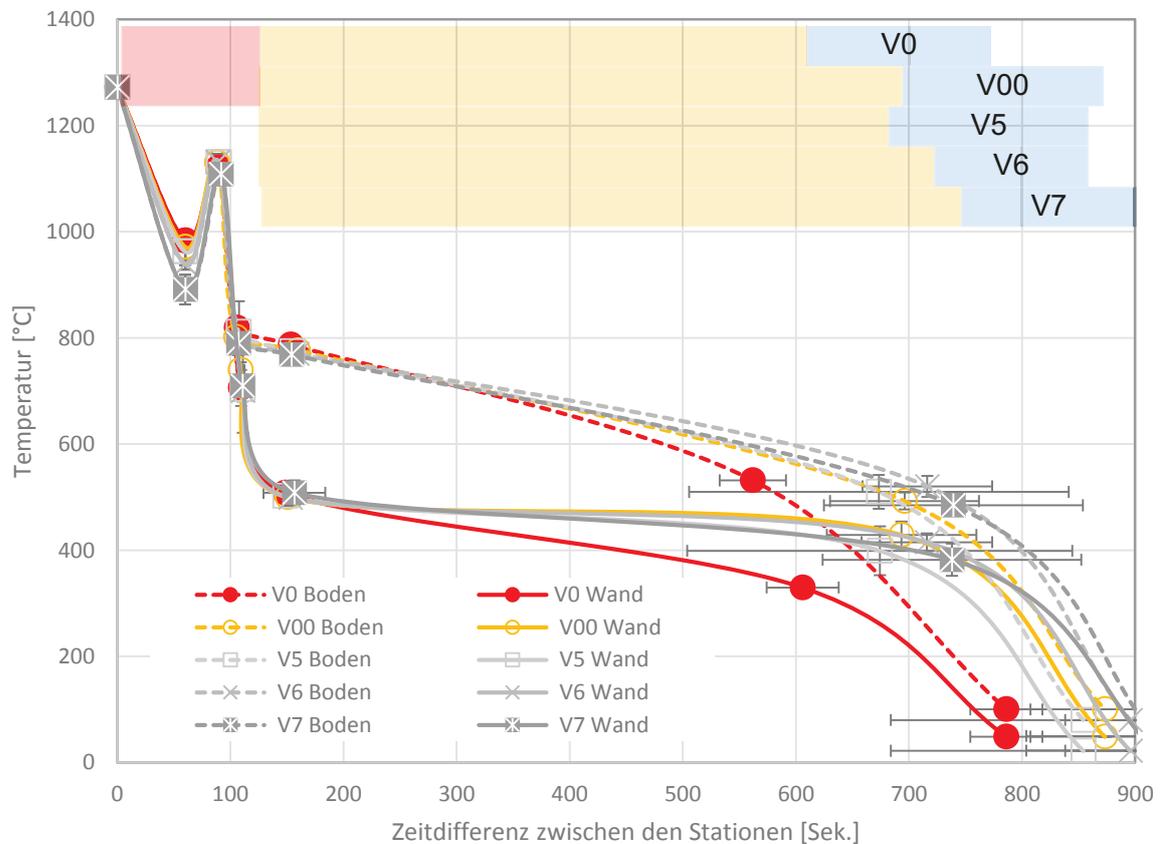


Abbildung 4-50: Temperaturverläufe für die Versuchsreihen in der Abkühlstation (V5, V6, V7) im Vergleich zu den Standardversuchen V0 und V00

Die Temperaturverläufe für die Versuche in der Abkühlstation liegen alle eng zusammen (**Abbildung 4-50**). In diesem Fall sind beide Standardversuche dargestellt, da die Variante mit kaltem Wasser an allen drei Stationen (V7) mit dem Standardversuch mit kurzer Liegezeit (V00) gegenüber gestellt werden muss.

Dieses Beispiel zeigt deutlich, dass die Bypasszeiten sehr stark von der Fahrweise des jeweiligen Pressenpersonals abhängen. Obwohl bei allen Versuchen die gleiche Taktzeit an der Presse eingestellt war, gibt es einen gewissen Spielraum für die Fahrweise im Bypass. Zwischen den beiden Maximalwerten für das Ende der Kühlung liegen ~ 140 Sekunden.

Mechanische Kennwerte

In **Abbildung 4-51** sind die Ergebnisse der mechanischen Prüfung aller Versuche an der Abkühlstation dargestellt. Es ist anhand der Messwerte deutlich zu sehen, dass die Standardversuche V0, V00, sowie jene Versuchsreihen bei denen die Kühlung mit kaltem Wasser variiert wurde (V5, V6, V7), im Hinblick auf die mechanischen Werte unter ähnlichen Bedingungen stattgefunden haben. Es ist aber auch zu sehen, dass beide Standardversuche, bei denen temperiertes Wasser als Kühlmedium verwendet wurde, die höchste Festigkeit mit den niedrigsten Werten für Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit aufweisen.

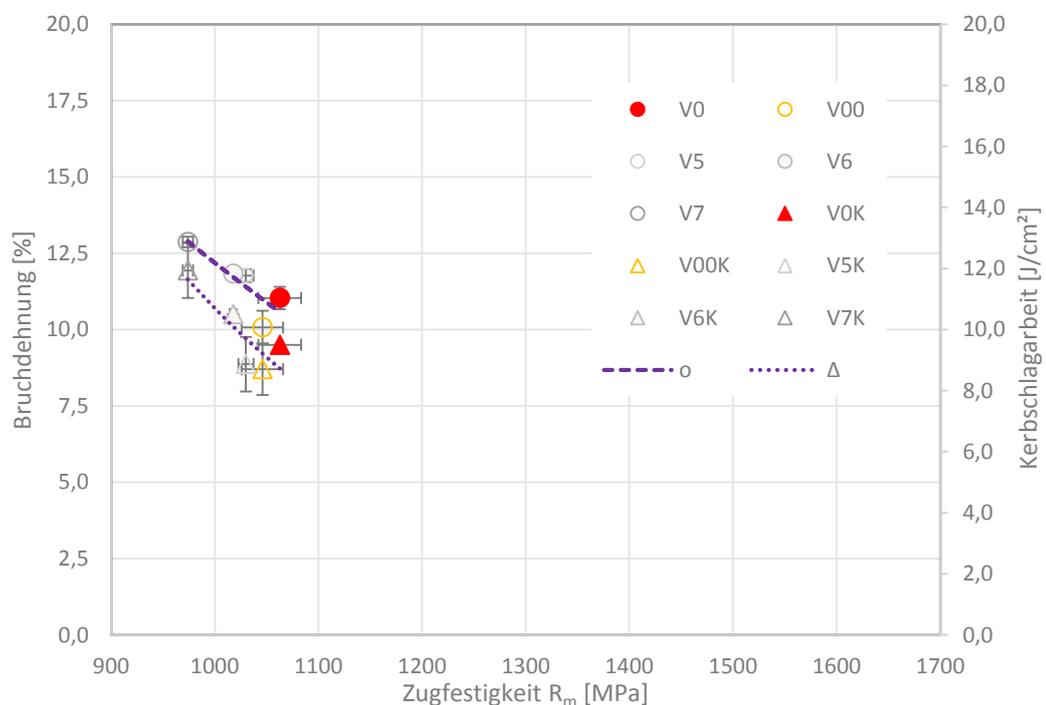


Abbildung 4-51: Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Versuchsreihen V5, V6 und V7 in der Abkühlstation im Vergleich mit den beiden Standardversuchen V0 und V00

Das Verhältnis von Bruchdehnung zu Kerbschlagarbeit ist für alle Versuchsreihen sehr ähnlich. Mit Abnahme der Verwendung von kaltem Wasser (an allen Sprühdüsen bei V7, an nur einer Düse bei V5) sinken kontinuierlich die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung. Das gleiche Bild ergibt sich für die Kerbschlagarbeit, die mit zunehmender Festigkeit ebenfalls annähernd linear abnimmt. Die höchsten Festigkeitswerte mit der geringsten Duktilität besitzen die Standardversuchsreihen V0 und V00. Die niedrigste Festigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität besitzt die Versuchsreihe V7. Der Zusammenhang zwischen den einzelnen Werten kann sowohl für die Bruchdehnung als auch die Kerbschlagarbeit über der Zugfestigkeit als annähernd linear betrachtet werden.

Vergleichsspannungen

In der **Abbildung 4-52** sind die Vergleichsspannungen für die Versuchsvariante V7, bei der die Kühlung mit kaltem Wasser an allen drei Positionen der Abkühlstation erfolgte, abgebildet. Dabei verlaufen die Spannungen im Boden sowohl bei V0 als auch bei V7 sehr ähnlich. In der Wand hingegen sind große Unterschiede zu sehen. Hier steigt die Spannung auf mehr als das Doppelte des Standards an.

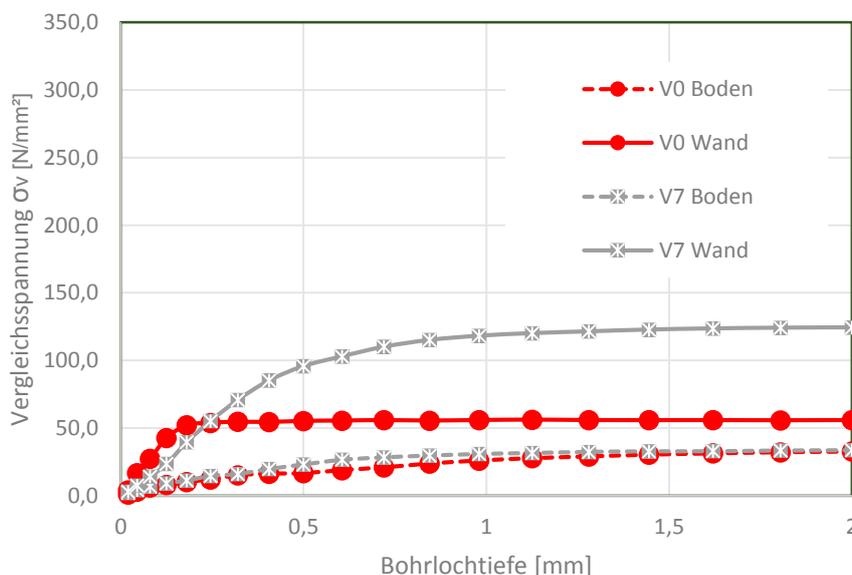


Abbildung 4-52: Vergleichsspannungen für die Variante V7, gekühlt mit kaltem Wasser an allen drei Positionen der Abkühlstation, gegenüber dem langen Standard V0

Die Vergleichsspannungen im Verhältnis zu den Werten des Standards sind in **Abbildung 4-53** dargestellt. Ab einer Tiefe von ~0,2 mm sind die Vergleichsspannungen in der Wand bei der Versuchsreihe V7 stets höher als beim Standardversuch V0. Für die Varianten V5 (Kühlung an einer Position) und V6 (Kühlung an zwei Positionen) wurden keine Eigenspannungsmessungen durchgeführt.

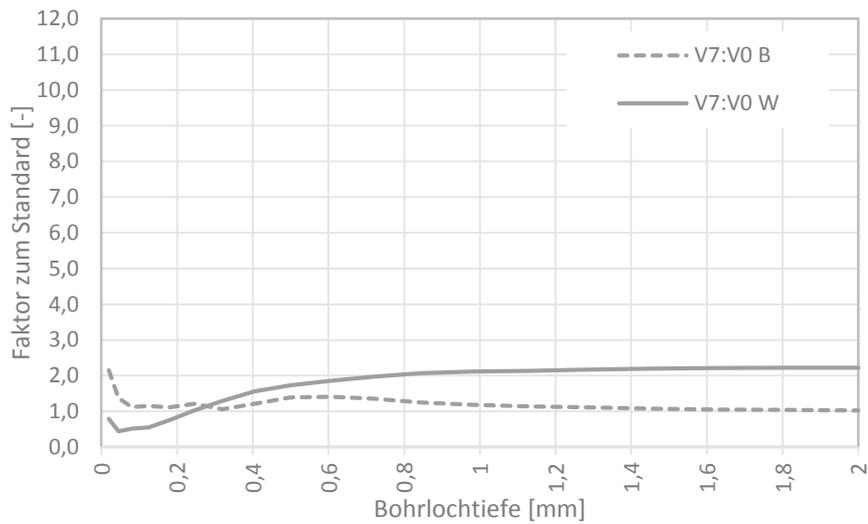


Abbildung 4-53: Verhältnis der Vergleichsspannungen der Versuchsvariante V7 (gekühlt mit kaltem Wasser) im Vergleich zum Standard lang V0

4.3.4.1 Standardversuch (V00) im Vergleich mit unterschiedlich temperierten Kühlmedien (V5, V6)

Härteverläufe

Die Härtewerte der Versuchsreihen V5 und V6 für den Bodenquerschnitt sind in **Abbildung 4-54** bzw. in **Abbildung 4-55** für den Umfang im Vergleich mit dem Standard V00 dargestellt. Zur besseren Lesbarkeit wird Versuch V7 gegenüber dem langen Standard (V0) in einem eigenen Diagramm abgebildet.

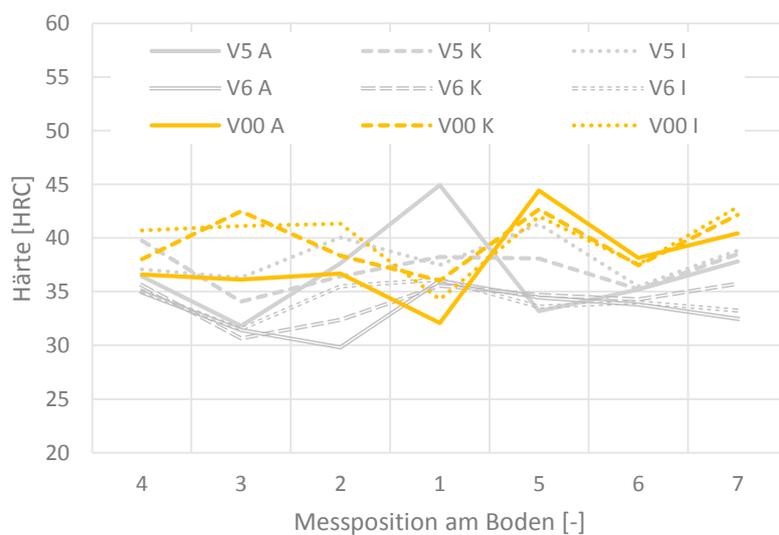


Abbildung 4-54: Härteverläufe über dem Bodenquerschnitt der Versuchsvarianten V5 und V6 im Vergleich mit dem Standard mit normaler Liegezeit (V00)

Bei der Versuchsreihe V5 tritt im Bodenzentrum (Pos. 1) eine Spannungsspitze auf, die von den anderen Werten der gleichen Versuchsserie relativ stark abweicht. Tendenziell sind die am normalen Standardversuch gemessenen Härtewerte am Höchsten, mit Ausnahme der Position 1, an der sie außen, im Kern und innen im niedrigen Bereich angesiedelt sind.

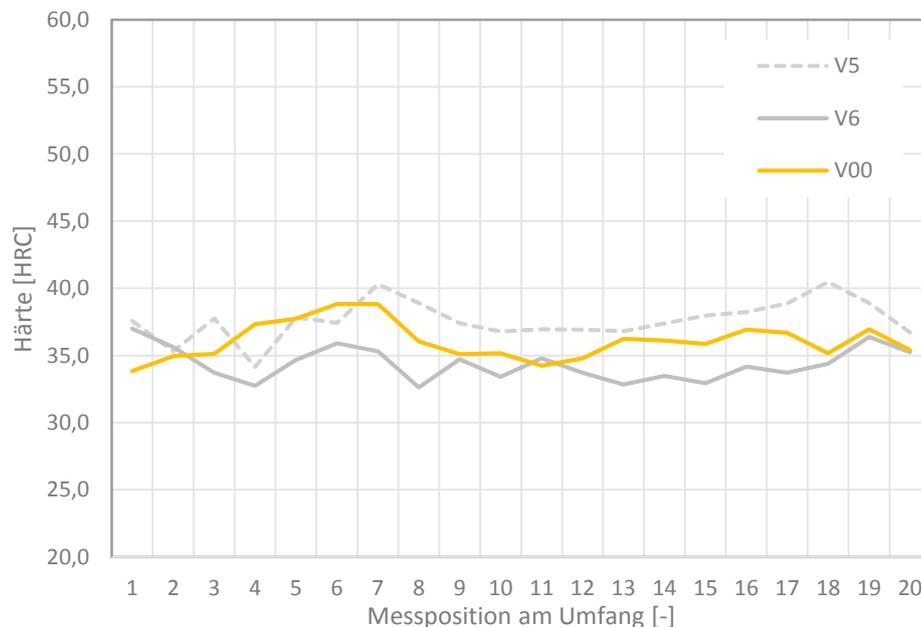


Abbildung 4-55: Härteverlauf über dem Umfang für die Versuchsreihen V5 und V6 im Vergleich zur Standardversuchsreihe V00

Über dem Umfang liegen die Werte des normalen Standards V00 zwischen den Versuchsserien V5 und V6. Generell liegen die Werte in einem ähnlichen Bereich. Mit sinkender Kühlwassertemperatur nimmt die Härte am Umfang ab.

Gefüge - Versuchsreihe V5

Der äußere Rand besteht an den Positionen 1 bis 3 vorwiegend aus oberem Bainit durchsetzt mit Martensitinseln. In der Wand (Pos. 4) wird das Gefüge, welches verhältnismäßig große Ferritkörner aufweist, feiner. Im äußeren Randbereich und im Kern bleibt das Erscheinungsbild an allen Positionen in etwa das Gleiche, wobei sich zum inneren Rand hin die Martensitinseln immer mehr zu Martensitzeilen entwickeln. Der innere Randbereich wird ebenfalls vom Bodenzentrum (Pos. 1) bis zur Wand (Pos. 4) durch den oberen Bainit dominiert. Im Wandbereich (Pos. 4) nimmt die Zeiligkeit stark zu, Martensit und Bainit wechseln einander ab. Der innere Rand weist an den Positionen 1 und 2 Ferrit auf. Die Wand (Pos. 4) selbst ist stark zeilig und besteht aus Bainit, Martensit und Ferrit (**Abbildung 4-56**). Für den direkten Vergleich zeigt die **Abbildung 4-57** den inneren Rand des normalen Standards V00 an derselben Position.

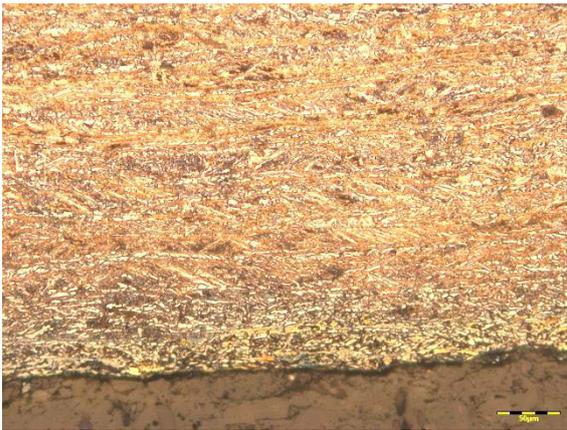


Abbildung 4-56: V5 Pos. 4; IR – Gefüge aus oberem und unterem Bainit mit feinen Martensitzellen

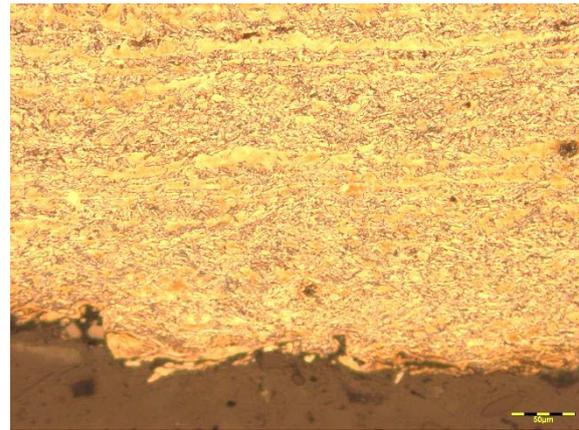


Abbildung 4-57: V00 Pos. 4; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzellen

Gefüge – Versuchsreihe V6

Im äußeren Randbereich tritt an allen vier Positionen hauptsächlich oberer Bainit mit Ferrit auf. Sowohl der Bainit als auch der Ferrit werden zur Wand (Pos. 4) hin feiner. Im äußeren Randbereich ist vorwiegend oberer Bainit mit Martensitinseln zu sehen. Wiederum wird das Gefüge, wie in **Abbildung 4-58** und **Abbildung 4-59** gezeigt, vom Bodenzentrum (Pos. 1), über den Steg (Pos. 2) und die Bodenkrempe (Pos. 3) bis hin zur Wand (Pos. 4) immer feiner.



Abbildung 4-58: V6 Pos. 1; AH – Gefüge aus relativ grobem oberem Bainit mit Martensitzelle

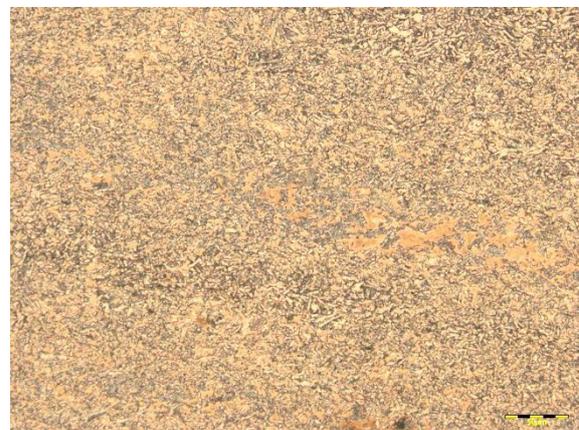


Abbildung 4-59: V6 Pos. 4; AH – Gefüge aus feinem Bainit mit vereinzelt kleinen Martensitinseln

Des Weiteren treten an der Krempe (Pos. 3) bereits ab dem äußeren Bereich Martensitzellen auf. Der Kern und der innere Randbereich weisen das gleiche Gefüge wie der äußere Randbereich auf. Zusätzlich beginnt an der Wand (Pos. 4) bereits die Bildung von Zeilen aus Martensit und Bainit. Generell nehmen die Zeiligkeit und der Martensitanteil von außen nach innen zu, vor allem an der Position 4. Der innere Rand selbst zeigt im Bodenzentrum (Pos. 1) Ferrit. Die Zeiligkeit in der Wand (Pos. 4) ist hier maximal.

4.3.4.2 Standardversuch (V0) im Vergleich zur Abschreckung mit kaltem Wasser in der Abkühlstation (V7)

Härteverläufe

In **Abbildung 4-60** erfolgt die Gegenüberstellung der Härtewerte der langen Standardversuchsreihe V0 mit jenen der Abkühlung mit kaltem Wasser an allen drei Stationen.

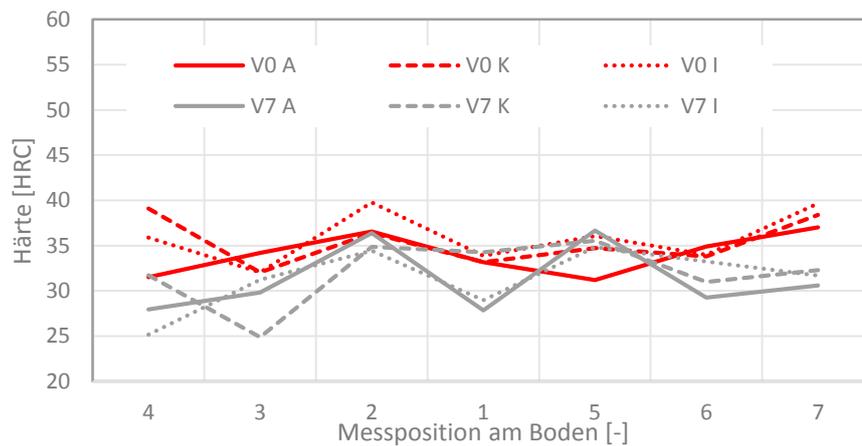


Abbildung 4-60: Härteverlauf des Bodenquerschnitts für V7 (kaltes Wasser an allen Düsen) im Vergleich mit dem langen Standard V0

Die Werte des Standardversuchs V0 liegen im Bodenquerschnitt größtenteils unter jenen der Versuchsserie V7, wobei sich die Verteilung der Härte über dem Bodenquerschnitt gesehen sehr ähnlich darstellt. Der Härteverlauf über dem Umfang in **Abbildung 4-61** zeigt eine starke Abweichung beim langen Standard V0, der Verlauf der Versuchsserie V7 stellt sich doch um einiges gleichmäßiger dar.

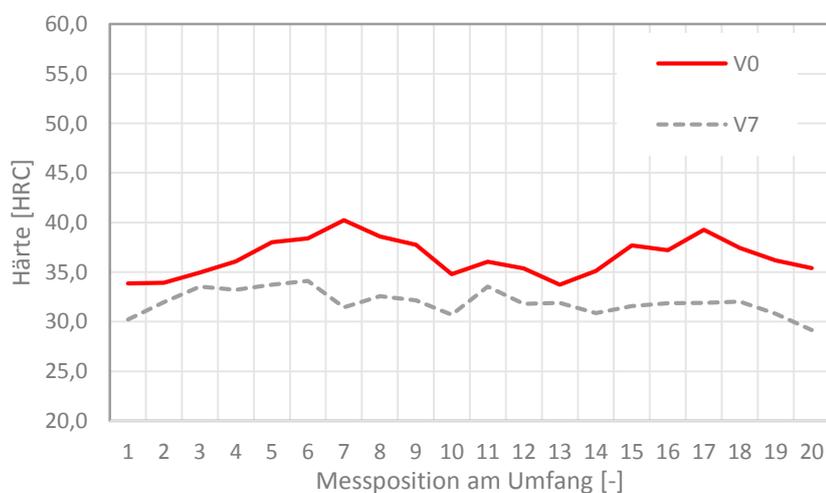


Abbildung 4-61: Vergleich des Härteverlaufs der Versuchsserie V7 mit dem Standardversuch V0 über dem Umfang

Gefüge – Versuchsserie V7

Der äußere Randbereich ist mit Ausnahme von Position 2 bainitisch mit Anteilen von Ferrit. Tendenziell werden die Körner zur Wand (Pos. 4) hin kleiner. Im Bodenzentrum (Pos.1) ist ein Saum aus Ferrit mit Oxiden, die vermutlich durch die innere Oxidation entstanden sind, zu sehen. Dem angeschlossen befindet sich eine Art Perlitsaum, der durch die Abbindung der Legierungselemente verursacht wurde und ebenfalls eine Folge der inneren Oxidation darstellt (**Abbildung 4-62**). Die vergleichbare Position aus der Standardversuchsreihe V0 weist an dieser Stelle keine sichtbare Randoxidation auf (**Abbildung 4-63**).

Im äußeren Randbereich nimmt der Anteil an Martensit in der bainitischen Matrix an allen vier Positionen bereits zu. Auch im Krepfenbereich (Pos. 3) bilden sich Martensitinseln aus. Die Wand (Pos. 4) zeigt bereits hier leichte Anzeichen von Zeiligkeit. Im Kern und im inneren Randbereich setzt sich dieses Bild fort, der Martensit nimmt von außen nach innen zu. Der innere Rand weist, mit Ausnahme der Wand (Pos. 4), große Bereiche mit Ferrit auf.

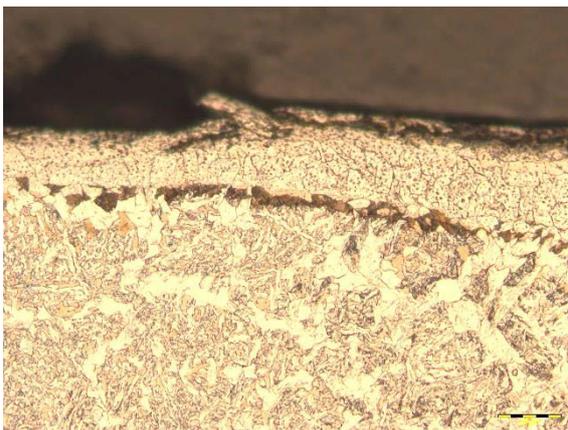


Abbildung 4-62: V7 Pos. 1; AR – Gefüge aus oberem Bainit mit Ferritkörnern, über der eine Zone mit innerer Oxidation liegt

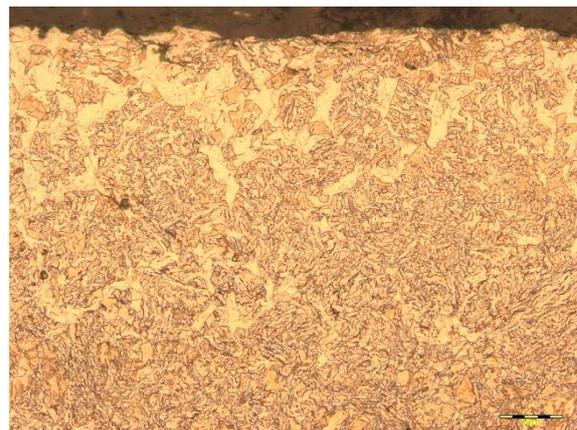


Abbildung 4-63: V0 Pos. 1; AR – Gefüge aus oberem Bainit mit Ferritkörnern

4.3.5 Vergleich der Blöcke mit langen und kurzen Liegezeiten

Um die Auswirkung der Liegezeiten der Blöcke im Ofen besser beurteilen zu können, wurden im Zuge der Wiederholung der Produktion unter Standardbedingungen (V00) Blöcke nach dem Aufheizen aus dem Ofen entnommen und an Luft abgekühlt. Für die Nachstellung der langen Liegezeit wurde ein Block ein zweites Mal in den Ofen chargiert. Aus den so behandelten Vormaterialblöcken wurde jeweils mit Hilfe einer Bandsäge mit Wasserkühlung aus der Mitte eine Scheibe mit einer Breite von ungefähr 1 cm herausgeschnitten. Im Bereich des Randes der Scheibe wurden daraus Proben für metallografische Untersuchungen entnommen, um die Randzone hinsichtlich Entkohlung und innerer Oxidation untersuchen zu

können. Des Weiteren wurden die Aufnahmen dieser Proben bezüglich der Gefügeveränderung durch die unterschiedlichen Verweilzeiten der Blöcke im Ofen einander gegenübergestellt.

Basierend auf den Daten des normalen Standardversuchs V00 betrug die Verweilzeit des Werkstoffs im Ofen rund 2 Stunden und 40 Minuten, für den langen Standard (V0) waren die Blöcke 5 Stunden und 20 Minuten der Wärme ausgesetzt. Die metallografischen Untersuchungen zeigen einen deutlichen Unterschied in der Ausbildung des Randbereichs. Während sich in **Abbildung 4-64** nur ein leichter Saum zeigt, ist dieser bei langer Ofenzeit signifikant angewachsen (**Abbildung 4-65**). Der Saum besteht vermutlich aus Oxiden, die in der randnahen Zone entstehen und dort verbleiben.

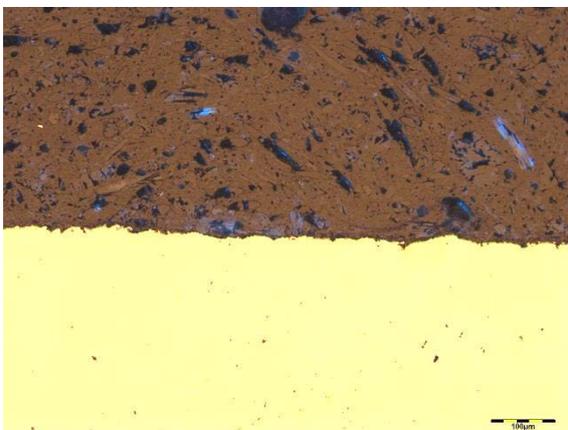


Abbildung 4-64: Block mit normaler Verweilzeit, lokale Oxidansammlungen

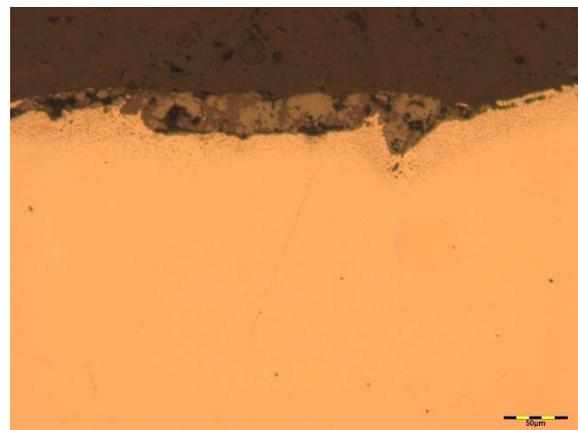


Abbildung 4-65: Block mit doppelter Verweilzeit, Oxidsaum im Randbereich

Die Aufnahmen vom Gefüge mit Standard-Verweilzeit im Randbereich zeigen Bainit mit einem Ferrit-Netzwerk (**Abbildung 4-66**). Die **Abbildung 4-67** wurde in einem Abstand von 5 mm zum Rand aufgenommen. Das Gefüge besteht aus oberem Bainit.

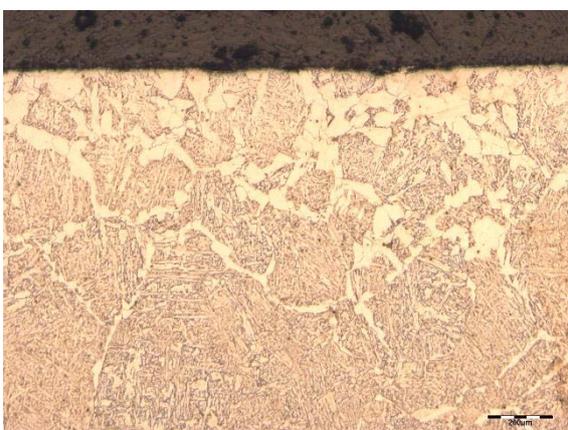


Abbildung 4-66: Block mit normaler Verweilzeit im Ofen im Randbereich – Gefüge aus oberem Bainit mit einem Ferritnetzwerk

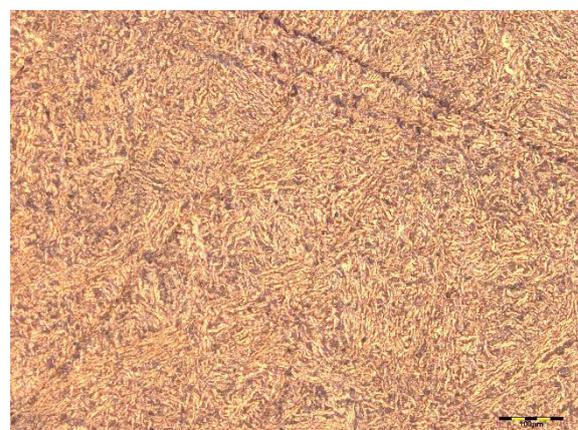


Abbildung 4-67: Block mit normaler Verweilzeit, 5 mm vom Rand entfernt – Gefüge aus oberem Bainit

Wie aus **Abbildung 4-68** hervorgeht, wirkt sich die lange Verweilzeit sowohl auf eine verstärkte Ausbildung des Ferrits als auch auf die Grobkornbildung aus. Die Bilder wurden alle mit 100facher Vergrößerung aufgenommen. **Abbildung 4-69** wurde ebenfalls in einem Abstand von 5 mm zum Rand aufgenommen. Der Bainit sowie die einzelnen Ferritin Inseln sind wesentlich gröber als bei kurzer Verweilzeit der Blöcke im Ofen.

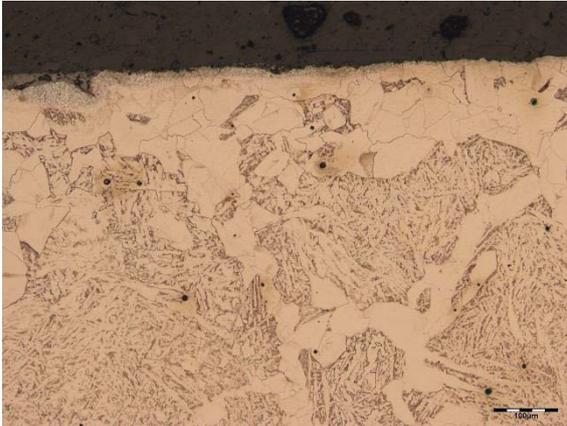


Abbildung 4-68: Block mit doppelter Verweilzeit im Ofen – Gefüge aus oberem Bainit mit groben Ferritkörnern

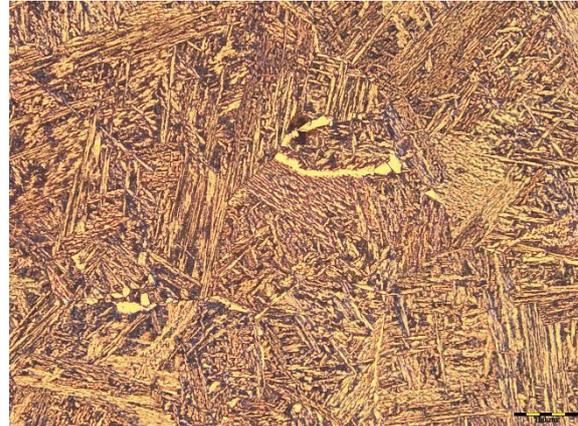


Abbildung 4-69: Block mit doppelter Verweilzeit – Gefüge aus großen Bainitkörnern und eingelagertem Ferrit

5 Diskussion

Die Simulationsabteilung des Material Center Leoben (MCL) hat im Rahmen eines Projekts mit Worthington Cylinders parallel zu dieser Arbeit Spannungsberechnungen an Stahlzylindern durchgeführt. Sie sollen zeigen, mit welchen Einstellungen sich kritische Bereiche innerhalb des Werkstoffs entwickeln. Diese Ergebnisse werden an den entsprechenden Stellen in die Diskussion mit einbezogen.

5.1 Verweilzeit der Blöcke im Ofen

5.1.1 Liegezeit im Ofen

5.1.1.1 Mechanische Eigenschaften und Vergleichsspannungen

Zwar kommt es bei langen Glühzeiten gemäß [31] zu einer Kornvergrößerung, durch die anschließende massive Warmumformung und Rekristallisation des Gefüges findet jedoch wieder eine Gefügefeynung statt. Die Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften (Zugfestigkeit, Dehnung, Kerbschlagarbeit und Härte) und Eigenspannungen liegen innerhalb der Messstreuungen.

5.1.2 Gefüge

5.1.2.1 Innere Oxidation

Es ist deutlich zu sehen, dass durch das Aufheizen im Ofen und die für das Durchwärmen des Blocks notwendige Haltezeit im Randbereich Veränderungen des Werkstoffs eintreten. Eine Konsequenz nach [64] ist die Verarmung der Randzone an Legierungselementen durch innere Oxidation, die vorwiegend entlang der Korngrenzen fortschreitet und somit zu einer Ausbildung von Ferritnetzwerken führt. Die Veränderungen treten in verhältnismäßig geringem Ausmaß bereits bei Standardbedingungen auf. Eine Untersuchung von [65] an Stahlblöcken aus 34CrMo4 (1.7220) hat gezeigt, dass sich bei einem Glühprozess bei 1250 °C und 90 Minuten Verweilzeit unter Ofenatmosphäre mit Sauerstoffüberschuss unter der

Zunderschicht Oxide innerhalb des randnahen Werkstoffs ausbilden. Gemäß dieser Untersuchung wurden in der Oxidationsschicht vor allem die Elemente Chrom, Mangan, Sauerstoff, Silizium und Kupfer detektiert. Die Randschicht ist in **Abbildung 5-1** dargestellt. Die Elemente sind für die jeweilige Schicht aufgezählt. Die für diese Untersuchung relevante Schicht ist rot eingezeichnet. Der höchste Grad an innerer Oxidation ist dabei im Bereich des Bodenzentrums zu finden. Im Normalfall gehen die oxidierten Zonen in ein bainitisch-ferritisches Gefüge über. Am kleinen Bild in **Abbildung 5-1** zeigt sich zusätzlich zur inneren Oxidation ein Perlitsaum, der ebenfalls durch den Austrag an Legierungselementen entstanden ist. Gemäß [66] ist die Entstehung von Perlit daher eine logische Konsequenz infolge innerer Oxidation.

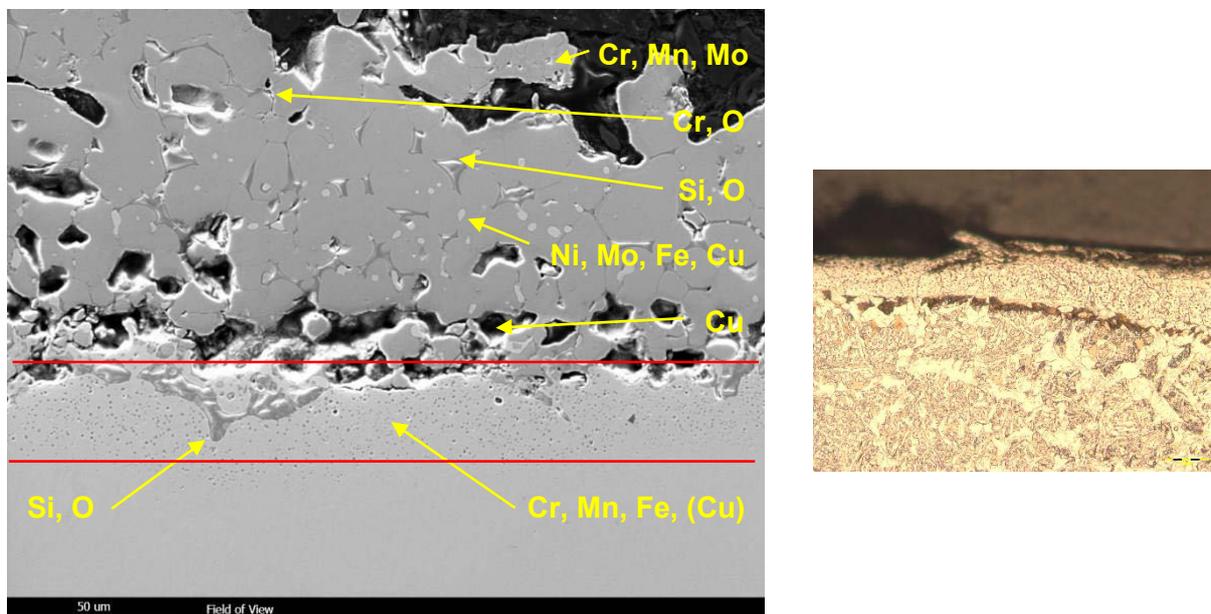


Abbildung 5-1: Verschiedene Oxide die während des Aufheizens im Randbereich des Stahls 34CrMo4 nach einer Glühung bei 1250 °C und 90 Minuten entstehen (nach [65])

5.1.2.2 Entkohlung

Der direkte Vergleich der Gefüge aus dem Randbereich der Blöcke mit normaler Verweilzeit (**Abbildung 5-2**) und doppelter Verweilzeit (**Abbildung 5-3**) im Ofen zeigt deutlich den Unterschied in der Entkohlung des Randbereichs. Nach [67] wird beim Glühen von Stahl prinzipiell der Kohlenstoff an der Oberfläche oxidiert. Durch weitere Diffusion des Kohlenstoffs aus tieferen Schichten und abermaliger Oxidation kommt es zu einer Verarmung an Kohlenstoff im Randbereich. Diese kann sich in Abhängigkeit von der vorherrschenden Ofenatmosphäre auf zwei Arten auf die Oberfläche auswirken. Besteht während des Glühens Sauerstoffüberschuss, verläuft die Verzunderung schneller ab als die Entkohlung; es kommt

zur Bildung sehr geringer Entkohlungszone. Ist der Sauerstoffüberschuss gering, führt dies zur Bildung von grobem Ferrit und von Zonen innerer Oxidation.

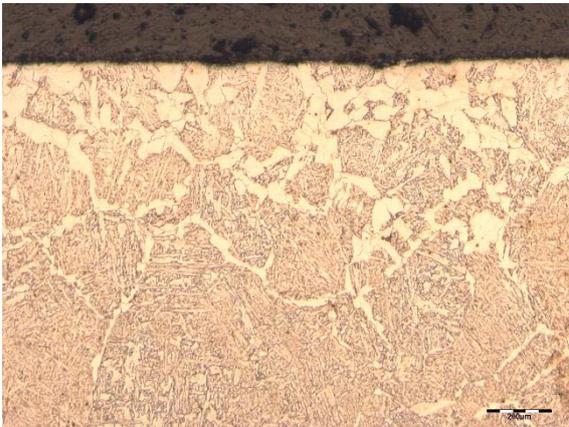


Abbildung 5-2: Randbereich des unverformten Blocks bei normaler Verweilzeit im Ofen

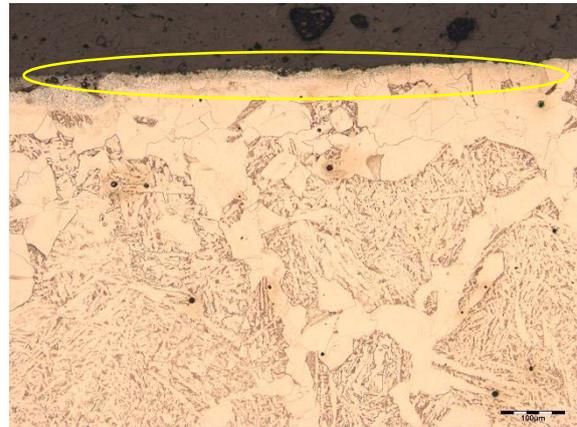


Abbildung 5-3: Randbereich des unverformten Blocks mit doppelter Verweilzeit im Ofen – Gefüge bestehend aus Ferrit und Bainit. Gelb eingezeichnet ist der Bereich der inneren Oxidation

Liegt noch zusätzlich eine plastische Verformung vor, wird die Bildung von grobem Ferritkorn weiter begünstigt. Hinsichtlich der Verweilzeit der Blöcke im Ofen wird diese Aussage anhand der **Abbildung 5-3** bestätigt. Sie zeigt eindeutig grobes Ferritkorn mit einem Saum von innerer Oxidation (gelb markiert). Zu dem passt auch die Atmosphäre des Drehherdofens, die überstöchiometrisch eingestellt ist. Zur Vermeidung von Zunderbildung und somit zur Vermeidung von Werkstoffverlusten, ist sie so nahe wie möglich an $\lambda = 1$ angenähert. Dadurch kann auch erklärt werden, warum im Randbereich die Ferritbildung am fertigen Flaschenrohling mit langer Verweilzeit (**Abbildung 5-5**) viel stärker ausfällt als bei kurzer Aufheizzeit (**Abbildung 5-4**).

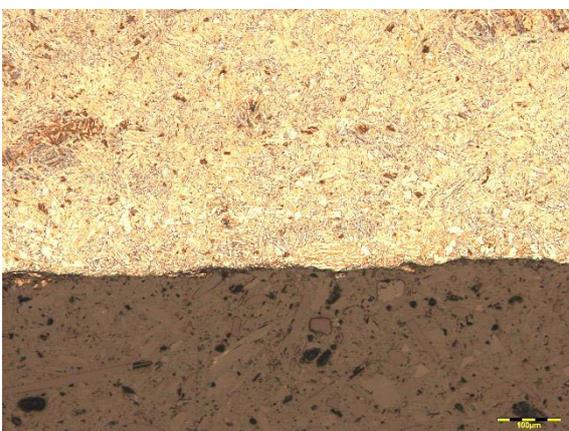


Abbildung 5-4: V5 Pos. 2; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit Ferritkörnern am Rand

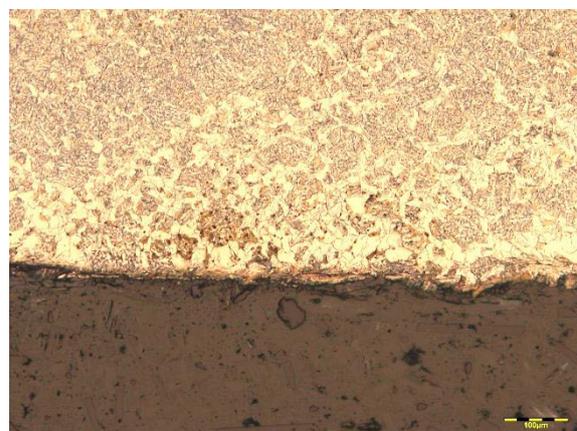


Abbildung 5-5: V7 Pos. 2; IR – Gefüge aus oberem Bainit mit ausgeprägtem Netzwerk aus relativ grobem Ferrit

5.1.2.3 Grobkornbildung

Bei der Untersuchung der Blöcke mit normaler und doppelter Verweilzeit ist zwar eine deutliche Vergrößerung des Gefüges im Boden sichtbar, jedoch kann nach der Umformung, vor allem in der Wand, kein Grobkorn mehr nachgewiesen werden. Dies wird durch die zahlreichen Gefügeaufnahmen aus der Wand bestätigt, die alle ein sehr feinkörniges, meist stark zeiliges Gefüge aufweisen. Wie auch von [68] schon beobachtet wurde, kommt es durch Rekristallisation infolge des massiven Umformgrads und der damit verbundenen hohen Versetzungsdichte im Werkstoff zu Neubildung von feinkörnigem Gefüge. Der Einfluss auf die Korngröße ist nach [69] wiederum stark vom Umformgrad und Temperatur und somit von der Geometrie an der jeweiligen Stelle des Bauteils abhängig. Metallographische Untersuchungen hinsichtlich der Korngröße durch [70] an Krepfen aus rissbehafteten Flaschenböden aus der Vergangenheit zeigen ebenfalls grobes Korn in diesem Bereich. Bei diesen Flaschen kann nicht mehr nachvollzogen werden, ob sie während der Produktion langen Verweilzeiten im Ofen ausgesetzt waren oder nicht.

5.2 Einfluss des Temperaturverlaufs

In **Abbildung 5-6** ist das ZTU-Schaubild des 34CrMo4 aus dem Atlas zur Wärmebehandlung [71] dargestellt. Darin sind sämtliche Abkühlkurven (Durchschnittswerte) der einzelnen Versuchsreihen eingezeichnet.

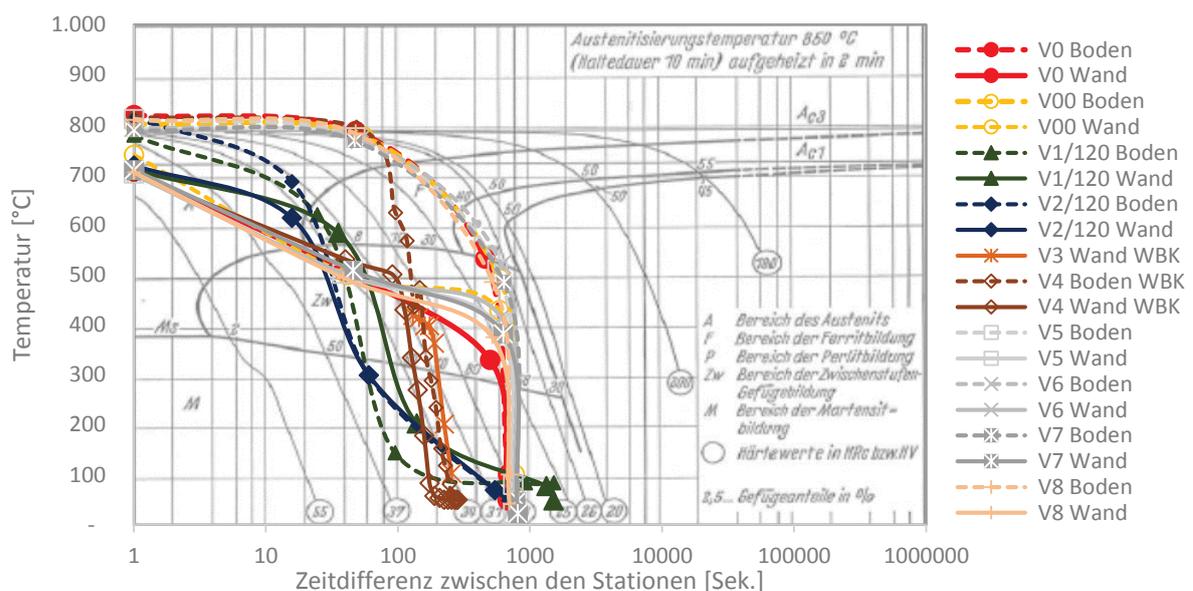


Abbildung 5-6: Abkühlkurven aller Versuchsreihen eingetragen in das ZTU-Diagramm eines 34CrMo4 nach [71]

Die Härtewerte, die sich beim Ablesen der neu eingetragenen Kühlkurven ergeben, stimmen mit den gemessenen Werten nicht exakt überein. Dies kann an der Tatsache liegen, dass ZTU-Schaubilder immer bei einer bestimmten Austenitisierungstemperatur aufgenommen werden und nur für eine bestimmte Stahlzusammensetzung genau passen. Deshalb werden die Werte aus dem Werkszeugnis in der ersten Zeile der **Tabelle 5-I** mit den Daten aus dem Atlas zur Wärmebehandlung [71] in der zweiten und einer Untersuchung von [72] in der dritten Zeile verglichen.

Tabelle 5-I: Vergleich der chemischen Zusammensetzungen zur Verifizierung des ZTU-Schaubilds.
Erste Zeile: 34CrMo4 aus den Versuchsreihen, zweite Zeile: 34CrMo4 aus dem Atlas zur Wärmebehandlung, dritte Zeile: 34CrMo4 aus dem Untersuchungsbericht von [72]

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V
WQ26	0,35	0,24	0,77	0,008	0,003	1,07	0,21	0,05	0,1	0,004
[71]	0,3	0,22	0,64	0,011	0,012	1,01	0,24	0,11	0,19	<0,01
[72]	0,325	0,289	0,577	0,007	0,003	0,945	0,132	0,098	0,209	---

Daraus ist erkennbar, dass Kohlenstoff, Mangan und Chrom beim Werkstoff für die Versuchsreihen deutlich höher sind als bei jenem Stahl, an dem das ZTU-Schaubild aus [71] aufgenommen wurde. Die Gehalte an Molybdän, Nickel und Kupfer liegen im Vergleich leicht niedriger. Nach [33] kommt es durch unterschiedliche Legierungsgehalte zu Phasenverschiebungen innerhalb des ZTU-Schaubilds. Ergänzend wurden die Abkühlkurven noch in ein weiteres ZTU-Schaubild von [72], wie in **Abbildung 5-7** gezeigt, eingetragen. In diesem Diagramm liegen die Phasengebiete weiter rechts, wodurch die Abkühlkurven größtenteils im Bereich des Bainit liegen. Der Perlit als mögliche Phase wird durch dieses Diagramm völlig ausgeschlossen. Die metallographischen Untersuchungen haben in keiner Versuchsserie Perlit gezeigt. Nach [36] bewirken die Legierungselemente Mangan, Chrom, Nickel, Vanadium und Molybdän eine Verschiebung des Perlits zu längeren Abkühlzeiten und eine deutliche Trennung des Bainit- und Perlitbereichs. Durch die hohe Legierungslage des Versuchswerkstoffs bedeutet dies ebenfalls eine Verschiebung der Phasengebiete nach rechts. Ein Vergleich der ZTU-Schaubilder in **Abbildung 5-6** und **Abbildung 5-7** zeigt, dass die Wahl des Diagramms einen wesentlichen Einfluss auf die Aussagen bezüglich der Übereinstimmung der Werte hinsichtlich Härte und Gefügezusammensetzung hat, die grundlegenden Zusammenhänge aber sehr gut abgelesen werden können.

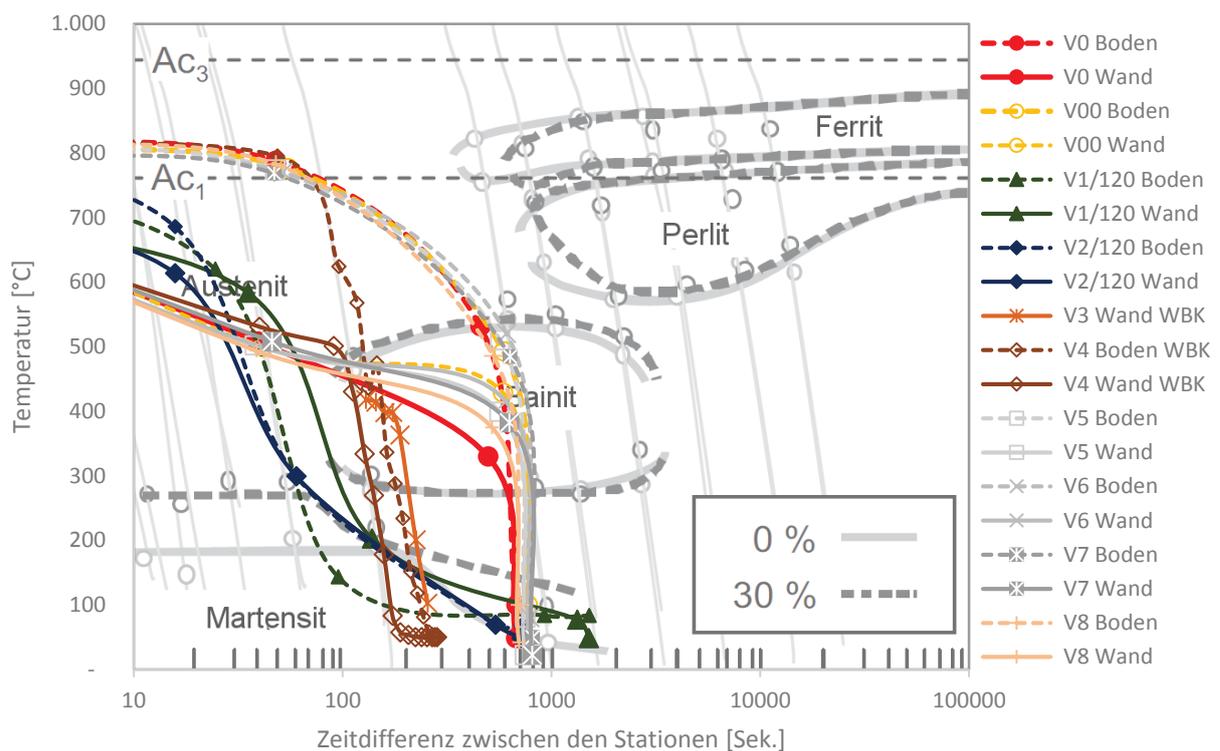


Abbildung 5-7: Abkühlkurven aller Versuchsreihen eingetragen in das ZTU-Diagramm eines 34CrMo4 nach [72] zum Vergleich

Während der Anteil des Kohlenstoffs in Bezug auf die Stahlzusammensetzung des von [72] verwendeten Werkstoffs nur geringfügig niedriger ist, sind deutlich weniger Chrom und Mangan im Stahl enthalten. Der Molybdängehalt ist in [72] um mehr als 40 % niedriger während die Nickel- und Kupfergehalte etwas höher sind. Nach [33] bewirkt eine Erhöhung des Kohlenstoffgehalts auch die Verschiebung des Martensit-Starts zu niedrigeren Temperaturen. Dies führt zu einer Erniedrigung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit und der Anteil an Restaustenit nimmt zu. Die Ausscheidung von Restaustenit konnte an harten Proben aus der Wand beobachtet werden. Gemäß [67] führen erst Kohlenstoffgehalte von mehr als 0,4 % zur Ausbildung von Restaustenit. Obwohl der Stahl mit dieser Zusammensetzung normalerweise keinen Restaustenit ausbildet, kann es durch Seigerung sehr wohl zu einer lokalen Anreicherung von Kohlenstoff in Seigerungszeilen und somit zur Ausscheidung von Restaustenit kommen. Daraus folgt, dass es sich bei den als Ferrit identifizierten kleinen Körnern möglicherweise um Restaustenit handelt.

Die Elemente Kohlenstoff, Mangan und Chrom des dritten Werkstoffs in [72] sind ebenfalls niedriger als die des untersuchten Werkstoffs, dennoch kommt es zu einer Verschiebung der Phasengebiete nach rechts. Das aus dieser Untersuchung stammende Diagramm in **Abbildung 5-7** zeigt anhand der schwarz strichlierten Linie eine Verschiebung des Bainits zu

tiefere Temperaturen und eine Verschiebung des Perlit zu längeren Zeiten, welche durch eine Umformung vor der Umwandlung noch verstärkt wird. Somit wird die Verschiebung einerseits durch den Umformgrad und andererseits durch die Legierungslage hervorgerufen.

Die Gefüge zeigen auch deutlich, dass ein hoher Umformgrad tendenziell feines Gefüge hervorruft. Diese Behauptung wird durch den Vergleich von Boden und Wand gestützt. An allen untersuchten Querschnitten zeigen sich im Bodenzentrum bzw. im Bereich der Krempe die Gefüge mit der größten Kornausbildung. Im Wandbereich ist das Gefüge immer am feinsten ausgebildet. Bei Betrachtung des umgeformten Flaschenrohlings zeigt sich, dass die größte Umformung ebenfalls im Bereich der Wand auftritt, sowie die geringste Umformung im Boden stattfindet.

Da nur für das ZTU-Schaubild aus dem Atlas zur Wärmebehandlung Angaben über die Mengenanteile in den einzelnen Phasengebiete bzw. Abkühlkurven mit Härteangaben gegeben sind, ist es notwendig, dieses Diagramm entsprechend zu adaptieren. Durch Versetzen aller Messreihen nach links ergibt sich ein plausibles Bild hinsichtlich Härtewerte und Gefügezusammensetzung. Das ZTU-Schaubild nach [71] kann durch diese behelfsmäßige Anpassung in **Abbildung 5-8** für die Auswertung herangezogen werden.

Die Abkühlung der Versuchsserien im Aufzug (V3, V4) erfolgt sehr rasch aus relativ hohen Temperaturen. Für die ungleichmäßige Abkühlung zeigt der Vergleich mit dem ZTU-Schaubild allerdings für kontinuierliche Abkühlung bainitisches Gefüge mit einem Martensitanteil von größer 50 %, die Beobachtungen zeigen nur einen Martensitanteil von kleiner 25 %. Dies ist auf die raschere Abschreckphase bei gleicher Gesamtkühldauer zurückzuführen und in der Wand mit fast reinem martensitischem Gefüge besonders deutlich ausgeprägt. Alle anderen Versuchsserien mit Liegezeit im Bypass (V0, V00, V5, V6, V7, V8) zeigen im ZTU-Schaubild einen Verlauf direkt durch das Bainit-Gebiet. Auch hier stimmen die Gefügeanteile aus dem Diagrammen nicht ganz mit den Beobachtungen überein. Dies kann wie bereits erwähnt auf den Einfluss des Umformgrads sowie auf den Einfluss der Legierungselemente zurückgeführt werden, wodurch die Lage der Phasengebiete in diesem ZTU-Schaubild keine Ermittlung von Absolutwerten zulässt. Bedingt durch die Beurteilung ausschließlich mit dem Lichtmikroskop können Martensit und unterer Bainit auch nicht immer eindeutig voneinander unterschieden werden und somit zu Fehlinterpretationen führen. Dennoch zeigt sich im Großen und Ganzen eine recht gute Übereinstimmung mit dem ZTU-Schaubild, wonach das Gefüge überwiegend aus Bainit bestehen sollte. Im Bodenbereich konnte teilweise sogar Ferrit nachgewiesen werden. Anhand der lichtmikroskopischen Untersuchungen kann durch die Verwendung von kaltem Wasser in diesem Bereich keine wesentliche Gefügeänderung festgestellt werden.

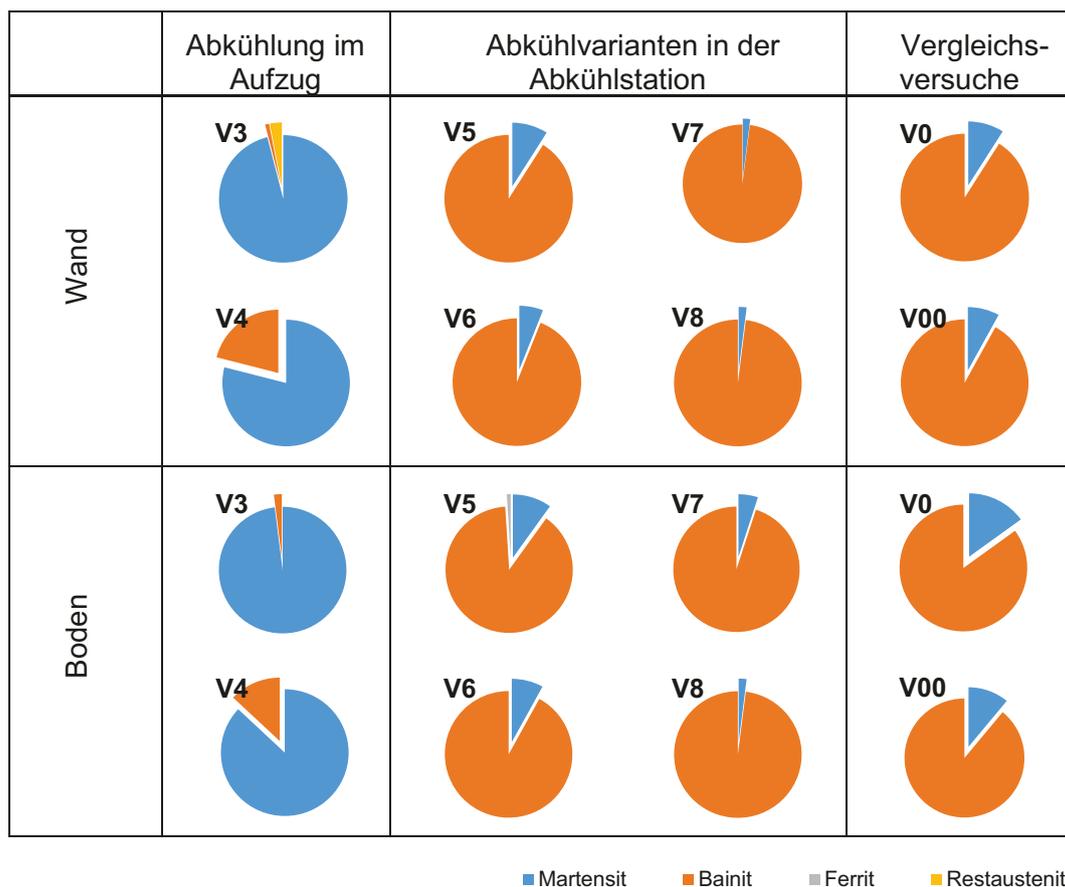
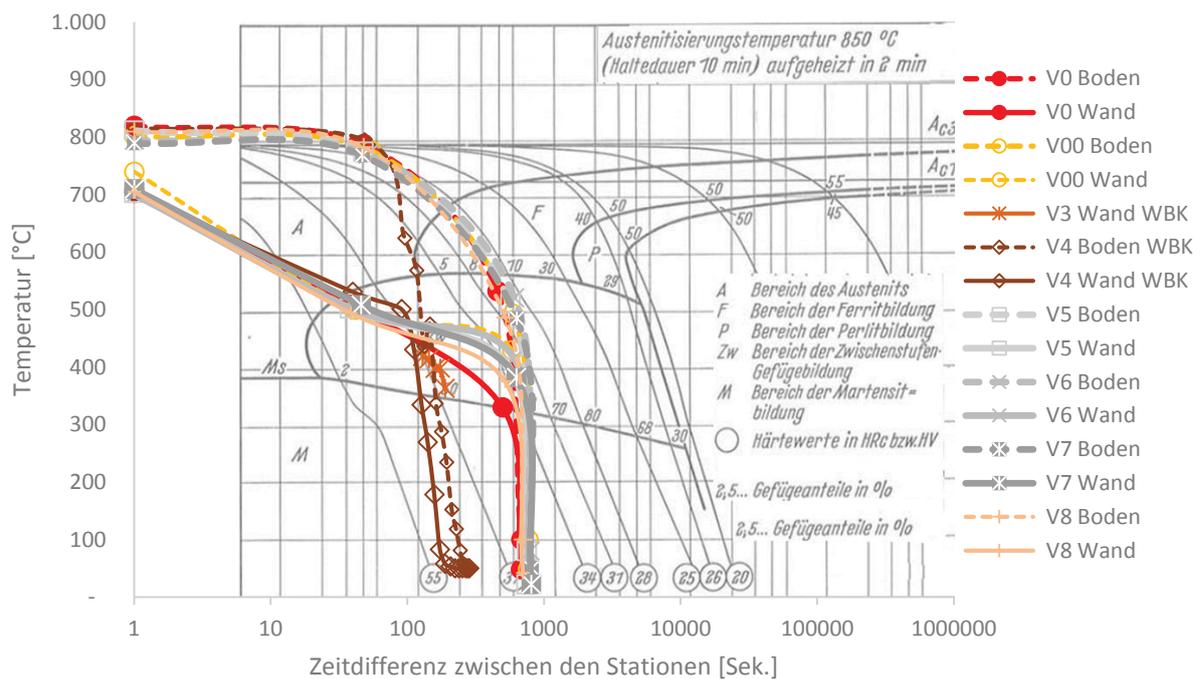


Abbildung 5-8: Behelfsmäßig angepasstes ZTU-Schaubild aus [71] mit Abkühlkurven für die Versuchsserien V0, V00, V3, V4, V5, V6, V7 und V8 sowie den dazugehörigen Gefügemengenschaubildern

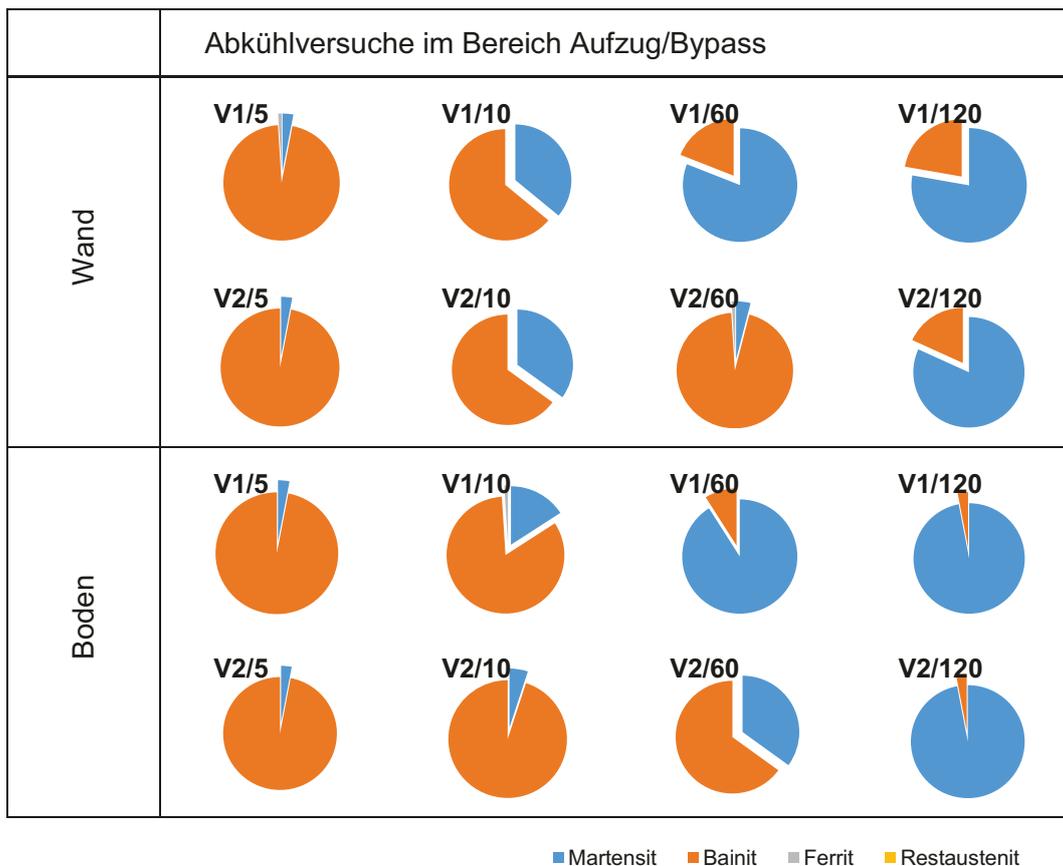
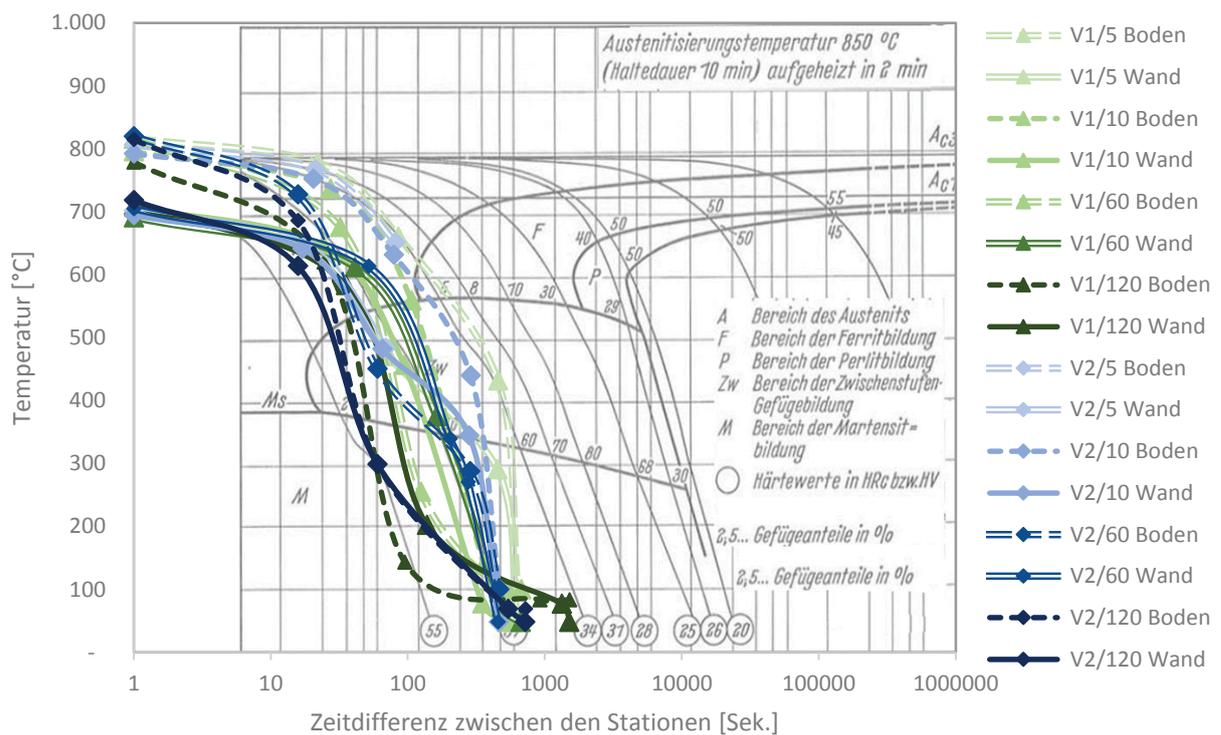


Abbildung 5-9: Behelfsmäßig angepasstes ZTU-Schaubild aus [71] mit Abkühlkurven für die Versuchsserien V1 und V2 mit jeweils 5, 10, 60 und 120 Sekunden Abkühlzeit, sowie den dazugehörigen Gefügemengenschaubildern

Die größten Unterschiede im Gefüge treten nicht aufgrund der Temperatur des Kühlmediums, sondern infolge des Kühlzeitpunktes auf. Schroffe Abkühlung bei geringen Zeitabständen zwischen Umformprozess und Abschreckbeginn führen zu rein oder hochgradig martensitischem Gefügen, wie die Versuchsreihen mit langer Kühldauer (V1/120, V2/120) in **Abbildung 5-9** zeigen. Bedingt durch die Beurteilung ausschließlich mit dem Lichtmikroskop können Martensit und unterer Bainit nicht immer eindeutig voneinander unterschieden werden. Um die Unterschiede deutlich darzustellen, zeigt **Abbildung 5-10** ein Gefüge aus dem Kern an Position 4 unter Standardbedingungen und **Abbildung 5-11** dieselbe Position beim Versuch V2/120.

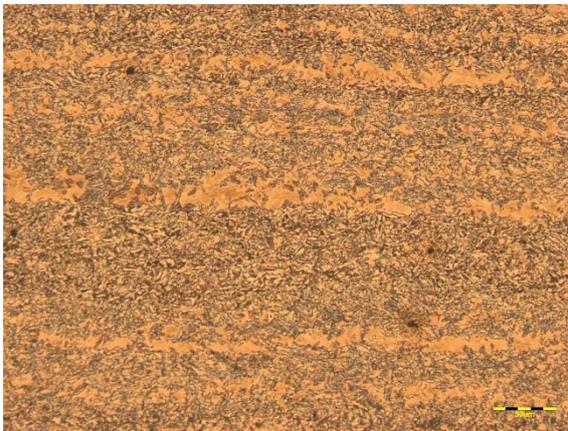


Abbildung 5-10: V0 Pos. 4; KH Gefüge aus oberem Bainit mit Martensitzellen



Abbildung 5-11: V2/120 Pos. 4; KH – Gefüge aus unterem Bainit und Martensit

Während der Standardversuch V0 oberen Bainit und Martensitzellen aufweist, überwiegen im rechten Bild (V2/120) unterer Bainit und Martensit. Anteile von Restaustenit können nur erahnt werden. Untersuchungen von [73] haben gezeigt, dass in Seigerzellen beim gleichen Flaschentyp aus einer anderen Charge, ein Restaustenitanteil von 3 % bis 11 % auftritt.

Bei der längsten Einwirkung von Wasser als Kühlmedium sind die Proben erfahrungsgemäß am härtesten. Dies zeigt sich auch bei der Härtemessung. Die Gefüge sind in diesem Bereich rein martensitisch bzw. bestehen aus Martensit und Bainit. Die Abkühlwirkung von Wasser ist nach [33] sehr stark von der Temperatur des Bauteils während des Abschreckvorgangs abhängig.

Die Wand ist bei allen Proben sehr feinkörnig, wobei teilweise auch bei den ganz harten Proben Mischgefüge aus Martensit und Bainit zu finden sind. Die Tendenz der Körnung des Gefüges ist immer vom Bodenzentrum über Steg und Krempe bis hin zur Wand feiner werdend. Auf jeden Fall muss berücksichtigt werden, dass die Messung an der Außenseite durchgeführt wurde, die Kühlung allerdings an der Innenseite erfolgte. Dies bestätigt sich auch durch die Gefügeuntersuchungen, die im Innenbereich immer feineren Bainit aufweisen als an der Außenseite. In Folge der Innenkühlung bildet dies einen logischen Zusammenhang.

In **Abbildung 5-12** sind die Härtewerte aus Boden und Wand über der $t_{8/5}$ -Zeit dargestellt.

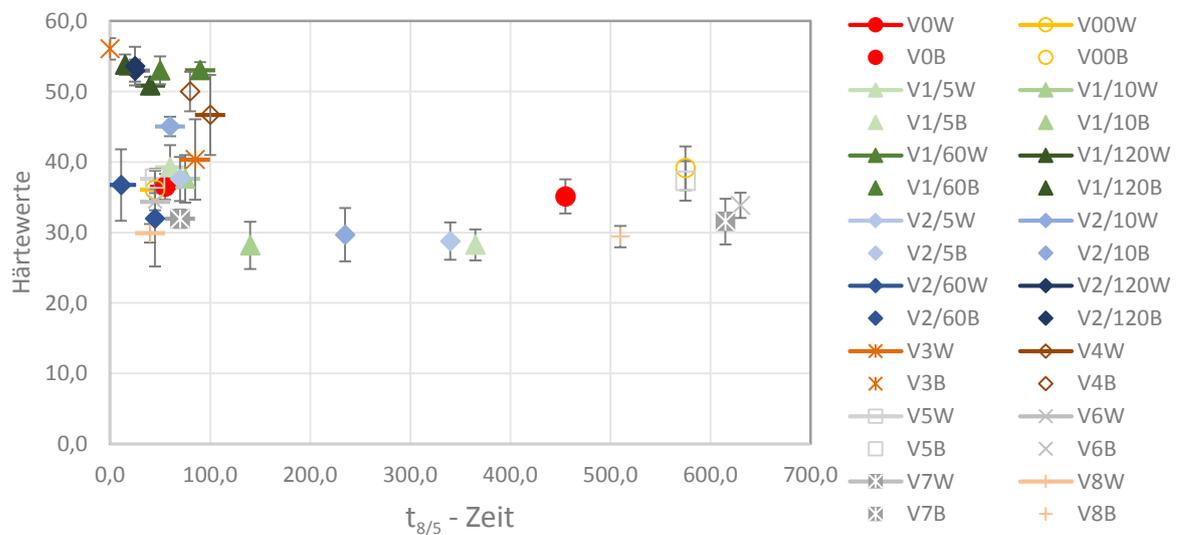


Abbildung 5-12: Härtewerte an Boden und Umfang über der Abkühlrate aller Versuchsserien

Dem Diagramm zufolge führen geringe $t_{8/5}$ -Zeiten zu hoher Härte. Alle Versuche aus der Abkühlstation befinden sich daher auf der linken Seite des Diagramms. Vor allem der dickwandige Boden führt zu einer Verlangsamung der $t_{8/5}$ -Zeit und somit zu einer Abnahme der Härtewerte. An der linken Seite von **Abbildung 5-12** stammen die niedrigen Härtewerte von Proben aus der Wand, die in Folge der geringen Wandstärke kurze $t_{8/5}$ -Zeiten aufweisen. Man kann hier annehmen, dass die Phasenumwandlung bereits vor dem Einsetzen der eigentlichen Kühlung stattgefunden hat und die Kühlzeit daher anders ermittelt werden müsste. Kurze Kühlzeiten mit hohen Härtewerten stammen naturgemäß aus den Versuchsserien mit schroffer Abkühlung (V1, V2, V3, V4). Aus dem Vergleich der Versuche innerhalb der Abkühlstation (V5, V6, V7) ergibt sich keine wesentliche Härteänderung. Unter Berücksichtigung der Schwankungsbreite bei der Härtemessung sind die Härtewerte als gleich anzusehen. Das gilt ebenso für die beiden Standardversuchsserien (V0, V00). Die Versuchsreihe V8 weicht davon ab. Dies ist durch die Kühlung im Austenitgebiet bedingt, auf die ein früheres Erreichen des Bainitgebiets erfolgt, und somit länger in diesem verbleibt. Wie auch [74] in seiner Arbeit beschreibt, führt langsames Durchschreiten des Bainitgebiets zu zähem Gefüge.

Abbildung 5-13 zeigt den aus [33,41,46] bekannten Zusammenhang, dass die Bruchdehnung und die Kerbschlagzähigkeit mit steigender Festigkeit abnimmt.

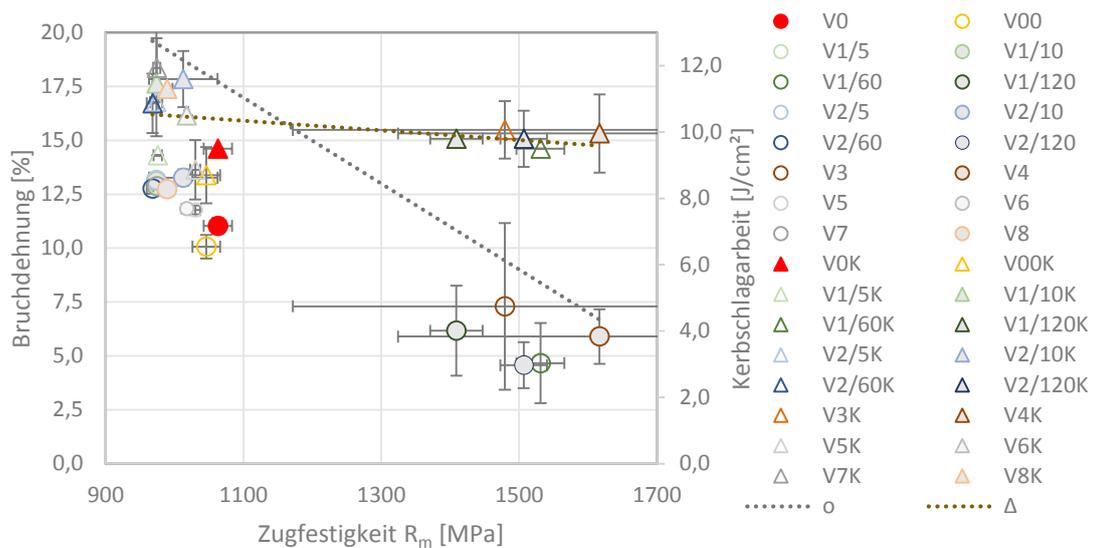


Abbildung 5-13: Zusammenhang zwischen Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit

In **Abbildung 5-14** sind aus allen durchgeführten Vergleichsspannungsmessungen die jeweiligen Maximalwerte für Boden und Wand über der $t_{8/5}$ -Zeit aufgetragen.

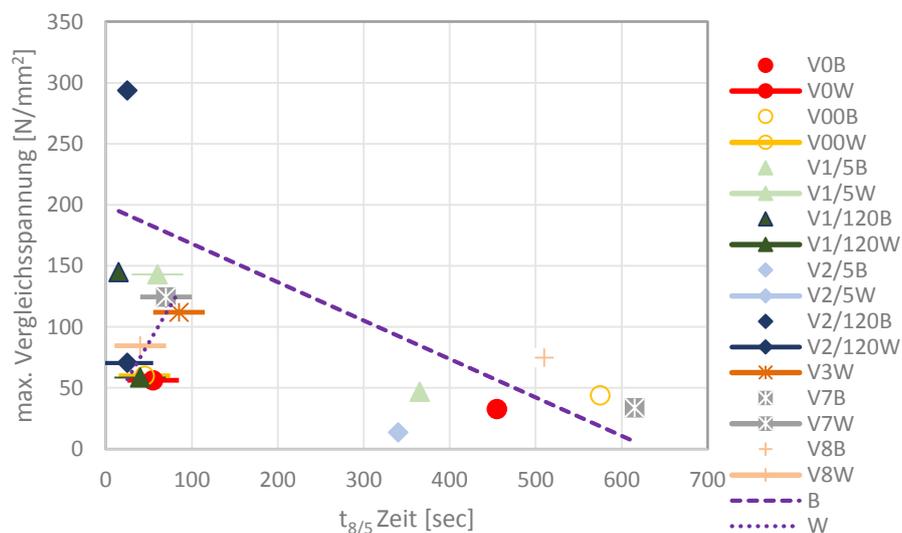


Abbildung 5-14: Gegenüberstellung aller maximalen Vergleichsspannungen mit der $t_{8/5}$ -Zeit

Es zeigt sich vor allem im Bodenbereich, dass mit zunehmender $t_{8/5}$ -Zeit die maximalen Vergleichsspannungen abnehmen. Durch die rasche Abkühlung der Wand bei allen Versuchsreihen sind diese Werte allesamt an der linken Seite des Diagramms zu finden. Der eingezeichnete Trend würde bedeuten, dass mit zunehmender $t_{8/5}$ -Zeit die Spannungen zunehmen. Dies ist physikalisch nicht logisch. Aufgrund mangelnder Messdaten

(unzugänglicher Bereich an der Anlage) wurden die $t_{8/5}$ -Zeiten aus interpolierten Kurven ausgelesen, die aufgrund der gewonnenen Erkenntnis für die Wand in Frage zu stellen sind.

Die von [75] durchgeführten Eigenspannungsmessungen nach der röntgenographischen Messmethode sind betragsmäßig um einiges höher als jene Ergebnisse, die im Zuge von Eigenspannungsmessungen mittels Bohrlochmethode am Institut für Umformtechnik in Leoben durchgeführt wurden. Es muss berücksichtigt werden, dass es sich bei der röntgenographischen Messmethode im Gegensatz zur Bohrlochmethode um Absolutwerte handelt. Der aufgeklebte Dehnmessstreifen stellt einen definierten Nullpunkt dar und darf daher mit Absolutwerten nicht gleichgesetzt werden. Nach [50] bewirken die Spannungen im Bauteil einen räumlichen Verzerrungszustand. Nachdem aber die Dehnmessstreifen auf freien Oberflächen aufgeklebt sind, unterliegen sie einem ebenen Spannungszustand und keinem Verzerrungszustand. So gesehen wäre die Normale auf die Oberfläche eine Hauptachse des Verzerrungstensors. Durch die Messrosette kann diese Dehnung jedoch nicht erfasst werden. In **Abbildung 5-15** sind die Vergleichsspannungen aus den Versuchsreihen V0 (Standard), V7 mit kaltem Wasser und dem Versuch mit schroffer Abkühlung (V2/120) mit den röntgenographischen Untersuchungen WP57 als Standardvariante und WP57-V2 als Beispiel für schroffe Abkühlung aus Bericht [75] gegenübergestellt.

Dabei sieht man, dass beide Versuche mit rascher Abkühlung (V2/120, WP57-V2) mit 294 N/mm² und 220 N/mm² im Boden sehr hohe maximale Spannungen mit akzeptabler Übereinstimmung aufweisen. Man sieht auch, dass bei beiden die Differenz der Spannungen im Boden zu jenen in der Wand sehr groß ist. Im Gegensatz dazu stehen die Versuche mit der langsameren Abkühlung, die bei Versuchsreihe V0 eine Vergleichsspannung von 56 N/mm² und für WP57-Standard einen Wert von 249 N/mm² aufweisen. Obwohl dieser Unterschied sehr groß ist, zeigen diese beiden Versuche einen kaum merkbaren Unterschied in der Spannungsverteilung zwischen Boden und Wand, wodurch auf einen homogenen Spannungsverlauf geschlossen werden kann. Die Abweichungen betreffen vor allem den äußersten Randbereich, der wie bereits diskutiert, aufgrund der verschiedenen Messmethoden nicht direkt vergleichbar ist.

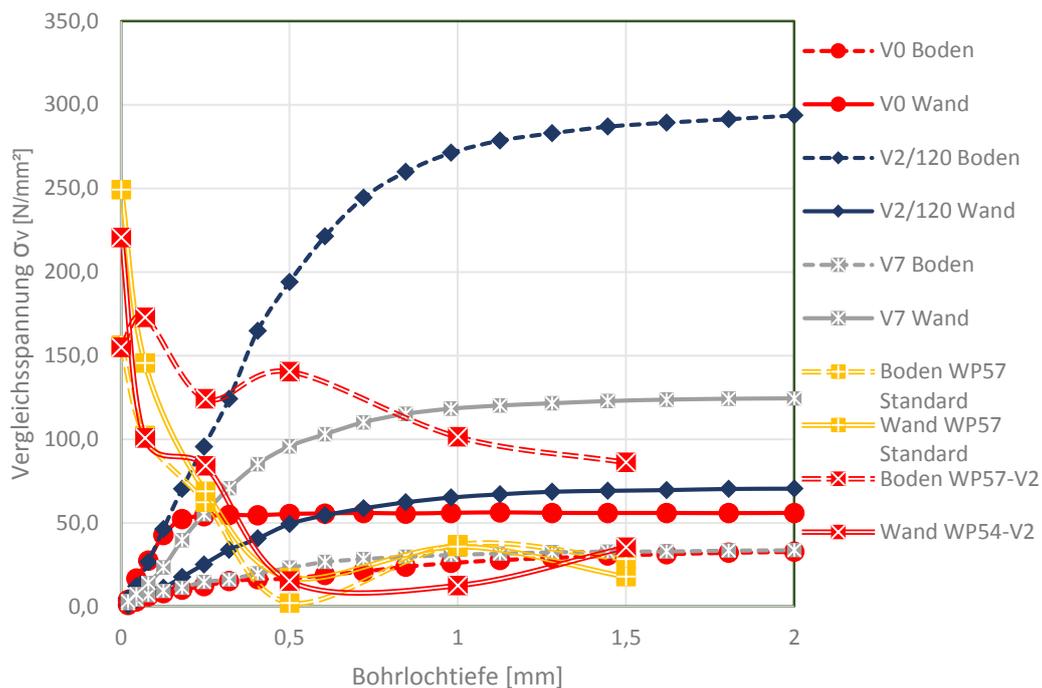


Abbildung 5-15: Verlauf der Vergleichsspannungen für die Varianten mit der schroffsten Abkühlung

Im Rahmen der Untersuchung wird von [76] dieses Ergebnis auf der Basis von numerischen Simulationen bestätigt. In **Abbildung 5-16** und **Abbildung 5-17** sind die berechneten Spannungsverläufe einander gegenüber gestellt. Die Diagramme zeigen die berechneten Zugspannungen für das Bodenzentrum (Pos. 1).

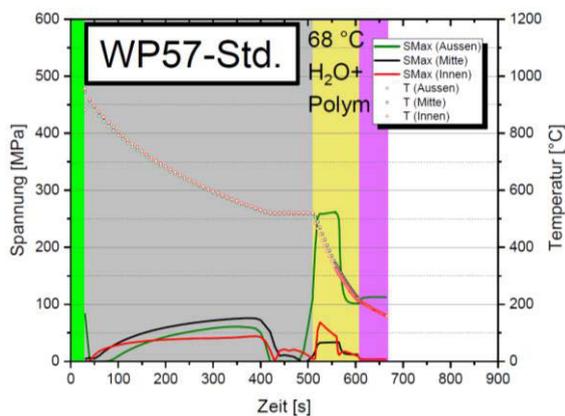


Abbildung 5-16: Berechnung des Spannungsverlaufs bei einer Bypasszeit von 8 Minuten [76]

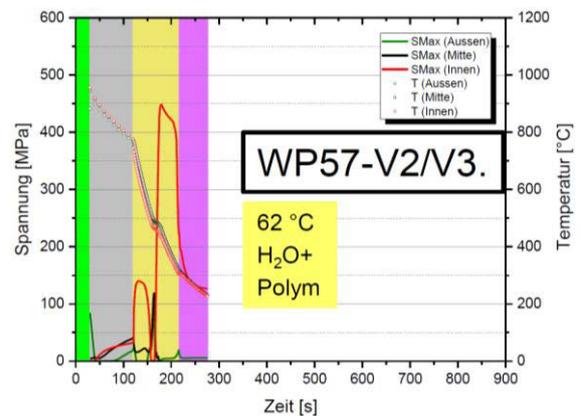


Abbildung 5-17: Berechnung des Spannungsverlaufs bei einer Bypasszeit von 85 Sekunden [76]

6 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit wurden an drei Bereichen der Produktionsanlage Abkühlversuche durchgeführt: Im Pressenbereich, am Übergabepunkt vom Aufzug in den Bypass und an der Abkühlstation. Es wurde dabei der Zeitpunkt der einsetzenden Kühlung, die Kühldauer, die Gleichmäßigkeit der Kühlung und die Temperatur des Kühlmediums variiert.

Die durch lange Glühzeiten entstandenen grobkörnigen Gefüge können durch den massiven Umformprozess vor allem in der Wand wieder fein eingestellt werden. Ferrit-Netzwerke, die in diesem Zusammenhang entstehen, sind am fertigen Flaschenrohling im Bereich des Bodens wieder vorhanden und durch den geringeren Umformgrad an dieser Stelle bedingt. Sie haben allerdings keinen Einfluss auf die Qualität. Den größten Einfluss auf das Risspotential hat der Temperaturverlauf unmittelbar nach dem Ziehvorgang, der durch das Innenkühlen hervorgerufen wird. Unabhängig voneinander treten dadurch sowohl bei den Experimenten als auch bei den Berechnungen die höchsten Spannungen auf. Die Spannungen sind gegenüber dem Standard bis zum 12fachen höher. Es zeigt sich ganz deutlich, dass Spannungen und Härte nicht als korrelierend betrachtet werden dürfen. Zwar stehen Härte und Festigkeit in Zusammenhang, jedoch können Spannungsüberlagerungen mit zerstörenden, mechanischen Messmethoden nicht festgestellt werden. Dies bedarf weiterer Prüfverfahren wie zum Beispiel der Eigenspannungsmessung mittels Bohrlochmethode.

Den Untersuchungen zufolge ist die plausibelste Quelle für die Entstehung der Risse der Pressenbereich in der Bauform vor dem Dezember 2015 zu suchen. Nach dem Umbau der Dornkühlung wurden keine Härterisse mehr festgestellt bzw. gemeldet. In der Ursprungsversion der Anlage vor dem September 2014, bei der die Flaschen unmittelbar nach dem Aufzug in die Abkühlstation eintraten, ist die Wahrscheinlichkeit sehr hoch, dass durch einen Ausfall des Rotationsmechanismus auch Risse durch ungleichmäßige Abkühlung in Verbindung mit weiteren Faktoren entstanden sein können. Bei den derzeitigen Anlagenbedingungen ist die Entstehung eines Risses in der Abkühlstation nahezu ausgeschlossen. Voraussetzung dafür ist die Einhaltung der Verweilzeiten der Flaschen im Bypass, bevor die schroffe Abkühlung einsetzt. Für den vorliegenden Werkstoff kann als maximal zulässige Temperatur für den Start der Abkühlung $T_{krit}=520\text{ °C}$ angenommen werden. Daraus resultieren längere Bypass-Zeiten für dickwandige und kürzere Zeiten für dünnwandige Flaschenrohlinge.

7 Literaturverzeichnis

- [1] ADR, applicable as from 1 January 2015: European Agreement Concerning the International Carriage of Dangerous Goods by Road, Volume 2, United Nations New York, 2014.
- [2] Werner, H.-J. und J. Schmitt, GWG-Gasflaschen, www.gasflaschenwerk.de, Abgerufen am: 05.06.2016.
- [3] ISO9809-2, International Standard, Gas Cylinders - Refillable seamless steel cylinders - Design, construction and testing - Part 2: Quenched and tempered steel cylinders with tensile strength greater than or equal to 1100 MPa, 2000.
- [4] Vitkovice Cylinders a.s., Passion for Gas, <http://www.vitkovice.cz/documents/10181/53865/Katalog+-+Ocelov%C3%A9+lahve/6ca9fa87-104f-4ee9-8da4-46b49f98ca36?version=1.1>, Abgerufen am: 05.06.2016.
- [5] Worthington Cylinders GmbH, Produktion, <http://www.wthg.at/de/produktion/>, Abgerufen am: 05.06.2016.
- [6] Faber Industries S.p.A, Production Cycles of Seamless Steel Gas Cylinders, <http://www.faber-italy.com/prodctn.htm>, Abgerufen am: 05.06.2016.
- [7] Norris Cylinder, Billet pierce, <http://norriscylinder.com/billet-pierce.php>, Abgerufen am: 03.05.2016.
- [8] DIN 8580:2003-09, Deutsches Institut für Normung, Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung, 2003.
- [9] DIN8582, Deutsches Institut für Normung, Fertigungsverfahren Umformen - Einordnung; Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht, 2003.
- [10] Doege, E. und B.-A. Behrens, Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, 2007.
- [11] König, W. und F. Klocke, Fertigungsverfahren, 5. Auflage, VDI-Verlag [u.a.] Düsseldorf [u.a.], 2006.

- [12] Ruge J. und Wohlfahrt H. (Eds.), Technologie der Werkstoffe: Herstellung, Verarbeitung, Einsatz, 8. Auflage, Vieweg Wiesbaden, 2007.
- [13] Lange, K., Fließpressen: Wirtschaftliche Fertigung metallischer Präzisionswerkzeuge, Springer-Verlag Berlin, 2008.
- [14] Wessel, H. A., Das Walzen nahtloser Stahlrohre nach Mannesmann, Ehrhardt und anderen, Ferrum - Nachrichten aus der Eisenbibliothek, Stiftung der Georg Fischer AG (2007)79.
- [15] Tenaris, Cylinders for high pressure gases, www.tenaris.com, Abgerufen am: 05.06.2016.
- [16] ISO9809-1, International Standard, Gas cylinders - Refillable seamless steel gas cylinders - Design, construction and testing - Part 1: Quenched and tempered steel cylinders with tensile strength less than 1100 MPa, 1999.
- [17] ISO9809-3, International Standard, Gas cylinders - Refillable seamless steel gas cylinders - Design, construction and testing - Part 3: Normalized steel cylinders, 2000.
- [18] EN1964-1, European Committee for Standardization, Transportable gas cylinders - Specification for the design and construction of refillable transportable seamless steel gas cylinders of water capacities from 0,5 litre up to and including 150 litres - Part 1: Cylinders made of seamless steel with an Rm value of less than 1100 MPa Bruxelles, 1999.
- [19] EN1964-2, European Committee for Standardization, Transportable gas cylinders - Specification for the design and construction of refillable seamless steel gas cylinders of water capacities from 0,5 litres up to and including 150 litres - Part 2: Cylinders made of an seamless steel with an Rm value of 1100 MPa Bruxelles, 2001.
- [20] Frosch, G., Sauer gasbeständigkeit von Druckbehälterstählen, Bakkalaureatsarbeit, Montanuniversität Leoben, 2014.
- [21] Jellinghaus, M., Stahlerzeugung im Lichtbogenofen, 3. Auflage, Verlag Stahleisen Düsseldorf, 1994.
- [22] ISO9809, International Standard, Gas Cylinders - Refillable seamless steel gas cylinders - Design, construction and testing. 1999th ed., 1999.
- [23] DIN EN ISO148-1, International Standard, Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 148-1:2009); Deutsche Fassung EN ISO 148-1:2010, Beuth Berlin, 2011. Beuth.

- [24] DIN EN10052, Deutsches Institut für Normung, Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen, Beuth Berlin, 1994. Beuth.
- [25] Liedtke, D. und H. Stiele, Wärmebehandlung von Stahl – Randschichthärten, 2009.
- [26] Bleck, W., Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis, 2. Auflage, Mainz Aachen, 2004.
- [27] Eckstein H.-J. (Ed.), Technologie der Wärmebehandlung von Stahl, 2. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig, 1987.
- [28] Roos, E. und K. Maile, Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung Prüfung, 3. Auflage, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, 2008.
- [29] Wegstein, C. und M. Wegstein, Stahlschlüssel-Taschenbuch: Wissenswertes über Stähle, 22. Auflage, Verlag Stahlschlüssel Wegstein Marbach/N., 2010.
- [30] Malmberg, W., Formänderungen und Spannungen, in: H. Haake, W. Malmberg (Eds.), Glühen, Härten und Vergüten des Stahles, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1961, 61–68.
- [31] Liedtke, D. und R. Jönsson, Wärmebehandlung: Grundlagen und Anwendungen für Eisenwerkstoffe, Expert-Verlag Ehningen bei Böblingen, 1991.
- [32] Hougardy, H. P., Zeit-Temperatur-Austenitisierung (ZTA)- und Zeit-Temperatur-Umwandlung (ZTU)-Schaubilder, Einführung in die Wärmebehandlung, Verlag Stahleisen Düsseldorf, 1982.
- [33] Bargel, H.-J., H. Hilbrans und G. Schulze, Werkstoffkunde, 10. Auflage, Springer-Verlag Berlin, 2008.
- [34] Hougardy, H. P., Die Umwandlung der Stähle. 2: Zeit-Temperatur-Austenitisierung(ZTA)-und Zeit-Temperatur-Umwandlung(ZTU)-Schaubilder, Einführung in die Wärmebehandlung, Verlag Stahleisen, 1982.
- [35] Läßle, V., Wärmebehandlung des Stahls: Grundlagen, Verfahren und Werkstoffe; neue europäische und internationale Normen; mit Aufgabensammlung, 11. Auflage, Verlag Europa-Lehrmittel - Nourney Vollmer Haan-Gruiten, 2014.
- [36] Liedtke, D., Wärmebehandlung von Stahl - Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren, Düsseldorf, 2005.
- [37] Hougardy, H. P., Die Umwandlung der Stähle: Teil 1, Verlag Stahleisen Düsseldorf, 1982.
- [38] Böhler, Special Steel Kapfenberg, 1996.

- [39] ASTM255-10, A01 Committee, Test Methods for Determining Hardenability of Steel, ASTM International West Conshohocken, PA, 2014. doi:10.1520/A0255-10R14ASTM International, Abgerufen am: 19.09.2015.
- [40] ISO642-1999, International Standard, Stahl - Stirnabschreckversuch (Jominy-Versuch); Deutsche Fassung, Beuth, 2000. Beuth.
- [41] Macherauch E. und H.-W. Zoch (Eds.), Praktikum in Werkstoffkunde: 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik, 11. Auflage, Vieweg et Teubner Wiesbaden, 2011.
- [42] Lober, D., Informationen über Stahl für Metallografen, www.metallograf.de, Abgerufen am: 24.11.2015.
- [43] Grossman, M., Hardenability Calculated from Chemical Composition, AIME Transactions (1942)150, 227–259.
- [44] Sushanthi, N. und J. Maity, An Independent Modeling Approach for Prediction of Hardenability in Steels, steel research int. 86 (2015)4, 329–340.
- [45] Heeß, K., Maß- und Formänderungen infolge Wärmebehandlung von Stählen: Grundlagen - Ursachen - Praxisbeispiele, 2. Auflage, Expert-Verlag Renningen, 2003.
- [46] Zoch, H.-W. und G. Spur, Handbuch Fertigungstechnik ; Wärmebehandlung und Beschichten, 2. Auflage, Hanser München, 2011.
- [47] Schneider, R., Aspects of Quench Cracking Tokyo, 2014.
- [48] Hagedorn, P., Technische Mechanik: Band 2 - Festigkeitslehre, 4. Auflage, Verlag Deutsch Frankfurt, M., 2006.
- [49] Wittel, H., D. Muhs, D. Jannasch und J. Voßiek, Roloff/Matek Maschinenelemente, Springer Fachmedien Wiesbaden Wiesbaden, 2013.
- [50] Hibbeler, R. C., Technische Mechanik, 5. Auflage, Pearson Studium München [u.a.], 2006.
- [51] Hoffmann, K., Eine Einführung in die Technik des Messens mit Dehnungsmessstreifen Darmstadt, 1987.
- [52] DIN17014, Deutsches Institut für Normung, Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen; Fachbegriffe und -ausdrücke, Beuth Berlin, 1975. Beuth.
- [53] Lement, B. S., Distortion in tool steels, American Society for Metals Metal Parks, Novelty, Ohio, 1959.

- [54] Wyss, U., Erfahrungen beim Einsatzhärten von größeren Teilen, AWT Seminar „Einsatzhärten“ Berlin, 1984.
- [55] Rose, A., Eigenspannungen als Ergebnis von Wärmebehandlung und Umwandlungsverhalten, HTM Härtereitechnische Mitteilungen 21 (1966)1.
- [56] Ameen, E., Dimension changes of tool steels during quenching and tempering, Trans ASM 28 (1940), 472–512.
- [57] Chatterjee-Fischer, R., Beispiele für durch Wärmebehandlung bedingte Eigenspannungen und ihre Auswirkungen, HTM Härtereitechnische Mitteilungen 28 (1973)11, 276–288.
- [58] Berns, H., Verzug von Stählen infolge von Wärmebehandlung, Zeitschrift für Werkstofftechnik 8 (1977)8, 149–157.
- [59] Wyss, U., Die Wärmebehandlung von Bau- und Werkzeugstählen, Microtecnic 23 (1969)1, 3–6.
- [60] Schröter, W. und A. Spengler, Das Aufwachsmaß als Nitrierbarkeitskenngröße von Eisenwerkstoffen, AWT Seminar „Maßänderungen und Deformationen bei Wärmebehandlungen“ Belfort.
- [61] Prevedel, P., Schadensanalyse an 2 rissbehafteten Gasflaschenböden nach unterschiedlicher Abkühlung nach der Umformung, Bericht 293/15-UB-A04798 Leoben, 2016.
- [62] Prevedel, P., K. Auinger und C. Puschmann, Schadensanalyse an einem rissbehafteten Gasflaschenboden (Charge WN09), Bericht 084/15-UB-A05011.
- [63] Bleicher, F., F. Dür und T. Flatz, Analyse der Blockerwärmung bei der Fa. Worthington, 2011.
- [64] Berns, H. und W. Theisen, Eisenwerkstoffe: Stahl- und Gusseisen, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, 2008.
- [65] Prevedel, P. und K. Chladil, Analyse der Sauerstoffaufnahme beim Glühen anhand der Charge WE14, Bericht 378/13_EB-A03024a Leoben, 2013.
- [66] Gegner, J., Komplexe Diffusionsprozesse in Metallen: Experimentelle Analyse und mathematische Simulation der Randentkohlung und Gasaufkohlung, inneren Oxidation und Sauerstoffsegregation an Metall-Oxid-Phasengrenzen, Expert-Verlag Renningen, 2006.

- [67] Oettel H. (Ed.), Metallografie, 15., überarb. und erw. Aufl., Wiley-VCH-Verl Weinheim, 2011.
- [68] Rösler J., H. Harders und M. Bäker (Eds.), Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, 4., überarb. und erw. Aufl., Springer Vieweg Wiesbaden, 2012.
- [69] Kugler, H., Umformtechnik, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG München, 2009.
- [70] Prevedel, P. und K. Auinger, Korngrößenbestimmung an den 34CrMo4-Chargen WN09 und WM96, 067/15-EP-A05004a Leoben, 2015.
- [71] Max-Planck-Institut für Eisenforschung (Ed.), Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Verlag Stahleisen Düsseldorf, 1954.
- [72] Nürnberger, F., O. Grydin, M. Schaper, F.-W. Bach, B. Koczurkiewicz und A. Milenin, Microstructure Transformations in Tempering Steels during Continuous Cooling from Hot Forging Temperatures, steel research int. 81 (2010)3, 224–233.
- [73] Prevedel, P., Metallographische Untersuchung eines Tubus der Charge WO54 zur Validierung der Simulation, Bericht 339/15-UB-A04777 Leoben, 2015.
- [74] Eggbauer, G., A. Weber, J. Lechleitner und B. Buchmayr, Charakterisierung bainitischer Gefügestände in Schmiedestählen, Berg Huettenmaenn Monatsh 159 (2014)5, 194–200.
- [75] Prevedel, P., Metallographische Untersuchung eines rasch abgeschreckten Tubus der Charge WP57-V3 zur Validierung der Simulation inkl. Eigenspannungsmessungen an WP57-Std. und WP57-V2, 441/15-UB-A04777 Leoben, 2015.
- [76] Prevedel, P. und M. Krobath, Prozessanalyse des Gasflaschentubenziehens sowie des Abschreckprozesses von Gasflaschentuben, Bericht 051/16-UB-A04777 Leoben, 2016.

A Messdaten, Protokolle, Gefügebilder

A.1 Messdaten und Protokolle

Tabelle A-I: Messwerte der Härteverläufe über den Umfang gemessen in HRC

Härteprüfung Ring Nr.	4506 V0	4509 V1/120	4512 V1/60	4515 V1/10	4518 V1/5	4521 V2/10	4524 V2/60	4527 V2/120	4530 V2/5	4533 V3	4536 V4	4539 V5	4542 V6	4545 V7	4938 V8	5101 V00
1	33,9	50,0	51,8	41,5	37,6	47,1	35,7	54,4	42,7	38,0	49,6	37,6	37,0	30,2	31,9	33,9
2	33,9	52,3	54,6	39,7	39,5	46,4	40,7	52,3	43,4	41,0	53,5	35,3	35,6	32,0	30,6	35,0
3	34,9	50,8	54,3	40,6	40,5	46,4	43,7	49,3	36,9	40,0	53,8	37,8	33,7	33,6	29,5	35,1
4	36,1	50,9	54,3	39,2	40,3	46,5	43,4	52,7	38,4	45,0	53,1	34,2	32,7	33,2	29,9	37,3
5	38,0	52,7	54,6	38,2	41,0	46,3	42,9	54,2	35,7	47,0	54,3	37,8	34,7	33,7	31,4	37,7
6	38,4	53,0	54,7	39,1	41,3	44,8	42,3	54,7	35,4	49,0	53,3	37,4	35,9	34,1	30,6	38,8
7	40,2	51,5	53,3	36,3	43,0	44,5	43,9	53,8	39,7	50,0	51,0	40,3	35,3	31,4	30,6	38,8
8	38,6	52,5	53,0	37,7	37,5	45,0	42,5	50,4	39,3	49,0	51,1	38,9	32,6	32,6	31,6	36,0
9	37,7	52,7	51,6	36,7	34,1	44,3	40,3	52,3	36,6	43,0	49,4	37,4	34,7	32,2	30,7	35,1
10	34,8	49,8	52,9	31,3	31,1	44,8	39,9	55,0	32,6	42,0	48,9	36,8	33,4	30,7	31,2	35,2
11	36,1	48,9	50,3	31,5	34,6	44,7	32,8	52,5	32,6	41,0	46,2	37,0	34,8	33,6	30,4	34,3
12	35,4	49,2	52,9	32,9	37,3	44,1	31,9	51,6	31,6	42,0	43,7	36,9	33,7	31,8	29,7	34,8
13	33,7	50,9	52,1	32,4	41,9	41,5	31,3	52,0	32,3	34,0	39,6	36,8	32,9	31,9	28,2	36,3
14	35,1	49,9	53,4	36,7	42,0	45,6	31,0	53,2	30,7	30,0	37,4	37,4	33,5	30,9	28,2	36,1
15	37,7	51,3	52,5	40,0	41,0	43,6	31,9	55,9	30,2	31,0	36,4	38,0	32,9	31,6	28,7	35,9
16	37,2	49,5	53,6	34,8	42,9	44,5	33,0	53,8	38,8	33,0	40,5	38,2	34,2	31,9	28,9	36,9
17	39,3	50,5	53,4	40,0	41,8	42,8	31,0	52,4	43,5	35,0	41,1	38,9	33,7	31,9	27,0	36,7
18	37,4	51,5	52,2	41,3	41,5	45,2	32,1	51,6	43,7	39,0	43,8	40,5	34,4	32,0	28,4	35,2
19	36,2	49,4	51,7	41,4	39,1	46,1	33,0	54,1	44,5	39,0	44,1	38,9	36,4	30,8	29,7	37,0
20	35,4	50,0	53,4	41,3	37,5	46,9	32,0	53,3	43,5	39,0	43,2	36,7	35,2	29,2	31,1	35,4
MW	36,5	50,9	53,0	37,6	39,3	45,1	36,8	53,0	37,6	40,4	46,7	37,6	34,4	32,0	29,9	36,1
Std. Abw	1,8	1,2	1,1	3,4	3,1	1,4	5,1	1,5	4,7	5,7	5,7	1,4	1,2	1,2	1,3	1,4

Tabelle A-II: Umwertung der gemessenen HRC-Werte über den Umfang in HV

Härteprüfung	4506	4509	4512	4515	4518	4521	4524	4527	4530	4533	4536	4539	4542	4545	4938	5101
Ring Nr.	V0	V1/120	V1/60	V1/10	V1/5	V2/10	V2/60	V2/120	V2/5	V3	V4	V5	V6	V7	V8	V00
1	333	517	547	406	366	474	349	593	419	370	510	366	361	306	318	333
2	334	554	596	386	384	465	397	554	426	400	577	345	348	318	308	343
3	342	528	590	395	394	464	430	506	360	390	581	367	332	331	301	344
4	352	530	590	382	392	466	426	561	374	446	569	336	325	328	303	364
5	370	562	598	372	400	464	421	590	349	473	592	368	340	332	314	367
6	374	566	599	380	404	443	414	598	347	501	572	364	351	336	308	378
7	392	540	573	354	423	440	433	581	386	517	532	393	346	315	309	378
8	375	557	567	367	365	447	416	523	382	501	534	378	324	323	316	352
9	367	561	543	358	335	438	392	555	357	422	507	364	341	320	309	344
10	341	513	565	313	312	444	388	604	323	411	500	359	330	309	313	344
11	352	500	522	315	339	442	325	557	323	400	462	360	341	331	307	337
12	346	504	565	326	363	435	318	543	316	411	430	360	332	317	302	341
13	332	532	552	322	409	406	314	548	321	335	385	359	325	318	292	354
14	344	515	574	358	411	453	311	570	309	304	364	364	330	311	292	353
15	367	537	559	390	400	429	318	622	306	311	355	370	326	316	295	350
16	362	508	577	341	421	440	327	582	378	327	395	372	336	318	297	360
17	382	524	574	389	409	420	311	557	428	343	401	378	332	318	284	358
18	364	542	553	403	405	448	319	543	431	379	431	394	338	319	293	344
19	353	507	544	404	380	461	326	587	440	379	435	379	355	310	302	360
20	346	517	574	404	365	471	319	572	428	379	424	358	345	298	312	346
MW	357	531	568	368	384	447	363	567	370	400	478	367	338	319	304	352
Std. Abw	17	20	20	30	30	17	47	28	45	61	77	13	10	9	9	12

Tabelle A-III: Werte der Vergleichsspannungsmessung mittels Bohrlochmethode

		Vergleichsspannung (N/mm ²)																															
		V0		V1/120		V1/60		V1/10		V1/5		V2/120		V2/60		V2/10		V2/5		V3		V4		V5		V6		V7		V8		V00	
		Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand	Boden	Wand		
Bohrlochtiefe [mm]	0,02	0,9	4,0	4,3	1,3	0,1	4,4	4,8	0,7	0,2	7,2	1,3	2,2	2,0	3,1	3,6	1,4	2,4	4,1														
	0,045	3,0	16,7	7,1	1,6	0,5	10,2	12,2	4,2	0,8	13,1	3,0	7,8	4,1	7,4	7,5	4,8	4,3	9,1														
	0,08	6,1	27,3	11,5	3,2	2,2	20,9	26,6	7,9	1,6	19,5	5,7	14,4	6,8	14,0	12,2	9,4	6,8	15,7														
	0,125	8,0	42,6	19,6	6,8	5,2	43,1	46,3	11,1	2,7	26,1	9,8	26,7	9,2	23,5	17,8	17,9	10,2	24,0														
	0,18	10,1	52,1	32,2	13,1	9,2	63,0	70,3	17,6	4,3	35,2	15,3	46,4	11,2	39,5	23,0	27,9	13,9	31,4														
	0,245	12,1	53,9	47,8	20,0	14,9	79,7	95,4	25,2	5,9	45,3	20,6	55,6	14,6	55,1	27,8	38,4	17,6	36,3														
	0,32	15,1	54,7	68,5	27,0	20,4	97,6	124,1	33,8	6,9	54,9	25,7	68,5	16,1	70,8	32,7	48,4	20,1	42,2														
	0,405	16,2	54,5	86,8	34,9	27,2	111,5	164,8	40,7	8,5	65,0	32,3	78,9	19,7	85,1	38,0	56,7	21,6	47,4														
	0,5	16,7	55,3	102,4	41,2	33,4	120,5	194,1	49,4	9,4	76,2	38,6	85,7	23,1	95,8	43,2	63,3	23,2	50,8														
	0,605	18,9	55,5	115,7	46,4	37,1	126,3	221,3	54,6	10,1	84,3	43,8	93,0	26,6	103,0	47,2	68,2	25,3	53,1														
	0,72	20,9	55,9	125,6	50,9	41,0	130,8	244,4	58,7	10,9	91,5	46,8	98,6	28,4	110,1	50,6	73,5	27,0	54,8														
	0,845	23,8	55,5	132,2	53,9	44,3	133,7	259,9	62,3	11,6	97,9	47,4	103,2	29,7	115,1	54,0	76,7	29,1	56,3														
	0,98	26,0	55,9	136,6	56,3	45,5	135,9	271,2	65,2	12,6	103,2	48,9	106,3	30,8	118,2	57,1	79,1	31,4	57,4														
	1,125	27,7	56,2	138,5	57,4	45,9	137,5	278,6	67,1	13,0	107,5	52,3	108,1	31,6	120,1	61,1	80,7	33,5	58,2														
	1,28	29,0	55,9	139,9	58,0	46,2	138,8	283,0	68,7	13,1	111,3	51,3	109,9	32,4	121,5	64,5	81,8	35,8	58,6														
	1,445	30,3	55,8	141,1	58,2	46,4	140,1	286,9	69,2	13,3	114,6	51,4	111,0	32,8	122,8	67,5	82,7	37,9	59,4														
	1,62	31,3	55,9	142,4	58,4	46,8	141,4	289,3	69,6	13,4	117,9	51,4	111,7	32,9	123,6	69,9	83,4	40,2	59,6														
1,805	32,1	55,7	142,4	58,4	46,6	142,4	291,4	70,3	13,5	120,3	51,3	111,8	33,4	124,2	72,0	83,8	41,8	59,8															
2	32,7	55,9	144,8	57,8	46,6	143,0	293,6	70,5	13,4	123,5	51,2	111,9	33,6	124,4	74,6	84,5	43,7	59,7															

A.2 Gefügebilder

Gegenüberstellung der Standardversuche V0 und V00 - Bodenzentrum

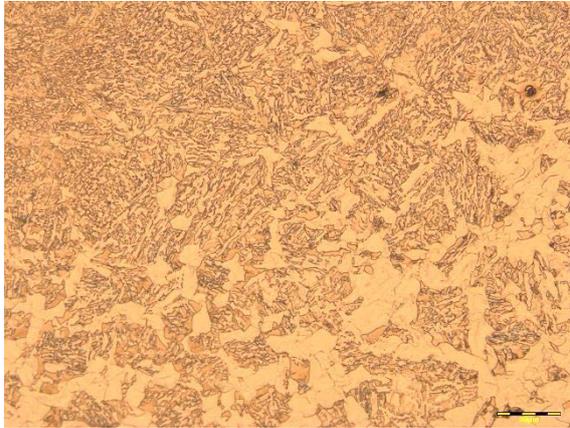


Abbildung A-1: V0 Pos. 1; IR

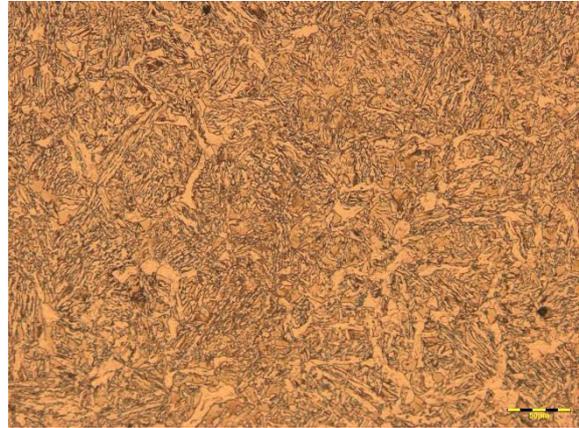


Abbildung A-2: V00 Pos. 1; IR

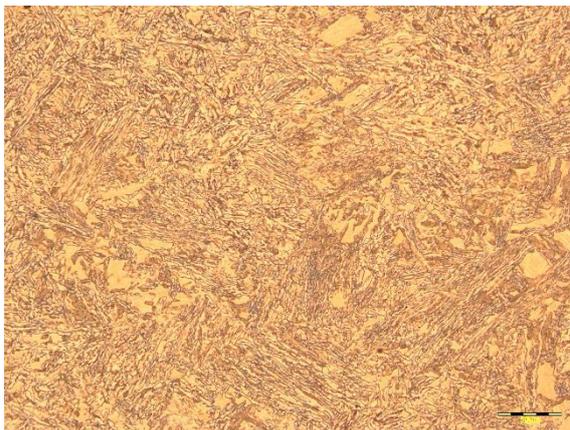


Abbildung A-3: V0 Pos. 1; IH

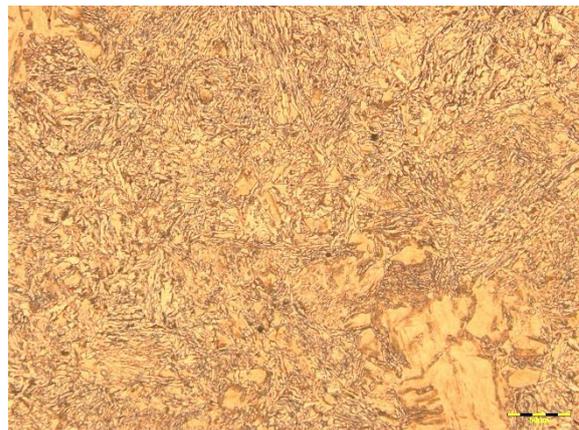


Abbildung A-4: V00 Pos. 1; IH

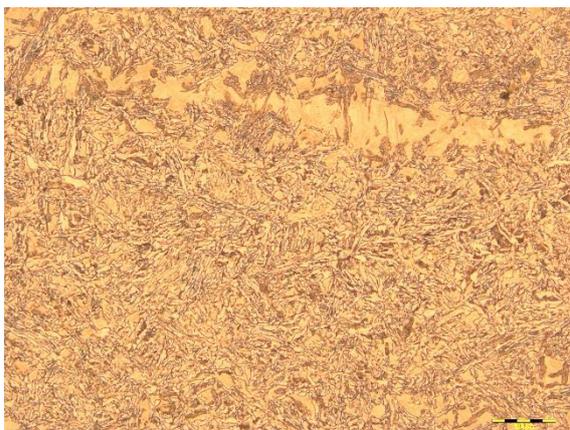


Abbildung A-5: V0 Pos. 1; KH



Abbildung A-6: V00 Pos. 1; KH



Abbildung A-7: V0 Pos. 1; AH

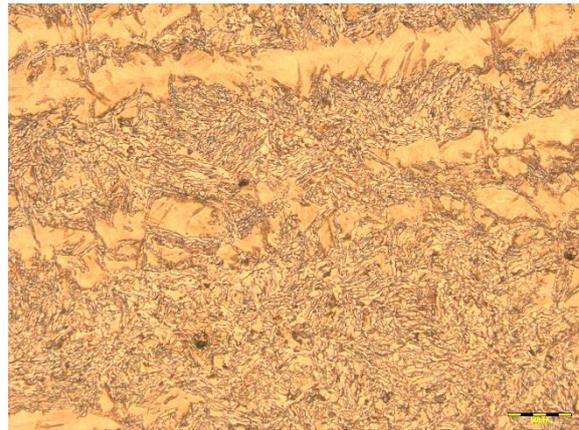


Abbildung A-8: V00 Pos. 1; AH

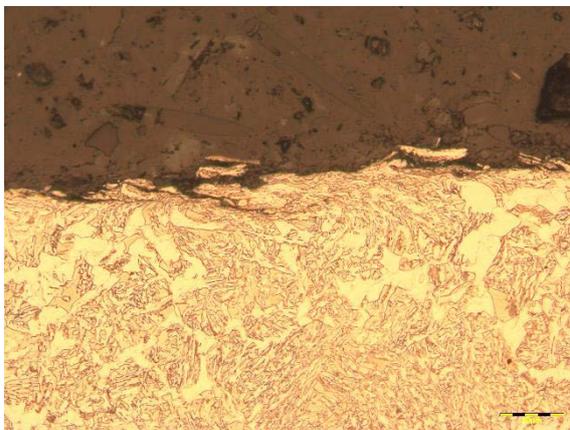


Abbildung A-9: V0 Pos. 1; AR

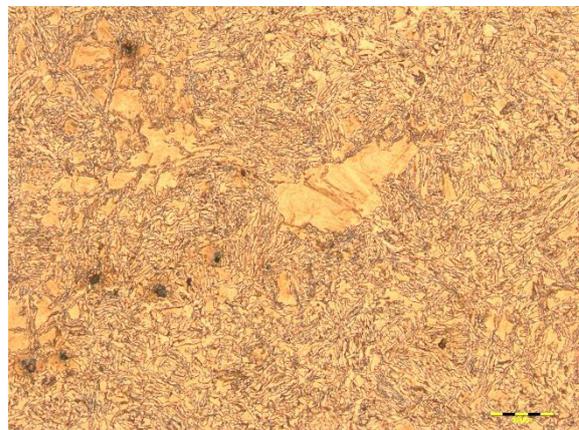


Abbildung A-10: V00 Pos. 1; AR

V1/120 Kern



Abbildung A-11: V1/120 Pos. 1; KH



Abbildung A-12: V1/120 Pos. 2; KH

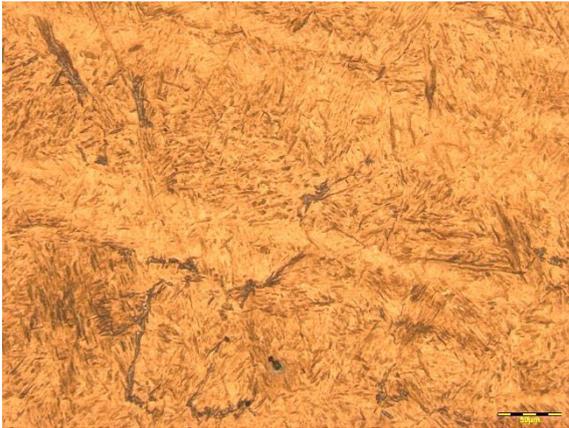


Abbildung A-13: V1/120 Pos. 3; KH



Abbildung A-14: V1/120 Pos. 4; KH

V1/60 Kern

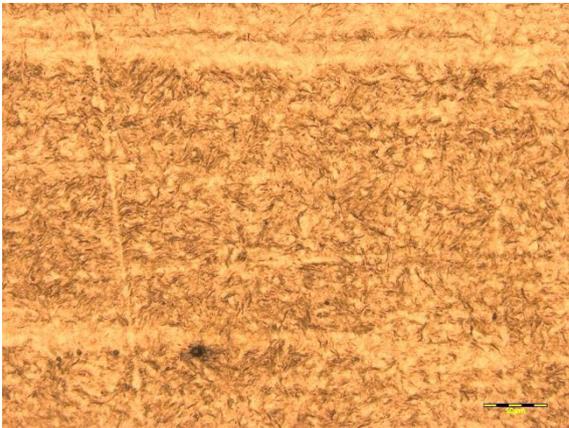


Abbildung A-15: V1/60 Pos. 1; KH



Abbildung A-16: V1/60 Pos. 2; KH



Abbildung A-17: V1/60 Pos. 3; KH

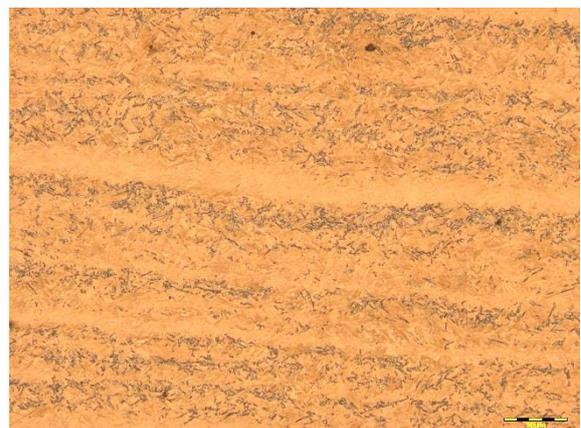


Abbildung A-18: V1/60 Pos. 4; KH

V1/10

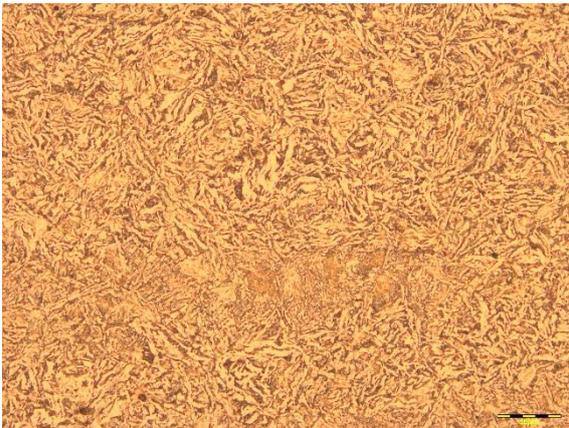


Abbildung A-19: V1/10 Pos. 1; KH



Abbildung A-20: V1/10 Pos. 2; KH



Abbildung A-21: V1/10 Pos. 3; KH



Abbildung A-22: V1/10 Pos. 4; KH

V1/5

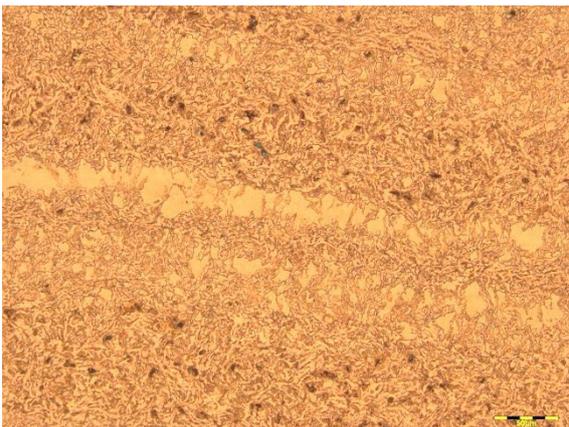


Abbildung A-23: V1/5 Pos. 1; KH



Abbildung A-24: V1/5 Pos. 2; KH



Abbildung A-25: V1/5 Pos. 3; KH

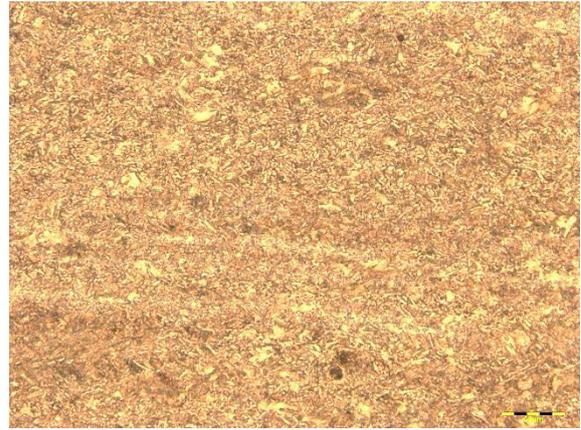


Abbildung A-26: V1/5 Pos. 4; KH

V2/120



Abbildung A-27: V2/120 Pos. 1; KH



Abbildung A-28: V2/120 Pos. 5; KH

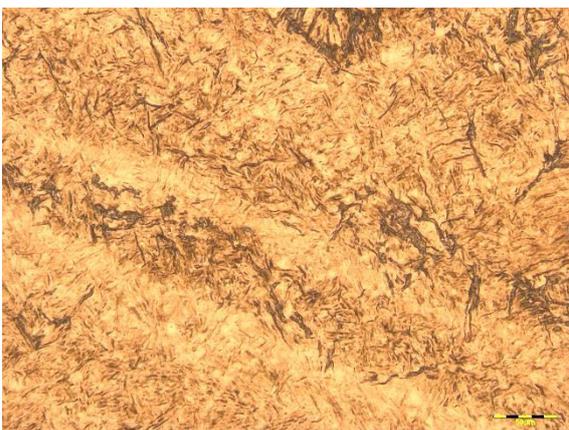


Abbildung A-29: V2/120 Pos. 6; KH



Abbildung A-30: V2/120 Pos. 7; KH

V2/60

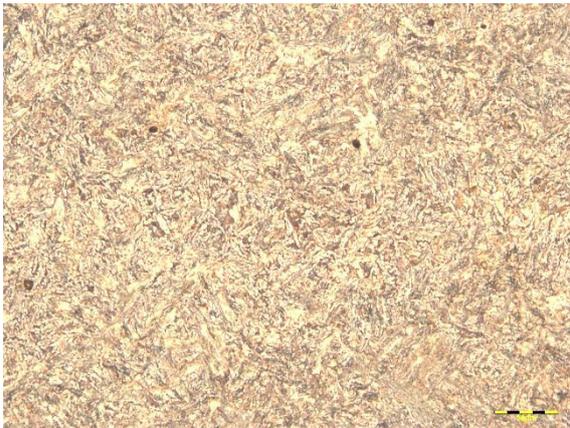


Abbildung A-31: V2/60 Pos. 1; KH



Abbildung A-32: V2/60 Pos. 2; KH

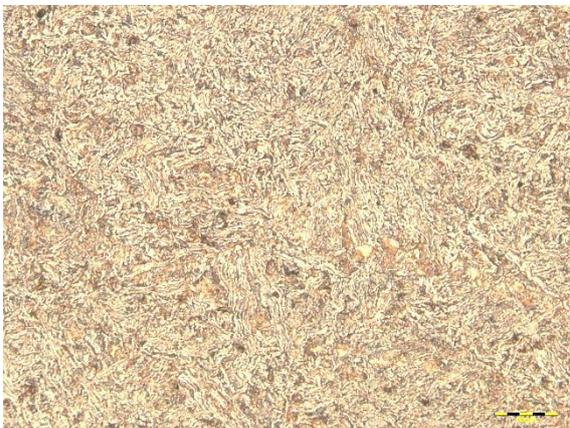


Abbildung A-33: V2/60 Pos. 3; KH

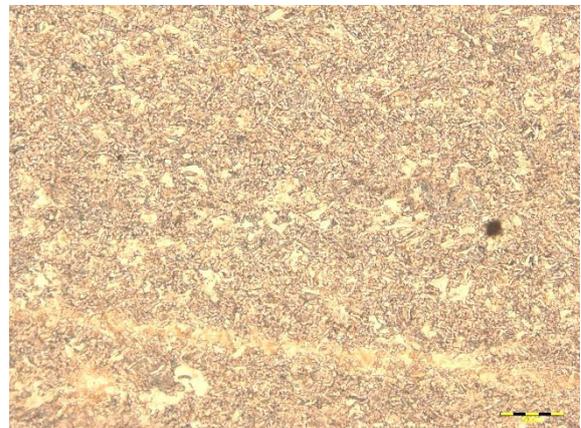


Abbildung A-34: V2/60 Pos. 4; KH

V2/10

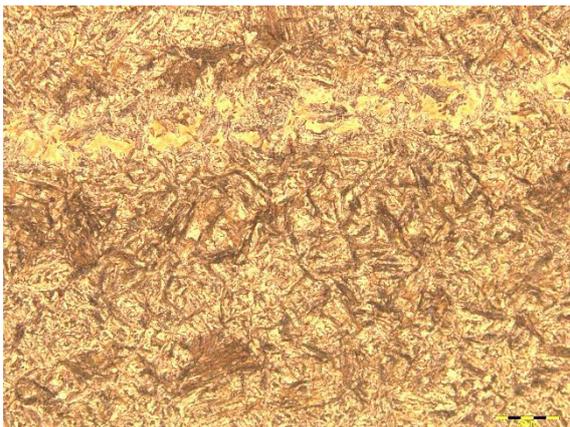


Abbildung A-35: V2/10 Pos. 1; KH

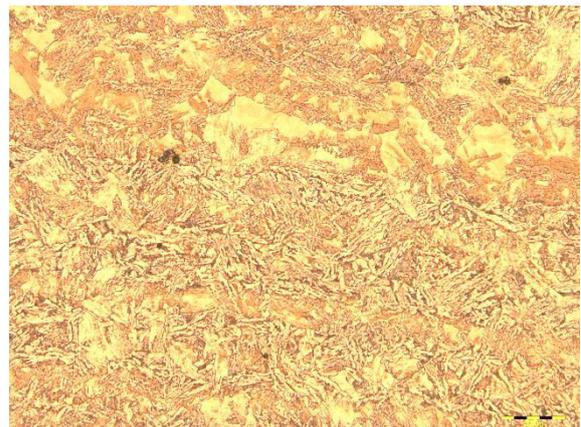


Abbildung A-36: V2/10 Pos. 2; KH

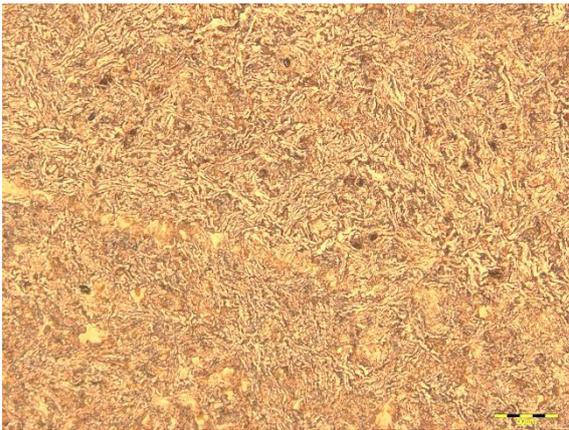


Abbildung A-37: V2/10 Pos. 3; KH

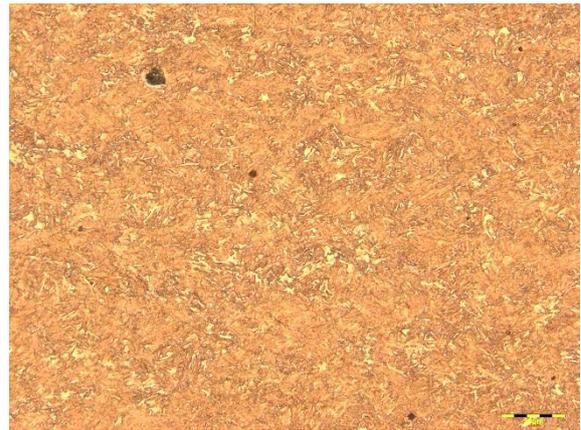


Abbildung A-38: V2/10 Pos. 4; KH

V2/5

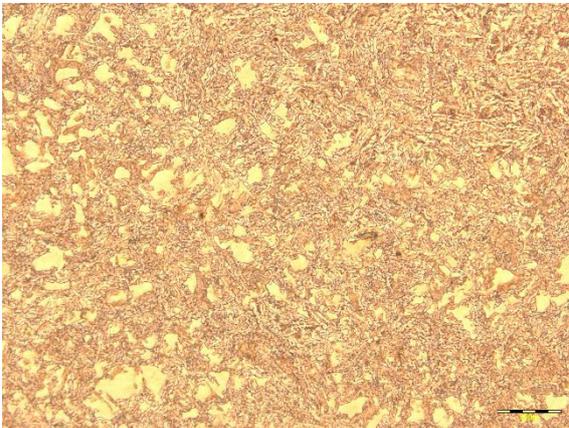


Abbildung A-39: V2/5 Pos. 1; KH

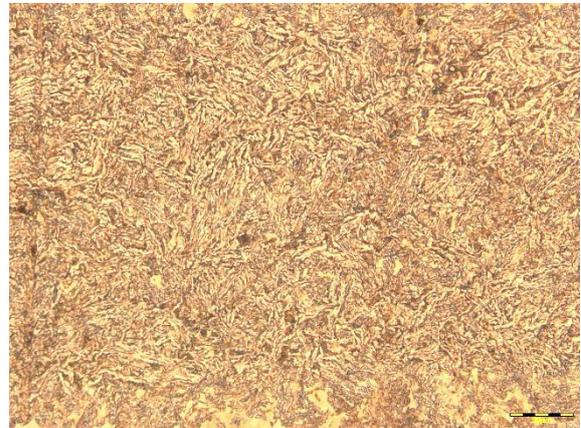


Abbildung A-40: V2/5 Pos. 2; KH

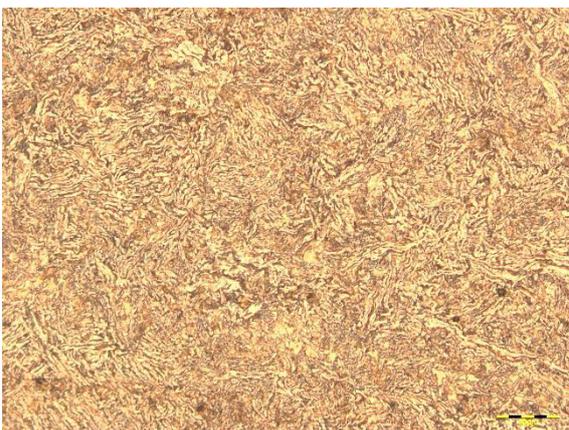


Abbildung A-41: V2/5 Pos. 3; KH



Abbildung A-42: V2/5 Pos. 4; KH

V3

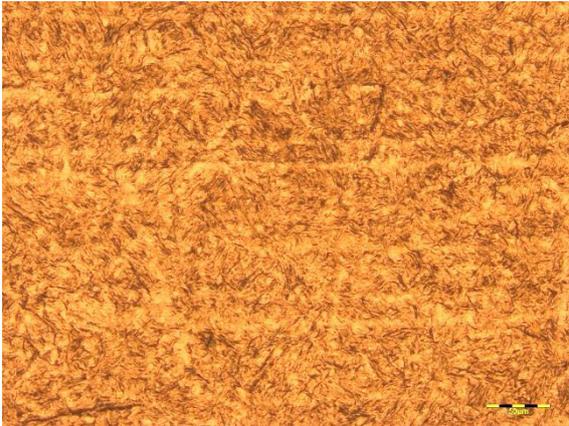


Abbildung A-43: V3 Pos. 1; KH

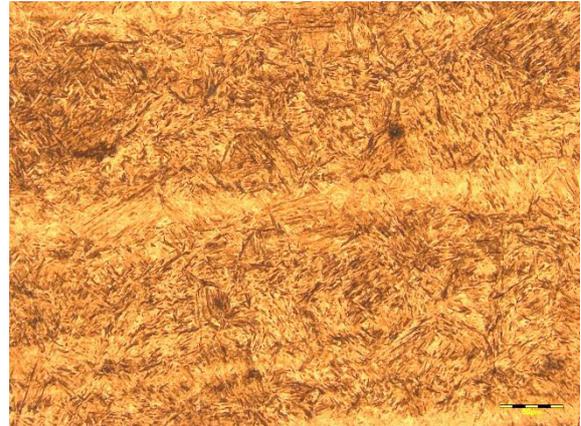


Abbildung A-44: V3 Pos. 2; KH



Abbildung A-45: V3 Pos. 3; KH



Abbildung A-46: V3 Pos. 4; KH

V4



Abbildung A-47: V4 Pos. 1; KH

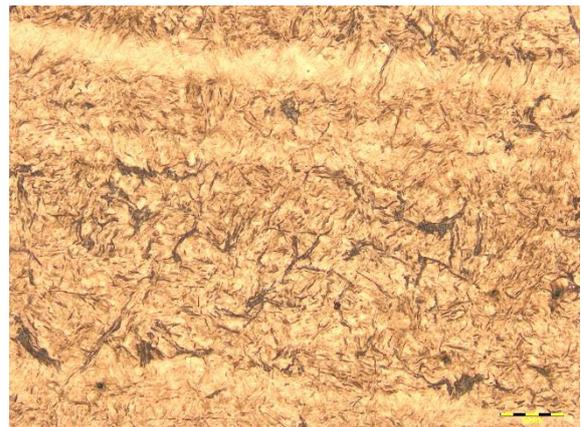


Abbildung A-48: V4 Pos. 2; KH



Abbildung A-49: V4 Pos. 3; KH

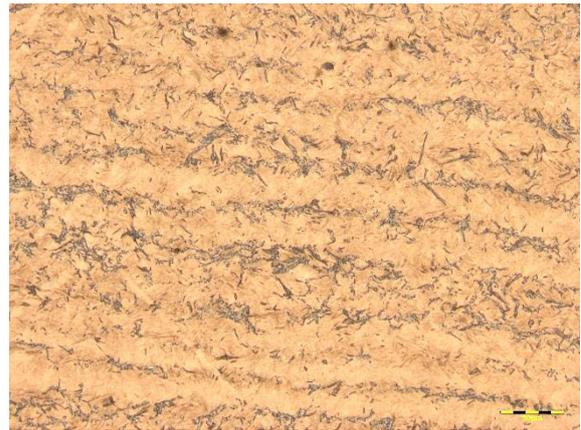


Abbildung A-50: V4 Pos. 4; KH

V5



Abbildung A-51: V5 Pos. 1, KH

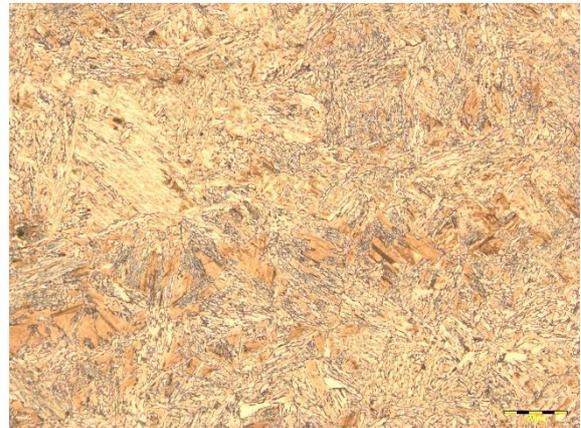


Abbildung A-52: V5 Pos. 2, KH



Abbildung A-53: V5 Pos. 3, KH

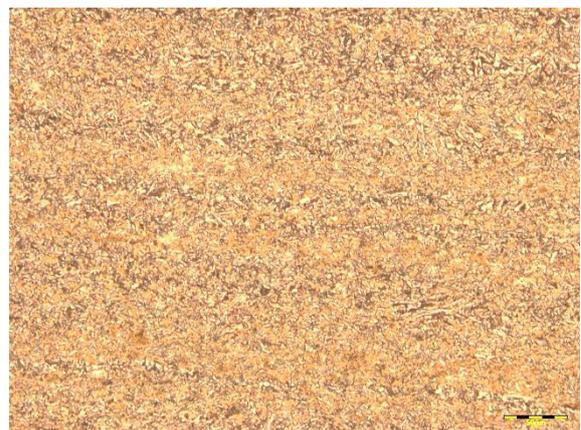


Abbildung A-54: V5 Pos. 4, KH

V6



Abbildung A-55: V6 Pos. 1; KH

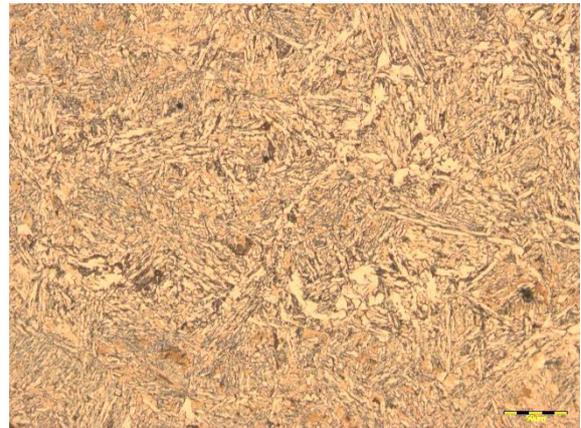


Abbildung A-56: V6 Pos. 2; KH

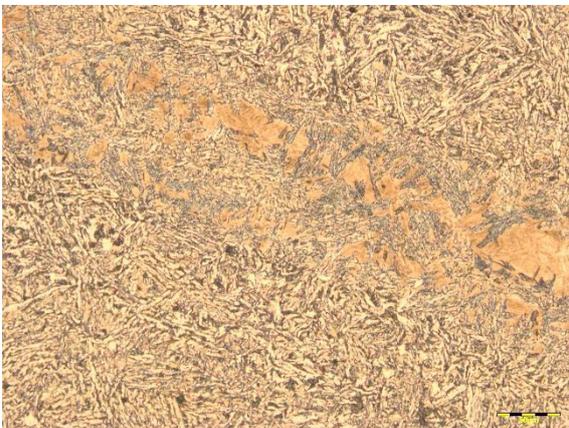


Abbildung A-57: V6 Pos. 3; KH

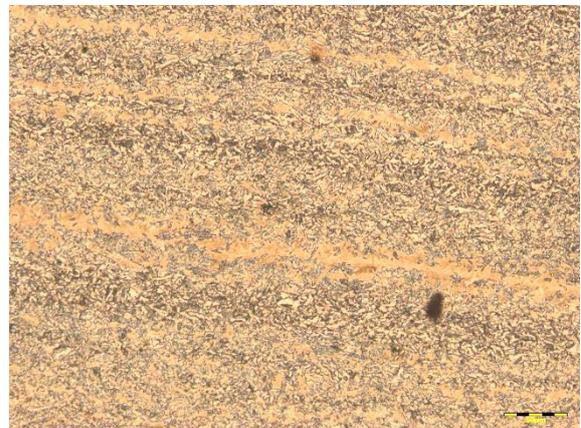


Abbildung A-58: V6 Pos. 4; KH

V7



Abbildung A-59: V7 Pos. 1; KH

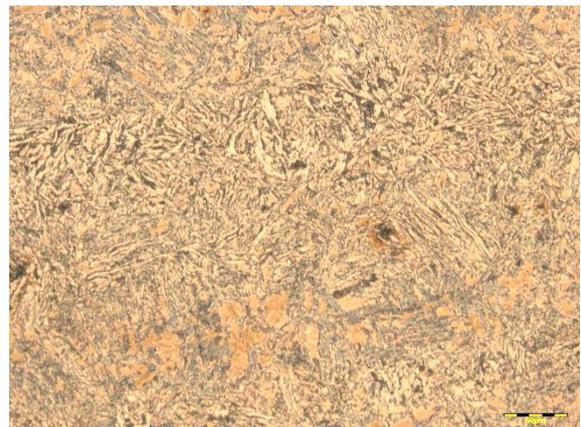


Abbildung A-60: V7 Pos. 2; KH



Abbildung A-61: V7 Pos. 3; KH

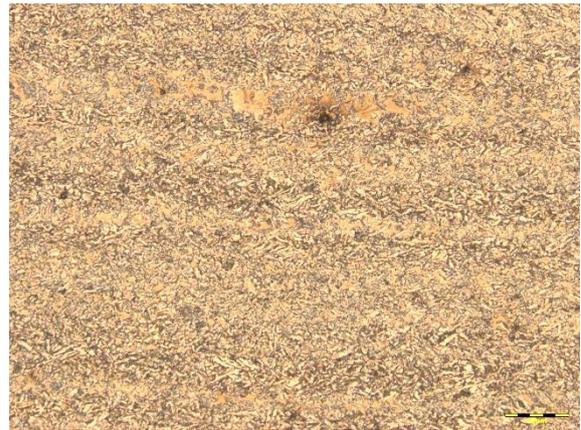


Abbildung A-62: V7 Pos. 4; KH

V8

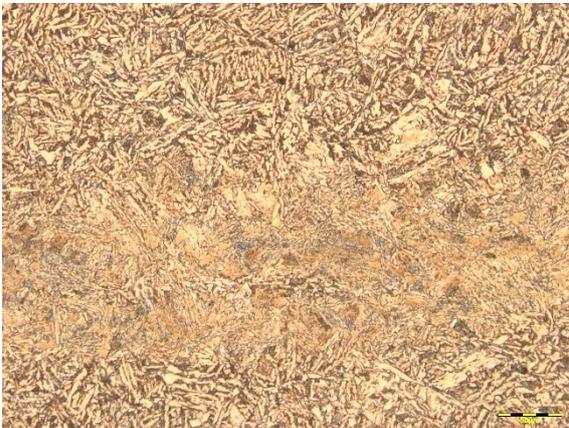


Abbildung A-63: V8 Pos. 1; KH

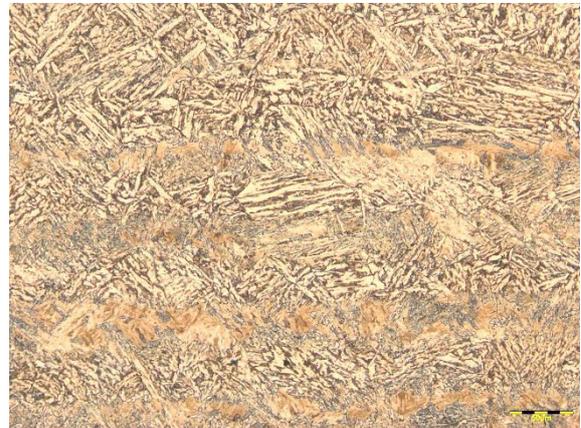


Abbildung A-64: V8 Pos. 1; KH



Abbildung A-65: V8 Pos. 1; KH



Abbildung A-66: V8 Pos. 1; KH